671.36*GUI

TRAITEMENTS THERMIQUES

DES

PRODUITS MÉTALLURGIQUES

TREMPE, RECUIT, REVENU

PAR

LÉON GUILLET

DOCTEUR ÈS SCIENCES

INGÉNIEUR DES ARTS ET MANUFACTURES

MEMBRE DU CONSEIL DE LA SOCIÉTÉ D'ENCOURAGEMENT POUR L'INDUSTRIE NATIONALE

PROFESSEUR DU COURS DE MÉTALLURGIE ET TRAVAIL DES MÉTAUX

AU CONSERVATOIRE NATIONAL DES ARTS ET MÉTIERS

ECOLE CENTRALE DE LILLE

D0000004898

PARIS (VIe)

H. DUNOD ET E. PINAT, ÉDITEURS

49, Quai des Grands-Augustins, 49

1909

Tous droits réservés

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

n° 4399 P

INSTITUT INDUSTRIEL DU NORD DE LA FRANCE

21 JUIL 1982

TREMPE, RECUIT, REVENU

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

OUVRAGES DU MÊME AUTEUR

EN VENTE A LA MÊME LIBRAIRIE

Les alliages métalliques. Étude théorique. In-8° 16 × 25 de 240 p. avec 117 figures. Broché, 7 fr. 50; cartonné ..... 9 fr.

Les alliages métalliques. Étude industrielle. In-8° 16 × 25 de 1.180 p. avec 210 figures et un atlas 16 × 25 de 102 planches reproduisant 403 micrographies. Broché, 40 fr.; cartonné ..... 43 fr. 50

Les aciers spéciaux. Préface de H. Le Chatelier, membre de l'Institut.

T. I. *Aciers au nickel. — Aciers au manganèse. — Aciers au silicium.* In-4° 22 × 28 de 100 pages avec 28 figures..... 10 fr.

T. II. *Aciers au chrome, au tungstène, au molybdène, à l'étain, au titane, au vanadium, à l'aluminium, au cobalt.* In-4° 22 × 28 de 133 pages avec 170 figures..... 10 fr.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

TRAITEMENTS THERMIQUES

DES

PRODUITS MÉTALLURGIQUES

TREMPE, RECUIT, REVENU

PAR

LÉON GUILLET

DOCTEUR ÈS SCIENCES

INGÉNIEUR DES ARTS ET MANUFACTURES

MEMBRE DU CONSEIL DE LA SOCIÉTÉ D'ENCOURAGEMENT POUR L'INDUSTRIE NATIONALE

PROFESSEUR DU COURS DE MÉTALLURGIE ET TRAVAIL DES MÉTAUX

AU CONSERVATOIRE NATIONAL DES ARTS ET MÉTIERS

PARIS (VIe)

H. DUNOD ET E. PINAT, ÉDITEURS

49, Quai des Grands-Augustins, 49

1909

Tous droits réservés

INSTITUT INDUSTRIEL DU NORD DE LA FRANCE

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ERRATUM

PAGE	LIGNE	AU LIEU DE :	LIRE :
VI	16	est relatif à	étudie
VII	1	en les	en le
17	24	l'essai	les essais
30	8	solide μ_1 (de concentration la plus élevée) = solide μ_2 (de concentration la plus faible) + liquide μ	solide μ_2 (de concentration plus faible) = solide μ_1 (de concentration plus élevée) + liquide μ
31	3	$\mu_1 = \mu_2$ + liquide μ	$\mu_2 = \mu_1$ + liquide μ
36	10	graphite	charbon de bois
55	12	*m*MB	*m*M*b*
61	10	liquide	liquidus
61	10	le solidus en 2 points μ'' et μ'	le solidus en μ'' et la ligne de transformation en μ'
74	dernière	l'équilibre H	l'équilibre : liquide H
76	29	départ	dépôt
77	10	$\frac{1}{C}\frac{Q}{P} = \Delta_1 z \frac{dt}{dz} + t_1 = t_0$ ou $\Delta z \frac{dt}{dz}$	$\frac{1}{C}\frac{Q}{P} = \Delta z_1 + \frac{dt}{dz} + t_1 - t_0 = \Delta z \frac{dt}{dz}$
78	18	courbe 1	courbe I figure 28
95	13	et donnent	et donne
118	1	Toberm	Toberg
119	22	autour	au cours
203	15	Fütz	Pütz
245	fig. 82	Le deuxième diagramme est mal orienté	TB est entièrement au-dessous de *t*T
313	1	Page 113 et suivantes	Page 117 et suivantes
317	9	rapidement	à température élevée
332	2	la température	la mesure de la température
332	15	à 1 000° et la	entre 1 000° et la
332	23	9 0 15	9 10 15
339	Tabl., 3e col. 1re ligne	0,92	0,02
339	Tabl., 3e col. 2e ligne	0,2	0,02
340	10	après : à des essais,	ajouter : de flexion
354	21	p. 355	p. 356
372	27	(moyenne 750)	(moyenne 775)
400	11	figure 118	figure 121
408	7	après : figure	ajouter : 128
419	15	141 à 144	142 à 144
488	21	le circuit	le recuit
489	32	après : 0,70 0/0	ajouter : de carbone
494	14	les scies des manivelles	les soies des manivelles
498	28	Refroidissent	refroidissement
500	2	au refroidissement de l'air	et refroidis à l'air
501	3	Le rail 1	Le rail A
501	9	le rail G	le rail C
501	16	limite classique	limite élastique
506	9	refroidissement	rebondissement
509	Tableau III 1re colonne	C = 0,152	C = 0,182
510	17	*b*) accompagnée de liquation et produisant des défectuosités	*b*) accompagnée de liquation *c*) et de défectuosités profondes avec oxydation
529	3 et 4	le pourcentage en élément particuli en carbone	le pourcentage en élément particulier pour une même teneur en carbone
532		Reporter les 4 premières lignes en haut de la page 533	
538	8	La trempe en certains	La trempe sur certains
538	10	tout le carbure	tout le carbone
562	5	Toute extrémité	Toute l'extrémité
572	Type IV	Cu = 91 Sn = 59	Cu = 91 Sn = 9
575	9	Sn ... 19	Sn ... 9
583	4	alliages Cuivre-Etain, constitution analogue	Alliages Cuivre-Etain de constitution analogue.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

AVANT-PROPOS

L'ouvrage, dont nous publions aujourd'hui le premier volume, se rapporte aux différents traitements que peuvent subir les produits métallurgiques. Il comprendra quatre tomes :

1° *Traitements thermiques des produits métallurgiques*, c'est-à-dire la trempe, le recuit et le revenu ;

2° *Traitements chimiques des produits métallurgiques*, c'est-à-dire la cémentation, la fabrication de la fonte malléable, les dépôts directs et électrolytiques, les soudures et brasures, etc., en un mot tous les traitements dans lesquels intervient généralement une réaction chimique ;

3° *Traitements mécaniques des produits métallurgiques*, c'est-à-dire le moulage, le forgeage, le laminage, le matriçage, l'étirage, le tréfilage, etc. ;

4° *Applications de ces différents traitements*, c'est-à-dire la description des principales fabrications utilisant ces traitements, fabrication des tôles d'acier (plaques de blindage), de cuivre, de laiton, de nickel, de melchior, d'étain, de zinc, etc. ; fabrication des profils en acier (rails, poutrelles, cornières, etc.), en cuivre, laiton, etc. ; fabrication des fils, des pièces matricées, des tubes, etc., etc.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Les trois premiers volumes seront divisés en deux parties distinctes :

1° *Partie théorique*, donnant avec tous les détails nécessaires les études qui ont conduit aux théories actuelles des différents phénomènes ;

2° *Partie pratique*, qui comportera de nombreux renvois à la partie théorique, sans toutefois que la lecture de celle-ci soit nécessaire.

De plus, ces études traiteront non seulement de l'application aux aciers, mais aussi à tous les autres produits métallurgiques utilisés, métaux industriels ou alliages.

Nous nous efforcerons de condenser sous forme de règles très simples le principe des différents traitements que nous aurons examinés et d'indiquer brièvement la variation de ces règles avec les divers produits métallurgiques.

Le volume que nous présentons aujourd'hui est relatif à la trempe, le recuit et le revenu.

L'industrie jusqu'ici n'utilise guère ces traitements, tout au moins la trempe et le revenu, que pour les aciers ordinaires et spéciaux. Nous voudrions montrer, ainsi que nous l'avons déjà fait dans de précédentes études et dans diverses communications aux Sociétés Savantes, qu'ils doivent être appliqués aussi à de nombreux autres alliages.

Le volume est divisé en vingt-cinq chapitres.

Le premier est exclusivement consacré aux définitions et au rappel des propriétés mécaniques des produits métallurgiques.

Puis commence la partie théorique, dans laquelle on établit les principes des traitements envisagés, à un point de vue général, d'abord ; on en fera ensuite l'application aux divers alliages. Cette partie théorique comprend onze chapitres, à savoir :

Chapitre II : *Loi des phases et diagrammes des alliages.* —

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Nous avons repris ici sous une autre forme et en les développant le premier chapitre de notre étude théorique des alliages industriels ; les travaux effectués dans ces derniers temps nous ont permis de donner à ce chapitre une forme moins abstraite, correspondant mieux à un traité avant tout industriel.

Chapitre III : *Des méthodes permettant d'établir le diagramme d'alliages binaires.* — Ceci est un résumé de notre étude théorique des alliages. Nous insisterons toutefois beaucoup sur certaines déterminations que nous avions à peine décrites dans notre précédent livre et qui reçoivent ici une véritable sanction pratique.

Chapitre IV : *Théorie générale de la trempe.*

Chapitre V : *Théorie générale du recuit et du revenu.*

Dans ces deux chapitres, nous relions les traitements, trempe, recuit, revenu, au diagramme. De plus, nous y étudions la théorie de l'écrouissage et du recuit sur métal écroui.

Chapitre VI : *Théorie des traitements thermiques des aciers.* — Nous étudions le diagramme de Roozeboom avec les études les plus récentes faites sur ce sujet. Nous rappelons les divers constituants des aciers. Nous en tirons les conclusions au point de vue de la trempe des aciers et de la fonte et des règles pratiques.

Chapitre VII : *Théorie des traitements thermiques des fontes et aciers spéciaux.* — Nous avons cherché à établir le lien qui existe entre la constitution et les traitements.

Chapitre VIII : *Théorie des traitements thermiques des bronzes.* — Nous y étudions le diagramme de MM. Heycock et Neville et les déductions qu'on peut en tirer.

Chapitre IX : *Théorie des traitements thermiques des laitons.* — Le diagramme de Shepherd nous permet d'examiner la trempe des laitons.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Chapitre x : *Théorie des traitements thermiques des alliages cuivre-aluminium.* — Nous relatons ici le travail tout récent de Carpenter et Richards, et celui de Gwyer, qui ont suivi le diagramme que nous avons tracé.

Chapitre xi : *Théorie des traitements thermiques des alliages industriels.* — Ici, nous résumons les travaux récents qui ont été faits sur les alliages présentant des points de transformation, notamment les belles recherches du professeur Tammann et de ses élèves.

Chapitre xii : *Théorie de la trempe et du recuit des métaux purs.*

La seconde partie du livre est consacrée à l'étude pratique de la trempe et comprend treize chapitres. Les premiers sont consacrés aux aciers.

Chapitre xiii : *Trempe des aciers. Historique et différents coefficients qui interviennent dans la trempe.*

Chapitre xiv : *Trempe des aciers ordinaires. Résultats.*

Chapitre xv : *Température de trempe. Sa mesure.*

Chapitre xvi : *Bains de trempe.*

Chapitre xvii : *Fours de trempe.*

Chapitre xviii : *Diverses méthodes de trempe.*

Chapitre xix : *Accidents de trempe.*

Chapitre xx : *Recuit et revenu des aciers ordinaires.*

Chapitre xxi : *Recuit et revenu des aciers. Matériel.*

Chapitre xxii : *Traitement des principaux outils ordinaires.*

Chapitre xxiii : *Trempe, recuit et revenu des aciers spéciaux.*

Chapitre xxiv : *Trempe et recuit des alliages de cuivre.*

Chapitre xxv : *Trempe et recuit des alliages autres que ceux de cuivre et de fer.*

Nous ferons remarquer que, très souvent, en ce qui concerne surtout les recherches les plus importantes et les

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

plus récentes, nous avons tenu à reproduire au moins partiellement les mémoires mêmes des auteurs de ces études ou les discussions qui les ont suivies. On pourrait nous reprocher d'avoir été ainsi plus utiles aux chercheurs qui veulent se documenter sur une question qu'aux industriels qui désirent, avant tout, avoir des conclusions. Nous tenons à bien faire remarquer qu'à la suite de l'exposé de ces recherches nous avons résumé en quelques lignes les conclusions théoriques et pratiques auxquelles elles avaient conduit.

Nous avons cherché dans ce livre et chercherons dans les autres tomes à montrer que, dans son état actuel, la science permet de conduire d'une façon rationnelle des opérations industrielles de la plus haute importance, diminue ainsi considérablement les déchets et améliore par conséquent les prix de revient.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

TRAITEMENTS THERMIQUES

DES

PRODUITS MÉTALLURGIQUES

CHAPITRE PREMIER

DÉFINITIONS

Définition de la trempe. — La trempe est l'opération dans laquelle un métal porté à une certaine température est refroidi brusquement par immersion dans un bain liquide ou gazeux.

Produits métallurgiques prenant la trempe. — Un produit métallurgique prend la trempe lorsque, ayant subi cette opération telle que nous venons de la définir, il éprouve un changement quelconque dans l'une de ses propriétés, propriétés mécaniques, résistance électrique, magnétisme, constitution, etc., changement qui ne serait pas apporté par une même élévation de température suivie d'un refroidissement lent.

On peut ajouter que, généralement, un produit métallurgique qui prend la trempe voit sa constitution changer par trempe et il est juste, du moins pour les alliages industriels, de dire qu'un produit métallurgique prend la trempe lorsque, porté à une certaine température et refroidi brusquement, il possède une constitution autre que celle qu'il avait avant le traitement et autre que celle donnée par un chauffage à même température suivi de refroidissement lent. Il nous faut insister de suite sur deux points :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Lorsque l'on parle de différences dans la constitution après trempe, cela n'indique pas forcément que ce traitement ait créé des constituants nouveaux, mais bien aussi que les proportions des constituants préexistants ou leur répartition changent.

D'autre part, il arrive fort souvent qu'après quelques essais on déclare qu'un alliage n'est pas susceptible de prendre la trempe. Cette affirmation est beaucoup trop absolue. Il faut qu'une étude générale de l'alliage ait été faite pour qu'on puisse se prononcer.

Il se peut, en effet, que les conditions de l'expérience ne soient pas celles qui correspondent à une transformation intermoléculaire. Il se peut aussi que les méthodes d'essais dont on dispose, telle la lime dans les ateliers de mécanique, ne soient pas suffisamment précises pour permettre d'affirmer qu'il n'est pas survenu de changement dans les propriétés mécaniques.

But de la trempe. — Le but de la trempe est toujours d'apporter une modification aux propriétés du métal. Ces modifications peuvent consister dans une amélioration générale des propriétés mécaniques (aciers doux) ou dans un changement plus spécial, comme par exemple, l'obtention, d'une grande dureté (aciers durs) ou l'augmentation de la malléabilité (bronzes).

Définition du recuit. — Le recuit est l'opération qui consiste à porter un produit métallurgique à une certaine température et à le laisser refroidir lentement à partir de cette température.

But du recuit. — Le recuit peut avoir pour but de détruire soit l'écrouissage, soit la trempe, soit la fragilité d'un métal surchauffé.

Un métal écroui est un métal qui, ayant subi un travail mécanique (laminage, martelage, étirage, travail de machines-outils, etc.), acquiert, de ce fait, des propriétés spé-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ciales qu'il perd, en partie du moins, s'il est réchauffé à une certaine température, variable d'ailleurs avec les différents métaux ou alliages.

Comme un métal écroui est toujours plus difficile à usiner qu'un métal non écroui, c'est-à-dire recuit, on est souvent conduit à recuire les produits écrouis.

Il faut bien noter, d'autre part, que l'écrouissage apporte, comme nous le verrons, de grosses perturbations dans les propriétés mécaniques, perturbations qu'il est très difficile de définir, parce qu'elles varient beaucoup avec de nombreuses circonstances et qu'elles sont souvent locales.

Étant donné qu'il est maintes fois nécessaire de connaître exactement la valeur du produit métallurgique utilisé, on est conduit à opérer un recuit, qui lui donne, s'il est bien fait, des qualités parfaitement déterminées.

Le recuit sur pièces trempées a pour but de faire disparaître *entièrement* la trempe : il se fait à une température légèrement supérieure à la température de trempe, ou plus exactement, comme nous le verrons, à une température un peu supérieure au point de transformation le plus élevé.

Définition du revenu. — Le revenu consiste à prendre un métal trempé et à le porter à une température inférieure à la température de trempe.

Différence entre le recuit et le revenu. — On voit de suite la différence, des plus grandes, qui existe entre le recuit et le revenu ; celui-ci ne s'applique qu'aux pièces trempées, celui-là s'applique aux pièces trempées et aux produits écrouis ; le revenu se fait toujours à température inférieure à celle de trempe (ou plus exactement au point de transformation le plus élevé). Nous insistons sur ces définitions, parce que les industriels ont trop tendance à confondre ces deux traitements.

But du revenu. — Le revenu a pour but de détruire les tensions internes qui peuvent être amenées par la trempe (nous

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

en reparlerons dans la seconde partie à propos des aciers) et surtout de diminuer plus ou moins légèrement les propriétés apportées par la trempe, lorsqu'elles sont dangereuses ou moins avantageuses. C'est ainsi que la trempe rend certains aciers très durs et en même temps extrêmement fragiles. On préfère diminuer légèrement la dureté et abaisser nettement la fragilité par le revenu que de conserver les propriétés premières que l'on redoute justement.

D'autre part, le revenu durcit certains aciers trempés (aciers austenitiques).

PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DES MÉTAUX ET DES ALLIAGES

Il nous paraît indispensable de rappeler rapidement quels sont les essais permettant de déterminer les propriétés mécaniques des métaux et des alliages.

Nous aurons, en effet, d'une façon courante, à parler des modifications apportées dans les propriétés par les différents traitements thermiques, et nous chiffrerons ces modifications.

Essai de traction. — Cet essai permet de déterminer la charge de rupture à la traction par millimètre carré de la section primitive R, la limite élastique à la traction par millimètre carré de la section primitive E, les allongements pour cent après rupture, c'est-à-dire les allongements éprouvés par le barreau rompu et rapportés à une longueur initiale de 100 millimètres.

Nous n'insisterons pas sur la pratique de cette méthode, qui est bien connue. Nous indiquerons ses inconvénients et les perfectionnements qu'on y a apportés.

Les inconvénients de l'essai à la traction peuvent se résumer comme suit :

L'essai à la traction donne un résultat moyen ; dans bien des circonstances, il est utile d'avoir plutôt un résultat local ; ce défaut provient des dimensions des éprouvettes, qui sont gé-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

néralement de 13^{mm},8 de diamètre et 100 millimètres entre repères (ceux-ci servant à mesurer l'allongement).

C'est un essai coûteux et long ; coûteux, de par la préparation des éprouvettes, la machine à utiliser et même la main-d'œuvre d'essai ; long, car la préparation des éprouvettes, sans être délicate, demande un certain temps ; l'essai lui-même est assez prolongé.

C'est enfin un essai d'interprétation souvent délicate, notamment en ce qui concerne la limite élastique.

Celle-ci est lue généralement sur le diagramme que décrit la machine ; on prend le point où les allongements ne restent plus proportionnels aux charges. Si ce point est extrêmement net dans certains aciers et laitons, pour lesquels on note dans le diagramme un palier, il n'en est plus de même dans la plupart des produits métallurgiques.

Ainsi a-t-on cherché à perfectionner l'essai à la traction.

Laissons de côté tous les progrès effectués au point de vue machines d'essai, enregistrement, etc., mais voyons les méthodes indiquées pour préciser certains résultats, notamment la mesure de la limite élastique.

Il faut se rappeler la méthode si élégante de M. Frémont ; elle a malheureusement le défaut d'être coûteuse, parfois imprécise, et, en tous les cas, de nécessiter une installation de polissage spéciale.

Elle consiste à tractionner une éprouvette, non plus cylindrique, mais formée par deux troncs de cône se rejoignant par leurs sommets. De plus le métal est poli sur une partie de la surface, suivant une génératrice.

On tractionne cette éprouvette jusqu'à rupture ; comme on connaît la section minimum de l'éprouvette (section de rencontre des deux cônes) qui sera la section de rupture (à moins d'un défaut local), et que la machine sur laquelle on opère permet de connaître la charge totale à laquelle l'éprouvette est soumise, on peut en déduire la charge de rupture par millimètre carré.

Voyons pour la limite élastique.

Lorsque l'on tractionne l'éprouvette jusqu'à rupture, la

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

limite élastique est dépassée dans la plus petite section, mais l'éprouvette étant tronconique, il y a une section pour laquelle la limite élastique ne sera justement pas dépassée, tandis qu'elle le sera dans la section immédiatement voisine dans la direction du sommet du tronc de cône.

Cette section sur la limite des déformations sera facile à déterminer : en effet la partie de l'éprouvette qui a été primitivement polie aura perdu son pouvoir réfléchissant sur toute la partie dans laquelle la limite élastique aura été atteinte ; il suffira donc de déterminer la position exacte de cette section au microscope et d'en prendre le diamètre.

Connaissant l'effort total exercé sur l'éprouvette et la section en millimètres carrés, on en déduit la limite élastique.

Cette méthode présente plusieurs inconvénients : elle nécessite une installation de polissage que possèdent seuls ceux qui se livrent à la micrographie ; de plus la préparation de l'éprouvette spéciale qu'elle utilise est très coûteuse ; enfin elle ne donne pas toujours la précision que l'on désire ; en effet, avec les métaux qui, sur le diagramme ordinaire, donnent un palier très net, la méthode Frémont est elle-même extrêmement précise, mais elle n'est d'aucune utilité, le diagramme donnant lui-même le renseignement précis ; lorsqu'il y a incertitude sur le diagramme, il y a généralement incertitude sur l'éprouvette, c'est-à-dire que la zone de transformations ne cesse pas subitement ; on trouve au delà d'une partie nettement dépolie sur laquelle on ne peut avoir aucune hésitation des portions successivement polies et déformées, et l'on est souvent bien hésitant pour arrêter la section limite. Nous devons ajouter, cependant, que pour certains métaux durs, bronzes et aciers, la méthode nous a permis de lever nettement les doutes que laissait le diagramme.

Guillery (Section française de l'association des méthodes d'essais, 21 juin et 21 juillet 1902) a indiqué que l'on pouvait fixer la limite élastique d'un métal en mesurant la résistance électrique de l'éprouvette, en même temps que les charges correspondantes. Les courbes ainsi tracées se lisent plus faci-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

lement que les diagrammes ordinaires et l'on en déduit aisément les limites élastiques.

Enfin, le capitaine Fraichet (Section française de l'association des méthodes d'essais, 30 mars 1903) a décrit et expérimenté une élégante méthode qui s'applique aux métaux magnétiques; l'éprouvette, tractionnée avec une vitesse constante, est placée comme noyau d'une bobine comprenant deux enroulements superficiels : un circuit primaire en gros fil, relié aux bornes d'un accumulateur ; un circuit secondaire en fil fin, joint à un galvanomètre ordinaire. Dès que le circuit primaire est fermé, l'éprouvette est traversée par un flux dont la plus grande partie se ferme par les mordaches et les bâtis de machine à traction.

Pendant la traction le flux varie constamment ; de ce fait il se produit dans le circuit secondaire un courant induit dont l'intensité est proportionnelle à la variation instantanée du flux; cette intensité est mesurée par la déviation galvanométrique.

La limite élastique correspond toujours à une chute brusque de la déviation galvanométrique.

Méthodes pouvant se substituer aux essais de traction. — A dessein nous décrivons ici les méthodes pouvant, et non devant, se substituer aux essais de traction. Nous pensons que, pour la plupart de ces méthodes, une étude plus approfondie que celle qui a déjà été faite doit être poursuivie, avant qu'il puisse en être question définitivement dans les cahiers des charges, et cela même pour l'essai de la bille Brinell, qui, cependant, a déjà donné lieu à de très nombreux et fort intéressants mémoires.

Ces méthodes sont : 1° la méthode de la bille de Brinell ; 2° le pliage ; 3° le poinçonnage ; 4° le cisaillage.

Nous rappellerons le principe de ces méthodes et le mode d'exécution, et nous résumerons les résultats obtenus, en indiquant, si possible, ce qui reste à faire.

Méthode de la bille de Brinell. Historique et principe. — C'est au Congrès de Paris, en 1900, que Brinell proposa la méthode dite de la bille, qui remporta de suite un vif succès.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le principe de la méthode est le suivant : une bille de diamètre déterminé est enfoncée dans le métal étudié sous une pression connue ; il s'ensuit dans le métal l'impression d'une calotte sphérique dont on peut calculer aisément la surface en connaissant le diamètre de l'empreinte dans le plan supérieur de l'éprouvette.

Le chiffre de Brinell, ou nombre de dureté, est donné par la formule : $\Delta = \frac{P}{a}$, P étant la pression exercée sur la bille, a la surface de la calotte sphérique. En somme, la mesure du chiffre de Brinell se résume dans une lecture de pression et dans la détermination d'un diamètre.

Appareils utilisés. — On peut diviser les appareils pour la détermination du chiffre de Brinell en deux grandes catégories :

1° Les appareils agissant par pression ou appareils statiques ;

2° Les appareils agissant par choc ou appareils dynamiques.

Les premiers se subdivisent en : α) appareils à pression variable ; β) appareils à pression constante.

Pour la description de ces appareils, nous renverrons aux différentes études déjà parues, notamment à notre étude de la *Revue générale des Sciences*, n° 15, t. XVI, année 1907.

Si la méthode de la bille ne permettait que de déterminer le chiffre dit de dureté, tel que nous l'avons défini, elle présenterait un intérêt très minime.

Le chiffre de dureté est relié directement à la charge de rupture à la traction, de telle sorte que sa détermination, opération extrêmement simple, rapide et peu coûteuse, doit pouvoir se substituer, dans une certaine mesure, à l'essai de traction dont nous avons déjà dit les défauts.

Dans son premier mémoire, Brinell déclarait que, pour les aciers renfermant moins de 0,800 de carbone et recuits, on avait :

$$\frac{R}{\Delta} = 0{,}346,$$

R étant la charge de rupture par millimètre carré, Δ le chiffre de dureté.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

De plus il indiquait que la méthode de la bille permettait ainsi la détermination de la limite élastique apparente ; pour cela, on devait utiliser une bille de 5 millimètres de diamètre (dans l'essai de dureté on prend ordinairement une bille de 10 millimètres), on plaçait la bille à 2 millimètres d'une arête du métal et on notait la charge qui entraînait une première déformation. Il y avait, d'après Brinell, une relation constante entre cette charge et la limite élastique à la traction.

En troisième lieu, la méthode devait permettre aussi de déterminer les allongements à la traction ; pour cela, il suffisait de poursuivre l'essai précédent jusqu'à déchirer l'arête du métal ; on mesurait la hauteur du bourrelet, et l'on avait un chiffre qui était en rapport constant avec l'allongement pour cent à la traction.

Cette méthode n'est applicable qu'à des aciers recuits.

Disons tout de suite que tous les expérimentateurs, y compris Brinell lui-même, ont montré que ces deux dernières assertions sont erronées et que *seule doit subsister la possibilité de déterminer la charge de rupture par la méthode de la bille.* C'est sous ce rapport que nous allons la considérer.

Plusieurs points restent à préciser. Tout d'abord, quelles peuvent être les influences de ces deux facteurs : diamètre de la bille, pression exercée. Plusieurs personnes s'en sont préoccupées : citons de suite Bénédicks dont les travaux sur les aciers sont bien connus. Voici les conclusions auxquelles il est arrivé, après des essais d'une précision des plus remarquables :

1° On obtient, pour un métal déterminé, un chiffre de dureté constant en multipliant le chiffre de dureté calculé d'après la méthode de Brinell par la racine cinquième du rayon de courbure de la bille ;

2° En comparant les abaques des chiffres de dureté obtenus pour des fers tendres soumis à de faibles pressions avec les abaques des chiffres de dureté du plomb, on a trouvé que toutes les ordonnées du diagramme de l'un des deux métaux ne diffèrent que par un facteur constant des ordonnées cor-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

respondant à la même pression dans le diagramme de l'autre métal.

Ceci permet, connaissant le degré de dureté trouvé pour une pression déterminée, de calculer dans certaines limites la valeur du chiffre de dureté à une autre pression quelconque.

On a la relation :

$$H_0 = H \times \frac{K + P_0}{K + P},$$

dans laquelle H_0 représente le chiffre de dureté correspondant à la pression P_0, H le chiffre de dureté correspondant à la pression P, K une constante, du moins entre certaines limites de pression. Bénédicks a trouvé pour K la valeur 1.000, lorsque la pression varie entre 500 et 4.000 kilogrammes.

Le point le plus important à fixer est la valeur du rapport qui existe entre le chiffre de dureté et la charge de rupture à la traction.

Ce rapport varie-t-il d'une espèce de métal à l'autre? Brinell avait donné comme coefficient 0,346.

Dillner a proposé au Congrès de Bruxelles quatre coefficients différents pour les aciers recuits.

	EFFORT	
	perpendiculaire au sens du laminage	parallèle au sens du laminage
Aciers ayant un chiffre de dureté inférieur à 175	0,362	0,354
Aciers ayant un chiffre de dureté supérieur à 175	0,344	0,324

Dans les essais de Dillner, la différence entre la charge de rupture déterminée par la méthode ordinaire et celle qu'on calcule par l'intermédiaire du chiffre de dureté atteint 3 0/0 pour les teneurs en carbone inférieures à 0,5 0/0 et 6 0/0 environ pour les aciers plus durs.

D'autre part, Charpy, directeur des usines Saint-Jacques

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

à Montluçon, a présenté, il y a déjà plusieurs années, un mémoire fort intéressant sur le même sujet, à la Section française de l'Association des Méthodes d'Essais. Dans ses conclusions, ce savant admettait un coefficient de 0,35 pour les aciers doux et 0,336 pour les aciers durs, toujours à l'état recuit, la direction de l'effort étant parallèle au sens du laminage.

On voit combien ces coefficients s'écartent peu de ceux de Dillner.

Breuil, chef de Section au laboratoire du Conservatoire des Arts et Métiers, a présenté au Congrès de Bruxelles un mémoire dans lequel il relate un grand nombre d'expériences faites dans le même but, il les résume en déclarant qu'il n'a pas trouvé la concordance annoncée par Brinell entre R et Δ. « Cependant, ajoute-t-il, il faut reconnaître que l'approximation réalisée est assez remarquable. Cette manière de déterminer la résistance à la rupture pourrait suffire pour certains essais rapides pratiques, et là nous sommes absolument de l'avis de M. Brinell. » Breuil reconnaît, d'ailleurs, que la réglette qu'il a utilisée pour déterminer les diamètres de l'empreinte a pu entraîner des erreurs de 3 à 4 0/0.

Enfin, au même Congrès de Bruxelles, Ast a donné les résultats extrêmement précis et d'une concordance très remarquable sur aciers recuits, de charges de rupture variant entre 34 et 87 kilogrammes. Le coefficient qui se déduit de ces essais est : 0,356, très voisin du coefficient trouvé, malgré l'emploi de pressions différentes.

Comme le fait remarquer Henry Le Chatelier dans un article publié dans la *Revue de Métallurgie*, décembre 1906 : La conséquence très nette de cet ensemble considérable de recherches est la suivante : pour les aciers au carbone ordinaire, pris dans leur état naturel, il y a en moyenne une relation rigoureusement déterminée, voisine de la proportionnalité, entre la ténacité et les chiffres de dureté. Les discordances de chaque expérience individuelle sont, dans la grande majorité des cas, inférieures à celles que comporte chacune des méthodes d'essais prise isolément.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Donc, en résumé, pour les aciers au carbone recuits, on doit admettre la relation entre la charge de rupture et le chiffre de Brinell. On peut prendre comme relation moyenne :

$$R = 0{,}35\Delta \text{ pour aciers doux } (\Delta < 175),$$
$$R = 0{,}34\Delta \text{ pour aciers durs } (\Delta > 175).$$

Si le fait est acquis pour les aciers au carbone ordinaires recuits, l'est-il pour les mêmes produits ayant subi des traitements thermiques ou mécaniques les ayant amenés à un état autre que l'état normal ? Nous ne le pensons pas ; sur ce point, nous sommes d'accord avec les autres expérimentateurs.

Nous avons voulu appliquer le procédé Brinell à des pièces brutes de forges, tels que des produits matricés, nous avons obtenu des résultats extrêmement discordants. Ceci s'explique aisément : le métal se trouve écroui superficiellement et, de plus, il a subi une trempe à l'air. C'est ainsi que, si l'on cherche à déterminer au microscope la teneur en carbone de pièces forgées, on obtient généralement des résultats absurdes, par suite de la présence de sorbite.

Si l'on vient à prendre les chiffres de Brinell superficiellement avant recuit, on obtient un chiffre très éloigné de celui qui donne une détermination semblable sur une partie située loin de la périphérie ou, mieux, sur le métal recuit, il n'y a concordance entre la charge de rupture et le chiffre de Brinell qu'après recuit. Il en sera généralement de même sur toute pièce trempée et revenue, surtout si elle est d'assez fortes dimensions, parce qu'elle n'est pas homogène et que l'essai de traction et l'essai de Brinell ne s'appliqueront pas au même point ; l'un pourra s'appliquer à une zone martensitique et l'autre à une zone de troostite et de sorbite, d'où des différences énormes.

Il faut bien noter, d'ailleurs, que la définition de l'état dans lequel se trouve le métal est tout aussi importante dans l'essai à la traction : nous pensons, au contraire, que l'application de la méthode Brinell aux produits ayant subi un traitement thermique ou mécanique doit donner des résultats plus inté-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ressants que l'essai à la traction, parce qu'elle est locale et permet, par elle-même, de connaître l'influence du traitement en différents points de la pièce.

D'autre part, il semble bien que, même sur acier trempé de façon à avoir une homogénéité aussi grande que possible (plus même que dans un acier recuit, puisqu'en prenant les précautions nécessaires : dimensions de pièces, température de trempe, on peut obtenir une solution solide homogène), le coefficient donné pour les aciers recuits ne s'applique plus.

Mesnager a tiré les mêmes conclusions d'une étude qu'il a présentée récemment (réunion de mars) à la Section française des méthodes d'essais.

D'ailleurs, que peut-on dire de l'application de la méthode de Brinell en vue de déterminer la charge de rupture des autres produits métallurgiques, aciers spéciaux, alliages de cuivre, etc.

Examinons le cas des aciers spéciaux : dans l'étude que nous avons faite, nous avons eu soin de déterminer le chiffre de Brinell en même temps que la charge de rupture; mais ces essais ont été faits en vue de voir la loi de variation du chiffre de dureté avec la teneur en produits étrangers. On n'a donc pas observé toutes les précautions nécessaires, notamment les échantillons pour l'essai de traction et celui de Brinell n'ont pas toujours été pris dans le voisinage l'un de l'autre.

On ne peut pas dire que, de ces résultats, on puisse conclure quoi que ce soit de précis. Cependant, dans un très grand nombre de cas, on trouve un coefficient très rapproché pour des aciers de même structure, mais très différents lorsque celle-ci change. C'est ainsi que les aciers martensitiques paraissent avoir un coefficient d'environ 0,250.

Mais je m'empresse d'ajouter que tous ces essais doivent être repris avec beaucoup de précision, que l'existence d'un coefficient correspondant à chaque structure est presque entièrement hypothétique.

Pour les alliages de cuivre, les études déjà faites paraissent indiquer les mêmes conclusions. Mais là plus qu'ailleurs il

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

faudra faire attention à l'hétérogénéité, surtout quand il s'agira de pièces coulées.

De plus, que deviendra l'essai de Brinell dans les alliages formés de deux constituants : l'un très dur, l'autre très mou? Il arrive très souvent que ces constituants occupent des zones très importantes, par conséquent, d'un endroit à l'autre de l'alliage, des résultats des chiffres de Brinell seront très différents, à moins que l'on n'augmente suffisamment le diamètre de la bille. Lorsqu'on faît un essai sur certaines antifrictions qui renferment ces cristaux très durs formés par le composé SbSn, on note très souvent des irrégularités extraordinaires dans la forme de la calotte sphérique provenant de la bille.

L'un de mes collaborateurs aux usines de Dion-Bouton, Le Grix, a mis en vue ce phénomène d'une façon très nette : il a constitué un petit appareil qui permet de faire tomber d'une même hauteur une pointe de forme déterminée. On peut donc frapper dans les mêmes conditions les différents points d'une surface métallique. On observe ainsi des différences énormes.

D'autre part, les essais de Brinell par choc ont été étudiés théoriquement par Roos, qui a démontré l'existence de la relation :

$$\frac{A^2}{O} = K,$$

A étant la surface de l'empreinte, O le travail dépensé au choc, K une constante, le diamètre de la bille étant le même.

D'autre part, Roos a cru pouvoir admettre, *a priori*, l'autre relation, H étant le chiffre de Brinell au choc, *h* celui de l'essai statique, K une constante. Mais l'expérience ne semble pas vérifier cette relation, du moins dans toute l'étendue de l'échelle des aciers au carbone.

En résumé, les études faites jusqu'ici semblent permettre la substitution de l'essai Brinell à l'essai de traction pour la détermination de la charge de rupture, mais seulement sur les aciers au carbone recuits et peut-être à l'état naturel. Il est incontes-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

table que des études très approfondies, des expériences très précises doivent être faites sur les autres produits métallurgiques, pour que l'on puisse tirer une conclusion quelconque.

Nous nous y emploierons personnellement de notre mieux.

D'autre part, la méthode de Brinell peut, indépendamment de tout autre considération, rendre des services importants pour examiner l'homogénéité d'une pièce ou d'un lot de pièces brutes ou traitées, et même conduire certaines fabrications (plaques de blindage) ou certains traitements (cémentation et trempe).

Certaines usines utilisent même cette méthode pour la fabrication de l'acier et obtiennent d'excellents résultats.

Essai de cisaillage. — La résistance à la rupture à la traction T et la résistance au cisaillement C sont liés par la relation :

$$T = \frac{C - 7,5}{0,34}.$$

Frémont a tracé un abaque permettant de déterminer la charge de rupture, la limite élastique et la striction au moyen de la courbe de cisaillage.

Essais au choc sur barreaux entaillés. — L'essai de flexion par choc constitue assurément l'un des procédés les plus anciennement utilisés. Il consiste généralement à placer l'éprouvette sur deux appuis, à faire tomber au centre de l'éprouvette un mouton de poids déterminé, d'une hauteur constante et connue. La mesure consiste ordinairement à compter le nombre de coups de mouton pour produire soit la rupture, soit une flèche déterminée.

Les procédés récents que nous allons étudier ne sont pas basés sur le même principe : au lieu d'utiliser, comme dans l'essai précédent, les éprouvettes pleines, on emploie des barreaux entaillés, ceci pour localiser et assurer la rupture. La méthode a reçu justement la dénomination d'essai au choc par flexion sur barreaux entaillés.

Mais il y a plus : l'éprouvette est rompue en une seule opé-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ration, et l'on mesure la quantité d'énergie qui a été nécessaire à cette rupture. Pour cela, dans tous les cas, on produit un travail déterminé et l'on mesure l'énergie qui subsiste après la rupture.

L'essai au choc se traduit donc par un nombre de kilogrammètres.

Nous avons décrit dans notre livre : *Étude théorique des alliages métalliques*, les divers appareils qui peuvent être utilisés pour cet essai. Nous n'en parlerons pas ici.

Les essais au choc sur barrettes entaillées ont donné lieu à des discussions parfois très animées. Il nous paraît incontestable qu'ils mettent en vue une nouvelle propriété du métal, la fragilité, que ne met en évidence aucune autre méthode d'essai.

Constructeurs et métallurgistes sont parfaitement d'accord sur ce point.

Deux difficultés se présentent :

1° Définir d'une façon précise les conditions dans lesquelles doit se faire l'essai.

Les nombreuses études ont suffisamment mis en vue l'influence des différents facteurs : dimensions des éprouvettes, formes et dimensions de l'entaille, appareils utilisés, pour que l'on puisse arriver rapidement à s'entendre ;

2° Établir, pour les différents usages, les limites de la fragilité. C'est là que se trouve la difficulté la plus réelle, car seules des expériences pratiques permettront de définir sa limite. Une seule voie paraît indiquée, celle d'expériences pratiques réitérées ; déjà certaines limites peuvent être adoptées : nous avons indiqué 8 à 9 kilogrammètres pour les engrenages d'automobiles, pour les aciers doux, la limite de 12 kilogrammètres paraît être un chiffre sur lequel on est à peu près d'accord, du moins pour un certain nombre de pièces de machines telles que les arbres.

« Pour cela, comme le disait Charpy dans une lettre adressée à la Section Française des Méthodes d'Essais (séance de juin 1907), il ne paraît pas indispensable d'inscrire dès maintenant dans les cahiers des charges des conditions d'essais sur

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

barreaux entaillés. Toutes les grandes administrations se réservent le droit, difficilement contestable, d'ailleurs, d'effectuer, sur les produits qu'elles reçoivent, des essais supplémentaires, à titre de renseignement. Quand un essai a été ainsi longuement pratiqué, à titre facultatif, il devient très difficile au fabricant, qui l'a réalisé d'une façon à près courante sans y être forcé, de se refuser à le voir insérer comme clause obligatoire dans de nouveaux marchés. Si, en suivant une fabrication de bandages, par exemple, on prélève, en outre des essais normaux, des barreaux de choc entaillés, on trouvera certainement que la grande majorité des produits remplissent certaines conditions qui ne font défaut que dans quelques cas accidentels. Après une telle constatation, il sera bien facile d'imposer ces conditions dans de nouveaux marchés, sans s'exposer à des majorations de prix excessives, et l'on provoquera ainsi une amélioration graduelle des fabrications, qu'il sera facile d'accentuer par une aggravation également graduelle des conditions de réception. Cette méthode progressive a été appliquée jusqu'ici pour tous les produits spéciaux, en ce qui concerne les essais de traction et autres, rien ne s'oppose à ce qu'elle réussisse également pour les essais de fragilité. »

Il faut espérer que les essais se multiplieront et permettront de trancher la question.

En résumé, l'essai au choc sur barreaux entaillés définit la fragilité qu'aucun autre essai ne saurait traduire. Ils sont donc de toute première importance.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

PREMIÈRE PARTIE

ÉTUDE THÉORIQUE DE LA TREMPE, DU RECUIT, DU REVENU

CHAPITRE II

LOI DES PHASES. — DIAGRAMME DES ALLIAGES BINAIRES

Nous montrerons plus loin que *l'opération de la trempe dépend généralement du diagramme des alliages que l'on veut soumettre à ce traitement.*

D'autre part, le tracé et l'interprétation d'un tel diagramme sont entièrement basés sur la loi des phases.

Nous avons donc jugé nécessaire de rappeler cette loi en donnant à ce chapitre un développement plus important que dans notre livre : *Étude générale des alliages*, répondant ainsi à un juste reproche qui nous avait été adressé au sujet de la concision avec laquelle nous y avons traité cette question.

Dans le chapitre suivant, nous rappellerons comment on peut tracer le diagramme d'alliages binaires.

Énoncé de la loi des phases. — Gibbs a établi une loi qui a une très grande importance et constitue en quelque sorte la base même de la théorie des alliages. Nous faisons allusion à la loi des phases qui peut s'énoncer comme suit :

Le nombre V des variations indépendantes que l'on peut faire subir à un système chimique ou variance de ce système est représenté par :

$$V = C + P - \varphi.$$

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

C est le nombre des composés indépendants du système considéré ;

P est le nombre des facteurs d'équilibre ;

φ est le nombre des phases du système.

Quelques définitions sont nécessaires pour la compréhension de cette loi, qui se démontre mathématiquement (voir *l'Équilibre des systèmes chimiques* de Gibbs, traduit par Henry Le Chatelier) en se basant sur la thermodynamique.

On appelle *systèmes chimiques* l'ensemble obtenu en mettant en présence un certain nombre de corps simples ou composés.

On appelle *composés indépendants* d'un système les composés qui, entrant dans un système, n'ont entre eux aucune liaison.

On appelle *phases* d'un système les différentes matières homogènes qui sont en présence dans ce système.

Quelques exemples feront mieux comprendre ces deux dernières définitions :

Soit un système chimique formé par un liquide surmonté de sa vapeur, nous n'avons qu'un composé, le produit considéré, peu importe ici son état.

Mais nous avons deux phases, puisque, par définition, une phase est une matière homogène ; nous avons le liquide d'une part, la vapeur, d'autre part.

Examinons maintenant le cas du système formé par du carbonate de chaux partiellement dissocié. Le système sera constitué par du carbonate de chaux, de l'acide carbonique et de la chaux.

Cependant le nombre des composés indépendants ne sera que 2, parce que, connaissant la quantité d'acide carbonique libre, on pourra en déduire la quantité de chaux du système, l'union des deux devant donner naissance à du carbonate de chaux.

Ces exemples font bien comprendre ce que sont le composé indépendant et la phase.

Un système chimique est défini par la composition et la masse de chaque phase. On appelle variation du système une

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

variation quelconque de l'un de ces deux facteurs et l'on dit qu'un système chimique est en équilibre lorsque ces facteurs sont constants.

On nomme, enfin, *facteurs d'équilibre* les actions physiques qui peuvent influer sur l'équilibre chimique : ce sont principalement la température et la pression.

Revenons maintenant à la relation indiquée plus haut et qui constitue la loi des phases. Supposons que les facteurs d'équilibre soient la pression et la température, ce qui est le cas le plus fréquent. Nous avons :

$$P = 2,$$

et la relation devient :

$$V = C + 2 - \varphi.$$

Considérons le cas du liquide surmonté de sa vapeur, nous avons :

$$C = 1 \qquad \text{et} \qquad \varphi = 2,$$
$$V = 1 + 2 - 2 = 1.$$

Donc le système formé par un liquide surmonté de sa vapeur est univariant.

Dans le cas du carbonate de chaux partiellement dissocié, on a :

$$C = 2 \qquad \text{et} \qquad \varphi = 3.$$

Donc :

$$V = 2 + 2 - 3 = 1.$$

Le système est encore univariant.

Soit un sel que nous dissolvons dans l'eau et supposons que la quantité de sel ajoutée soit telle qu'il reste du sel non dissous, la solution étant saturée. On a ici : $C = 2$ (sel et eau) ; $\varphi = 2$ (solution et sel) :

$$V = 2 + 2 - 2 = 2.$$

Le système est divariant.

Supposons maintenant deux sels anhydres que l'on dissout

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

dans l'eau et supposons que les deux sels donnent ainsi un sel double provenant de leur combinaison :

On a : $C = 3$ (deux sels et eau), $\varphi = 2$ (dissolution et combinaison) :

$$V = 3 + 2 - 2 = 3.$$

Le système est trivariant.

Ayant cité des exemples de systèmes de différentes variances, nous donnerons maintenant les lois qui régissent les systèmes suivant leurs variances.

Loi des systèmes à variance négative. — *Un système à variance négative ne peut être en équilibre sous aucune pression et à aucune température.* — C'est dire qu'un tel système ne peut pas exister en équilibre. C'est ainsi que l'on ne peut pas obtenir simultanément le même corps sous deux formes allotropiques, à l'état liquide et à l'état gazeux.

Ici :

$$V = 1 + 2 - 4 = -1.$$

Loi des systèmes à variance nulle ou systèmes invariants. — *Un système à variance nulle n'est en équilibre que sous une pression et à une température déterminées.*

Comme exemple, on peut citer le système formé par un corps sous les trois états solide, liquide et gazeux.

Loi des systèmes univariants. — *Un système univariant est en équilibre à une température déterminée pour une pression connue ou inversement.*

Si l'on examine un liquide et sa vapeur, un tel système est univariant; on a, en effet :

$$V = 1 + 2 - 2 = 1.$$

Un tel système est en équilibre, pour une pression connue, à une température déterminée. Cette température est le *point d'ébullition.*

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Quand on considère le système formé par un solide et le liquide correspondant, on a le point de solidification.

Si on considère un corps dissocié, tel que le carbonate de chaux, à une température donnée, il y aura équilibre sous une pression déterminée.

La pression reçoit alors le nom de *tension de dissociation*.

Loi des systèmes bivariants. — *Un système bivariant est en équilibre sous toute température et sous toute pression.* — De plus, à chaque température et à chaque pression correspond une composition déterminée de chaque phase.

Examinons l'exemple donné par la solution d'un sel dans l'eau.

Dissolvons un sel dans l'eau et ajoutons du sel de façon que non seulement la solution soit saturée, mais qu'il y ait un excès de sel non dissous. Nous l'avons dit : un tel système est bivariant.

A toute température et sous toute pression, le système est en équilibre. La solution sera saturée. C'est un phénomène bien connu.

Mais, si l'on vient à changer la température ou la pression, la composition des phases variera, l'équilibre se rétablissant toujours.

Toutefois, pour une température déterminée ou pour la même pression, la composition des deux phases est parfaitement déterminée, on connaît et le poids du sel non dissous et le rapport du poids du sel dissous au poids du solvant. Celui-ci n'est autre que le *coefficient de solubilité* du sel à la température considérée.

Loi des systèmes plurivariants. — *Tout système plurivariant est en équilibre sous toute pression et pour toute température.*

Pour connaître la composition des phases, il faut des données dont le nombre dépend de la plurivariance du système. Pour un système à n variances, il faudra $n - 2$ données.

Soit, par exemple, deux sels dissous dans l'eau et donnant

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

naissance à une combinaison solide. On sait qu'un tel système est trivariant.

Pour définir les diverses phases, il faudra une autre donnée, par exemple, la quantité de l'un des sels dissous dans l'eau.

Telles sont les lois qui régissent les systèmes chimiques des diverses variances.

Étude de la solidification d'un alliage de deux métaux. — Un alliage binaire ne se solidifie pas généralement à température constante. Il commence à se solidifier à une certaine température ; il finit de se solidifier à une autre température.

Ce fait d'observation est une conséquence immédiate de la loi des phases, comme nous le montrons plus loin.

Nous nous proposons d'étudier la solidification de tous les alliages de deux métaux A et B. Pour traduire l'ensemble des phénomènes exposés, nous prendrons deux axes rectangulaires : sur ox nous porterons les compositions, par exemple la quantité de B 0/0 contenue dans chaque alliage ; sur l'axe oy, la température.

Considérons l'alliage à l'état liquide (en supposant qu'il soit homogène, ceci pour écarter un cas qui sera étudié plus loin) ; et que, la température s'abaissant, il se solidifie ; nous nous trouvons en présence d'un système généralement bivariant.

Supposons, en effet, que la solidification donne naissance à une phase solide homogène et qui reste homogène pendant toute la durée de la solidification par suite de diffusion (le cas de l'eutectique étudié plus loin est particulier). Nous avons pendant la solidification deux phases : la phase liquide et la phase solide, et l'on a deux composés, les métaux initiaux :

$$V = 2 + 2 - 2.$$

Donc, d'après la loi déjà énoncée, à toute température correspond un état d'équilibre, lequel se trouve caractérisé par la composition des phases en présence.

Si, pour chaque température, on porte en abscisse les compositions ν et ν' de chacune des deux phases, et si l'on réunit,

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

d'une part, tous les points qui correspondent à la phase liquide et, d'autre part, tous les points qui correspondent à la phase solide, on obtiendra deux courbes L et S.

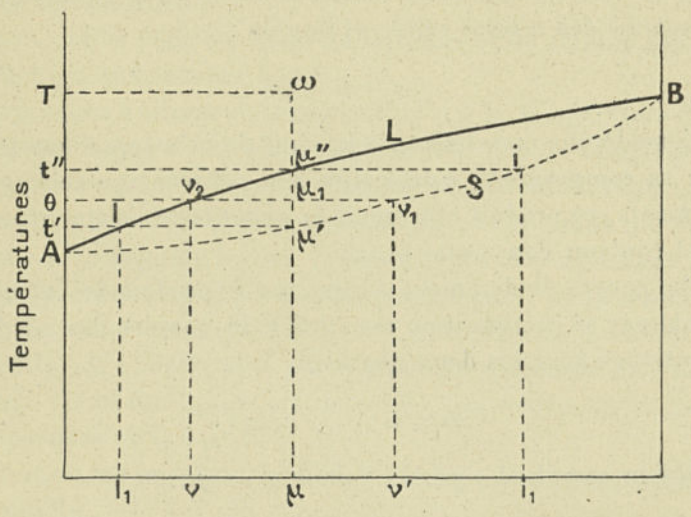


Fig. 1. — Solidification d'un alliage binaire.

Ces courbes tracées, on connaît à chaque température les compositions des phases en équilibre en menant l'horizontale correspondant à cette température et mesurant les abscisses des points d'intersection avec chacune des deux courbes L et S.

S'appuyant sur la loi des systèmes bivariants, on peut démontrer de la façon suivante [Voir A. Portevin, *les Phénomènes de solidification et de transformation dans les alliages* (*Revue de Métallurgie*, IV, 915, oct. 1907)] que ces courbes permettent de connaître les masses des phases en équilibre, ainsi que les températures de début et de fin de solidification. C'est pour cette dernière raison que Roozeboom a donné le nom de *liquidus* (commencement de solidification) à la courbe L et de *solidus* (fin de solidification) à la courbe S.

Soit q la masse totale de l'alliage considéré qui a pour composition μ 0/0 de B. Considérons cet alliage à une certaine température θ, telle qu'une partie soit à l'état solide, une partie à l'état

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

liquide. Appelons q_e la masse de la phase liquide à la température θ, laquelle a pour composition ν, et q_s la masse de la phase solide correspondante qui a pour composition ν'.

Il est bien évident que la masse totale de l'alliage est égale à la somme des masses solide et liquide :

$$q = q_e + q_s.$$

Considérons maintenant le produit de la masse d'une phase par sa composition ; c'est-à-dire son pourcentage en l'un des éléments ; ce produit représente la quantité de l'élément considéré contenu dans cette phase.

On pourra évidemment écrire que le produit de la masse totale par sa composition est égal à la somme des produits identiques pour les deux phases :

$$q\mu = q_e \times \nu + q_s \times \nu'.$$

Si l'on remplace q par sa valeur $q_e + q_s$, on a :

$$\mu(q_e + q_s) = q_e \times \nu + q_s \times \nu',$$
$$q_e(\mu - \nu) = q_s(\nu' - \mu).$$

Donc :

$$\frac{q_e}{q_s} = \frac{\nu' - \mu}{\mu - \nu},$$

ou en se reportant à la figure :

$$\frac{q_e}{q_s} = \frac{\mu_1\nu_1}{\mu_1\nu_2}.$$

Ce qui peut s'exprimer ainsi :

Les deux masses, liquide ou solide, d'un alliage compris entre le solidus et le liquidus sont inversement proportionnelles aux longueurs des horizontales partant du point figuratif de l'alliage considéré jusqu'à la rencontre du liquidus et du solidus.

Si l'on considère les températures t' et t'' correspondant à l'intersection de la verticale $\omega\mu$, qui correspond à l'alliage de composition moyenne μ avec les deux courbes L et S, on voit que :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

A la température t'', la phase solide est nulle : c'est le commencement de solidification ;

A la température t', la phase liquide devient nulle : c'est la fin de solidification.

Ceci justifie donc les noms de liquidus et de solidus qui ont été donnés aux courbes L et S.

Reprenons l'alliage de composition μ à la température T.

Il reste formé d'une phase liquide tant que la température est supérieure à t'' ; lorsqu'on atteint t'', la solidification commence, le liquide a pour composition μ'', et le solide qui commence à se déposer a pour composition i correspondant à i_1 point de rencontre de l'horizontale passant par μ'' et du solidus S.

La température variant de t'' à t', la composition du liquide varie de μ à l_1, déterminé par l, point de rencontre de l'horizontale $t'\mu'$ et du liquidus L ; le solide, qui se dépose, varie de composition de i_1 à μ.

Lorsque la température atteint t', le liquide de composition l_1 se solidifie.

A chaque instant entre t'' et t', on connaît la composition des phases et le rapport de leurs masses, comme nous l'avons expliqué plus haut. La phase liquide est formée par une dissolution des métaux l'un dans l'autre. Par analogie, on a donné le nom de *solution solide* à la phase solide.

Alliages eutectiques. — Nous avons supposé, dans l'exemple précédent, que le liquidus était constitué par une seule branche de courbe. Examinons maintenant le cas où le liquidus est formé de plusieurs branches de courbe (*fig.* 2) :

Chaque branche de courbe du liquidus correspond à des dépôts différents et réciproquement à chaque système, par conséquent à chaque dépôt, correspond une branche différente.

Examinons ce qui arrive pour l'alliage correspondant à l'intersection de deux branches de courbe. Le liquidus est formé de ces deux branches de courbe L_1 et L_2, le solidus est composé de deux autres branches telles que S_1 et S_2.

Deux cas peuvent se présenter. Appelons μ la composition

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

de l'alliage correspondant au point de rencontre m des deux courbes. A la température T, le liquide de composition μ est en équilibre avec deux solides dont la composition est donnée par la rencontre de l'horizontale T avec les deux courbes S_1 et S_2 (m_1 et m_2).

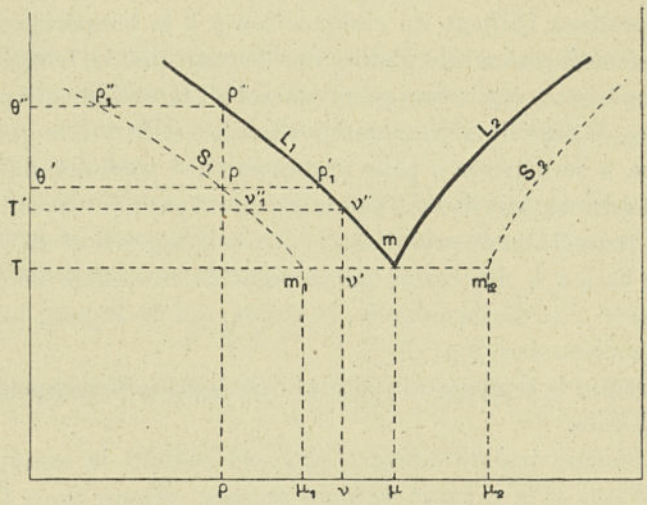


Fig. 2. — Cas de l'eutectique.

Supposons, comme le représente la figure 2, que μ soit compris entre μ_1 et μ_2.

On est, à la température T, en présence d'un système univariant : on a, en effet, trois phases, la phase liquide de composition μ et les deux phases solides de composition μ_1 et μ_2, les composés étant les deux métaux initiaux ; on a bien

$$V = 2 + 2 - 3.$$

Un tel système ne peut être en équilibre que pour une température déterminée, sous une pression connue.

Puisque nous supposons la pression constante, il ne peut y avoir équilibre qu'à une température déterminée T.

La température variant, il faut que l'une des phases disparaisse :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

L'alliage de composition μ passant par la température T, il y aura disparition de la phase liquide, et il ne restera que les deux phases solides de composition μ_1 et μ_2.

L'alliage de composition μ se solidifiera donc à température constante. Il sera formé, après solidification, de deux phases solides m_1 et m_2, qui, au point de vue structural, formeront des lamelles alternantes.

L'alliage de composition μ a reçu le nom d'*alliage eutectique*.

Voyons comment se passera la solidification d'un alliage de composition ν ; tant que la température est supérieure à T′, déterminée par l'horizontale de ν'', rencontre de la verticale du point ν avec le liquidus, l'alliage est constitué par une phase liquide. La température atteignant T′, la solidification commence par le dépôt d'un solide de composition ν''_1. La température s'abaissant, la solidification continue, la composition du liquide variant suivant $\nu''m$, la composition du solide suivant $\nu''_1 m_1$; quand la température atteint T, on a du solide de composition m_1 et le liquide, qui finit par se solidifier, est de composition μ. Toute la masse étant solide au-dessous de T, le solidus comprend l'horizontale m_1 et m_2 en dehors des deux courbes S_1 et S_2.

Pour un alliage de composition ρ, la solidification commence à une température θ'' avec dépôt d'un solide de composition ρ''_1 ; elle se poursuit entre les températures θ'' et θ', la phase liquide variant de composition suivant $\rho''\rho'_1$, tandis que le solide varie suivant $\rho''_1\rho'$. Donc, à température θ', la solidification s'achève en donnant un solide de composition ρ', la dernière goutte liquide ayant pour composition ρ'_1.

Alliages correspondant à des points de transformation. — Supposons maintenant que l'alliage de composition μ soit en dehors des deux alliages μ_1 et μ_2.

On a alors la figure 3 : L_1 et L_2 étant les deux branches du liquidus, S_1 et S_2 les deux branches du solidus au-dessous des deux branches respectives du liquidus. Au point de ren-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

contre des deux courbes, dit *point de transformation*, il y a équilibre entre la phase liquide μ et les phases solides μ_1 et μ_2; comme dans le cas de l'eutectique, le système est univariant, trois phases, deux composés.

Quand la température varie un peu au-dessus ou au-dessous de t, il faut que l'une des deux disparaisse.

La réaction réversible qui se passe est alors la suivante :

Solide μ_1 (de concentration la plus élevée) = solide μ_2 (de concentration la plus faible) + liquide μ.

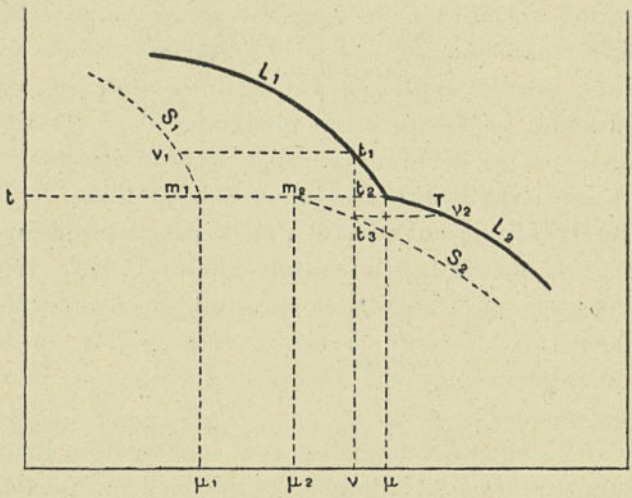


Fig. 3. — Cas du point de transformation.

Le solidus sera alors composé de la branche S_1, de l'horizontale m_1m_2 et de la branche S_2, car bien entendu les alliages compris entre m_1 et m_2 achèvent leur solidification en passant par l'horizontale m_1m_2 puisqu'ils ne renferment pas de solide μ_2.

Examinons le refroidissement d'un alliage de composition ν : il commence à se solidifier à la température t_1, en abandonnant un solide de composition ν_1, la température variant de t_1 à t_2, le solide déposé varie suivant $\nu_1 m_1$. Lorsque la température t_2 est atteinte, on a le solide de composition μ_1 et un liquide en quantités très petites de composition μ.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

La température restant constante et égale à t, la transformation indiquée plus haut a lieu :

$$\mu_1 = \mu_2 + \text{liqu. } \mu.$$

Puis la température s'abaissant de t_2 à t_3, le solide déposé varie de m_2 à t_3. Il y a solidification complète à t_3, avec un solide de composition ν et un liquide dont la composition limite est ν_2.

Alliages correspondant à un maximum du liquidus. — Supposons maintenant que le liquidus présente un maximum et examinons les indications que l'on peut en tirer.

Il est nécessaire que le liquidus et le solidus aient le maximum comme point commun.

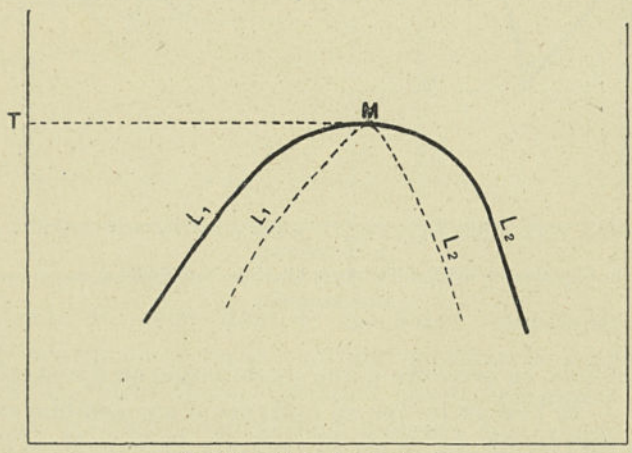


Fig. 4. — Cas du maximum.

En effet, nous avons montré précédemment que l'horizontale menée par une température coupe le liquidus et le solidus aux points correspondant aux compositions des phases liquide et solide existant à cette température.

Si nous considérons l'horizontale passant par la température du maximum T (*fig.* 4), elle est tangente au liquidus L_1L_2 en ce point. Elle ne peut donc couper le solidus S_1S_2. Donc il faut que le liquidus et le solidus aient un point commun.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Puisque le solidus et le liquidus ont un point commun au maximum, cela prouve que :

1° L'alliage qui correspond au maximum se solidifie entièrement à la même température (tout comme les eutectiques et les métaux purs) ;

2° La phase liquide et la phase solide correspondant au point M ont même valeur.

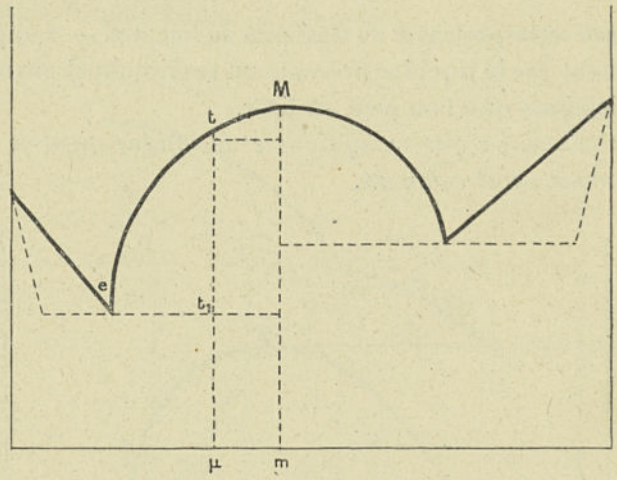


Fig. 5. — Liquidus et solidus d'alliages binaires (combinaison correspondant au maximum).

On est donc en présence d'une combinaison ou d'une solution solide. — Si l'on se trouve en présence d'une combinaison, le solidus sera formé (*fig.* 5) par la verticale du point M ; si l'on se trouve en présence d'une solution solide, le solidus sera formé par deux branches partant du maximum (*fig.* 6).

En effet, si l'on considère un alliage dans le voisinage de M, l'alliage μ, à l'état liquide et qu'on le laisse refroidir, il commencera à se solidifier à la température t ; à ce moment-là, il commence à se déposer du solide, dont la composition est donnée par la rencontre de l'horizontale du point t avec le solidus.

Or, si le corps qui correspond à M est une combinaison, le

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

dépôt solide doit avoir une valeur constante, qui est celle de la combinaison.

Donc le solidus doit être constitué par la verticale de M.

Lorsque la température varie de t à t_1, le liquide varie de t à e, le solide qui se dépose ayant une valeur constante, celle de la combinaison.

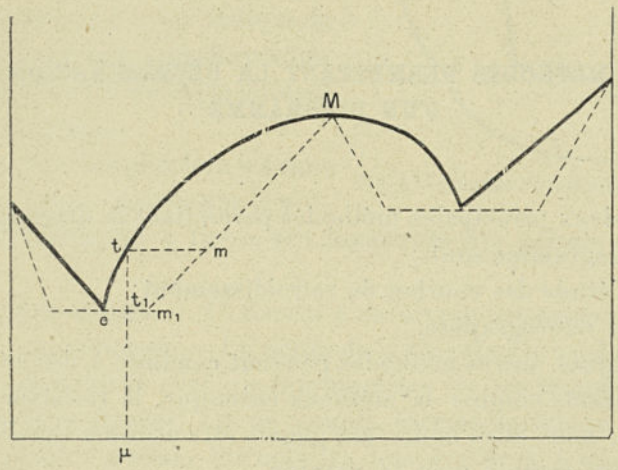


Fig. 6. — Liquidus et solidus d'alliages binaires (solution solide correspondant au maximum).

Opérons de même dans le cas d'une solution solide : le dépôt variera d'une façon continue pendant la solidification suivant la courbe Mmm_1. Quelques physico-chimistes pensent qu'à un maximum correspond toujours une combinaison ; mais que, suivant la forme du solidus, la combinaison garde sa personnalité ou rentre en solution. Il y a un cas où l'on ne saurait mettre en doute l'entrée en solution de la combinaison, c'est lorsque le solidus présente d'abord une verticale partant du maximum, puis une ligne oblique.

Évidemment, le cas de deux lignes obliques partant du maximum peut être regardé comme la limite du cas précédent. Cependant nous ne voyons rien dans la théorie qui permette d'être affirmatif sur ce point.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE III

MÉTHODES PERMETTANT LA DÉTERMINATION D'UN DIAGRAMME [1]

Les deux principales méthodes permettant la détermination d'un diagramme sont :

1° L'étude des courbes de refroidissement;

2° La micrographie.

Quelques autres méthodes peuvent conduire à des résultats intéressants comme la méthode chimique, la résistance électrique ; mais elles ne doivent jamais être utilisées sans les précédentes, comme nous le verrons.

Étude des courbes de refroidissement. — Principe. — L'étude des courbes de refroidissement va nous donner :

1° *Les points du liquidus ;*

2° *Les principaux points du solidus ;*

3° *Les points de transformation ;*

Ces points sont caractérisés par des arrêts plus ou moins accusés du thermomètre ou du galvanomètre auquel est rejoint le couple thermoélectrique.

Si l'on décrit la courbe de refroidissement d'un alliage en portant sur l'axe des x les temps, sur l'axe des y les températures, on note généralement une brisure dans la courbe

[1] Bien que ces méthodes aient été en partie décrites dans la première partie de notre *Traité* sur les alliages, nous tenons à les donner ici ; d'autant plus que des perfectionnements importants ont été apportés, des appareils nouveaux ont été créés, des expériences récentes ont permis de nouvelles déductions.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

de refroidissement ; cette brisure correspond à la solidification; la température qui correspond à *a* donne le commencement de la solidification, celle qui correspond à *b* donne la fin de la solidification.

Souvent on rencontre un palier comme en *b'*; ceci indique le passage par une transformation univariante, par exemple le dépôt d'un eutectique.

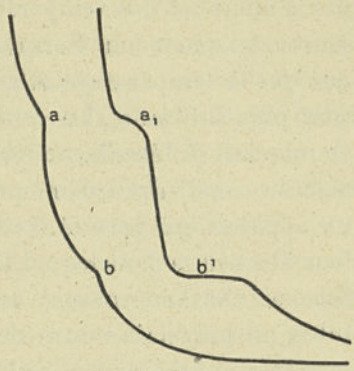


FIG. 7. — Courbes de refroidissement.

Nous verrons plus loin les conclusions très récentes que le professeur Tammann a tirées des longueurs des paliers d'arrêt.

Appareils utilisés. — 1° EMPLOI D'UN COUPLE THERMOÉLECTRIQUE OU D'UN THERMOMÈTRE. — La méthode la plus simple est de suivre le refroidissement avec un thermomètre (si les températures ne sont pas élevées) ou un couple thermoélectrique et un galvanomètre gradué. On note les températures à des intervalles de temps égaux ; en construisant la courbe, on a les arrêts et, par conséquent, les points intéressants.

Cette méthode demande quelques précautions, que nous résumerons brièvement et dont certaines s'appliquent également aux appareils que nous étudierons plus loin.

α. Au point de vue de la préparation de l'alliage, il est nécessaire évidemment que la fusion s'opère dans des conditions telles qu'il n'y ait pas à craindre d'impuretés.

On devra éviter, par exemple, la fusion d'alliages de fer dans des creusets en graphite, la fusion d'alliages de manganèse dans des creusets en terre réfractaire ; les récipients en magnésie ou munis d'un brasquage en magnésie sont ceux qui, dans la généralité des cas, donnent le plus de satisfaction. — En outre, il faut souvent opérer en milieu neutre ou réducteur. C'est ainsi que l'étude d'alliages de manganèse devra se faire de préférence dans un courant d'hydrogène.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

β. Au point de vue méthode de chauffage, tant qu'il ne s'agit pas d'atteindre des températures élevées, les fours à gaz ordinaires, tel que le four Forquignon, peuvent être utilisés. — Mais dès que la température atteint 1.300 ou 1.400°, ces moyens ne sont plus suffisants. Le four électrique est alors indiqué. — On connaît différents modèles de fours de laboratoire qu'il est aisé de construire soi-même. Le professeur Tammann utilise un appareil qui permet d'atteindre aisément 2.000°. C'est un four électrique dans lequel la résistance est constituée par un tube en charbon entouré de graphite; ce tube reçoit d'autres tubes en porcelaine dure de Berlin, dans lequel on place les matières à fondre. On utilise un courant de 10 volts et de 400 ampères.

Il faut aussi attirer l'attention sur la vitesse de refroidissement. Il est nécessaire que celle-ci ne soit pas trop rapide, sans quoi les points d'arrêt du thermomètre ne sont pas nets. — Nous verrons de plus, à propos de la méthode du professeur Tammann, l'intérêt qu'il y a à maintenir cette vitesse constante d'une expérience à l'autre.

γ. *Mesure de température.* — Dans le cas de l'emploi d'un thermomètre, il n'y a rien de spécial à indiquer. — Lorsqu'on utilise un couple thermoélectrique (platine-platine iridié ou platine-platine rhodié), il est nécessaire de le graduer. — Pour cela on utilisera les points suivants : point d'ébullition de l'eau, de la naphtaline, point de fusion de l'étain, de l'antimoine, de l'argent, de l'or et du nickel.

On construit à l'heure actuelle des modèles de galvanomètres extrêmement robustes et dont la manipulation est très simple. Il n'y a, de ce côté, aucune difficulté à surmonter.

Il est nécessaire que le couple soit bien protégé contre l'action non seulement du métal à l'état liquide, mais aussi contre sa vapeur, s'il est volatil. Généralement on entoure l'un des fils d'amiante pour l'isoler de l'autre et, d'autre part, on place les deux fils dans un petit tube de porcelaine.

Il vaut mieux employer deux tubes de silice fondue; dans le tube le plus petit, placé à l'intérieur de l'autre, se trouve

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

l'un des fils ; le second étant placé dans l'espace annulaire, entre les deux tubes.

2° Emploi d'appareils enregistreurs. — L'opération que nous venons de décrire est une opération longue et très fastidieuse. Il faut parfois suivre le refroidissement d'un alliage entre 1.500 et 200°, par exemple pour certains alliages nickel-plomb. On a donc cherché à enregistrer le phénomène. Trois principes ont été utilisés pour l'enregistrement photographique :

1° *Méthode de Roberts-Austen* basée sur le principe suivant : Un galvanomètre à miroir mesure la température du couple thermoélectrique ; ce miroir réfléchit sur une plaque photographique le faisceau venant d'une source lumineuse quelconque. Cette plaque photographique se déplace dans le sens vertical sous l'action d'un mouvement d'horlogerie. Le mouvement du faisceau lumineux donné par le galvanomètre, d'une part, et celui de la plaque, d'autre part, donnent la courbe cherchée.

Cet appareil présente un très grave défaut : on rencontre de grosses difficultés dans le déplacement de la plaque photographique.

Kournakoff a cherché à éviter ce défaut en utilisant un tambour qui tourne autour de son axe ;

2° *Méthode de Saladin* qui utilise un tout autre principe : la plaque photographique reste immobile. Le faisceau lumineux se déplace dans deux sens perpendiculaires l'un à l'autre ; il est tout d'abord déplacé dans le sens horizontal suivant la méthode ordinaire, puis un prisme spécial transforme le déplacement horizontal en déplacement vertical, le faisceau lumineux tombe alors sur un miroir d'un second galvanomètre qui donne le déplacement horizontal. Voici la description de l'appareil de Saladin : Le problème qu'il fallait résoudre consistait à conjuguer les deux galvanomètres de façon à ce qu'un rayon lumineux, réfléchi successivement par les deux miroirs, fût dévié par l'un dans le sens horizontal et par l'autre dans le sens vertical. C'était une application du principe de Lissajoux.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

On a déjà fait de semblables montages, notamment avec un miroir supporté par trois pointes placées au sommet d'un triangle rectangle, mais l'application de ce dispositif aux galvanomètres très sensibles est difficile. Saladin a donc projeté de faire passer le rayon lumineux sur les miroirs de deux galvanomètres ayant l'un un axe de rotation vertical, et l'autre un axe horizontal, et en plaçant les miroirs aux foyers conjugués d'une lentille; tout rayon lumineux issu d'un des miroirs passe ainsi évidemment sur l'autre miroir, et l'on obtient la combinaison désirée des deux oscillations. Saladin chercha un bon galvanomètre à axe horizontal chez Pellin, qui lui conseilla de garder l'axe vertical du galvanomètre et de transposer par un prisme le plan d'oscillation du rayon lumineux; ce plan horizontal se transpose aisément en un plan vertical par le passage du rayon à travers un prisme rectangle isocèleà réflexion totale disposé convenablement. La face hypothénuse est inclinée à 45° sur l'horizon et les arêtes sont perpendiculaires à la direction moyenne du rayon lumineux. On démontre aisément cette propriété du prisme transposeur, qui est d'ailleurs utilisée couramment dans les appareils de projection. Elle est exempte de dispersion.

Le montage de l'appareil pour photographie des points critiques devient très simple avec ce prisme.

Il comprend, en suivant la marche du rayon lumineux, les parties suivantes :

1° Lanterne avec collimateur projetant un faisceau lumineux parallèle sur le miroir du galvanomètre sensible actionné par le couple des différences de température;

2° Galvanomètre sensible avec miroir renvoyant le rayon à 90° dans un plan horizontal;

3° Prisme transposeur qui rend verticales les oscillations horizontales du rayon;

4° Lentille aux foyers conjugués de laquelle sont placés les miroirs des deux galvanomètres;

5° Galvanomètre des températures avec miroir renvoyant à 90° dans le plan horizontal;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

6° Objectif recevant le faisceau lumineux et faisant sur un écran l'image du point de la source lumineuse. On peut mettre cet objectif avant ou après le galvanomètre, mais en tous cas très près du miroir;

7° Écran en verre dépoli pour suivre à l'œil le phénomène ou plaque photographique pour l'enregistrer.

La lanterne contient une lampe à acétylène ou à incandescence dont la lumière est projetée par un condensateur sur un diaphragme. Ce dernier porte une fenêtre à deux fils croisés pour la mise au point ou un très petit trou pour l'inscription photographique. Ces deux orifices sont percés sur un même coulisseau, et l'on peut substituer l'un à l'autre très exactement grâce à un cran d'arrêt bien réglé. Devant ce coulisseau est placé un objectif de projection à tirage réglable; son foyer principal est placé au point lumineux formé par la fenêtre, il émet donc un faisceau lumineux parallèle.

Les galvanomètres sont du type Deprez-d'Arsonval à fil de torsion vertical, bien amorti. Le miroir ordinaire est remplacé par un petit prisme à réflexion totale d'environ 10 millimètres de hauteur, contrebalancé par un petit poids, les arêtes du prisme étant parallèles à l'axe vertical de suspension. Les miroirs plans argentés donnent de moins bonnes images ou sont d'un entretien difficile, si l'on emploie la face argentée extérieurement.

Le galvanomètre sensible donne sur l'écran une déviation verticale de 5 à 6 millimètres par degré du couple platine iridié. Le galvanomètre ordinaire donne 15 millimètres environ par 100° entre 400 et 900°.

La tension des fils est telle que les bobines mobiles font environ 25 oscillations doubles par minute, la bobine étant en circuit ouvert.

En suivant sur un petit écran la marche du rayon lumineux, on règle facilement les diverses lentilles pour obtenir une bonne image. On peut, si l'on veut, inscrire les temps en interrompant périodiquement le faisceau lumineux au moyen d'un écran commandé par une horloge.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Appareil de Henry Le Chatelier. — Henry Le Chatelier [1] a considérablement simplifié cet appareil (*fig.* 8) en adoptant le dispositif suivant : les galvanomètres sont placés aux deux extrémités de deux barreaux aimantés rectilignes et horizontaux. Le

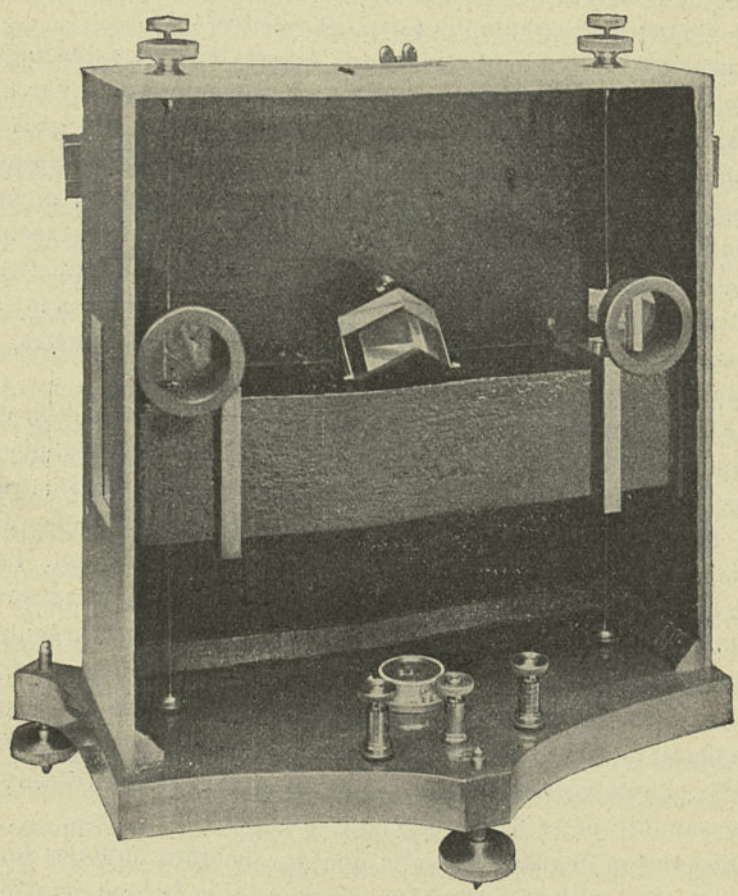


Fig. 8. — Appareil Saladin-Le Chatelier.

prisme à réflexion totale repose sur les aimants et au milieu ; sa position est réglée une fois pour toutes. Chaque galvanomètre porte un miroir de grandeur telle que le rayon lumi-

(1) *Revue de Métallurgie*, février 1904.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

neux ne sorte pas hors des miroirs. Le tout est placé dans une boîte métallique possédant trois vis calantes et fermée par une glace à l'avant. Enfin la glace porte une ouverture devant chaque miroir ; à chacune d'elles est fixée une lentille achromatique de distance focale principale de 1 mètre ; de ce fait, un point lumineux situé à 1 mètre en avant de la première lentille donne une image à 1 mètre de la seconde.

Dans les premiers modèles, l'appareil ne portait que trois bornes pour amener les courants aux galvanomètres.

La borne centrale était fixée directement sur la boîte métallique de l'appareil, qui se trouve reliée directement aux fils de suspension supérieurs des deux cadres.

Les deux autres bornes sont isolées de la boîte métallique.

Dans les appareils construits actuellement, on place quatre bornes. On n'est plus alors obligé, comme on l'était avec le premier modèle, d'éviter tout contact dans la région chauffée entre le couple et les fils qui vont au deuxième galvanomètre et d'isoler, par là même, le couple des échantillons à étudier.

L'appareil de Saladin n'est utilisé, comme nous allons le voir, que pour déterminer les points de transformation par comparaison.

3° *Méthode de S. Wologdine* qui applique le principe du galvanomètre double en réalisant le déplacement du faisceau dans le sens vertical, à l'aide d'un petit miroir tournant autour d'un axe vertical.

Un faisceau lumineux (*fig.* 9) venant d'un bec Auer S, après avoir traversé un petit trou O, est reçu sur un objectif L placé à distance focale $0^m,50$ du trou O. Après avoir traversé l'objectif, le faisceau est reçu sur un miroir m, se réfléchit et tombe sur un deuxième miroir m' de l'appareil Q. Réfléchi par ce dernier miroir, il traverse un deuxième objectif, analogue au premier, et il est reçu sur une plaque photographique P, placée à distance focale de l'objectif L, $0^m,50$.

Supposons que le miroir de l'appareil Q reste immobile. Il est évident que toute déviation du galvanomètre produira le

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

déplacement de l'image sur la plaque dans un sens horizontal.

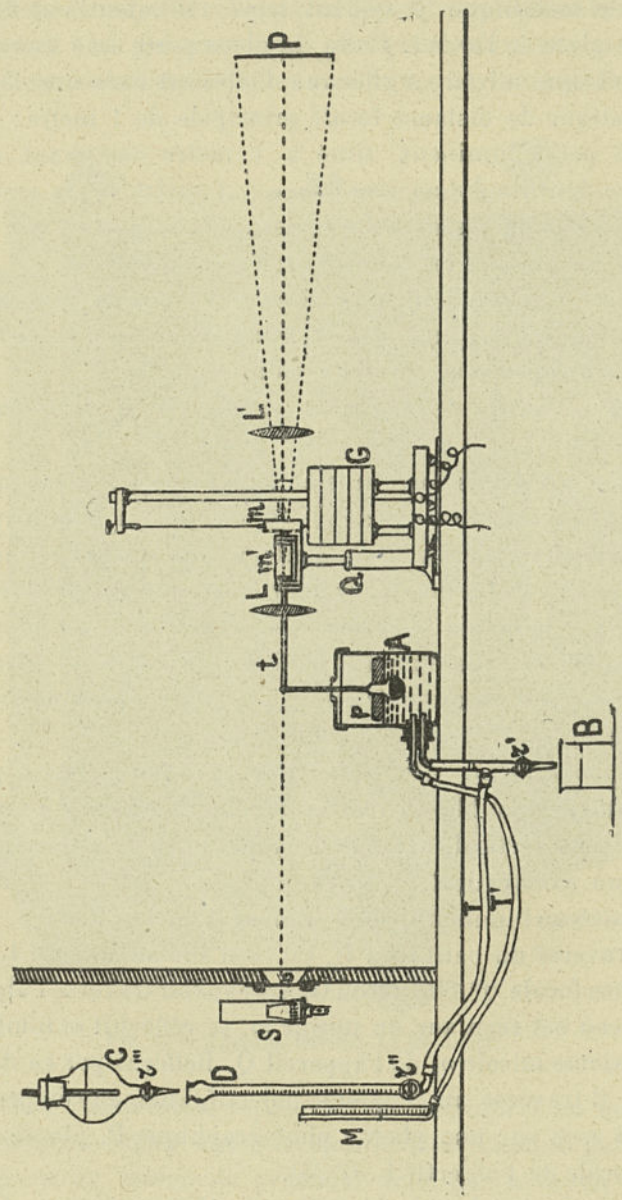


Fig. 9. — Vue en élévation de l'appareil Wologdine.

Au contraire, le mouvement tournant du miroir m' autour de

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

son axe horizontal, le miroir m restant immobile, aura pour résultat le déplacement de l'image dans le sens vertical. Finalement on aura un mouvement composé de deux déplacements, l'un horizontal, l'autre vertical, qui tracera sur la plaque photographique une courbe dont les deux coordonnées deviennent l'une la température et l'autre le temps.

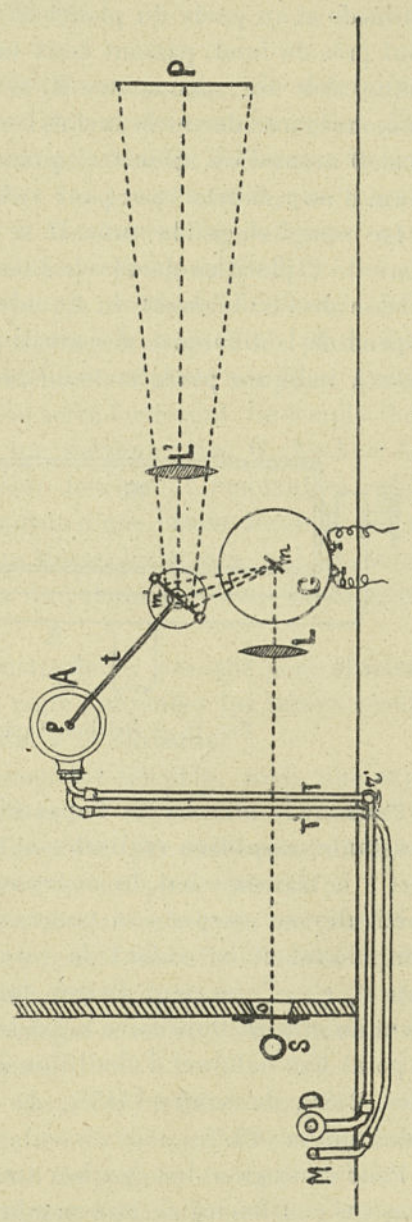


Fig. 10. — Vue en plan de l'appareil Wologdine.

L'appareil Q est reproduit sur la figure 11. Il est composé d'un support a, qui laisse passer deux petites vis b, b pointues, entre lesquelles tourne un léger petit miroir argenté ou platiné bien plan. Une tige en aluminium t est fixée sur la monture du miroir, laquelle tige transmet au miroir le déplacement d'un plongeur P composé d'un réservoir rempli de mercure et d'une plaque en liège de 7 centimètres de diamètre. Une telle construction du plongeur garantit la régularité du déplacement du miroir m'; le frottement du plongeur sur les parois du vase A dans

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

lequel il flotte est négligeable, par rapport à la poussée d'Archimède et au poids du plongeur. Par un goulot du vase A, tout près du fond, passent deux tubes T, T′ dont un communique avec un manomètre M, et l'autre se bifurque en deux branches ; une de ces branches communique avec un tube vertical D muni d'un robinet r'' pour remplir le vase, et l'autre muni d'un robinet r' sert pour vider le vase.

Le remplissage du tube D se fait à l'aide d'un vase de Mariotte C placé au-dessus de lui et muni d'un robinet r'''. La vitesse de l'écoulement du liquide du tube D dans le vase A dépend de la différence des niveaux dans le tube D et dans le vase A indiquée par le manomètre M.

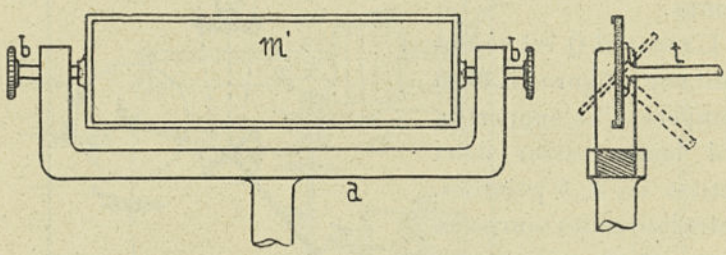


Fig. 11. — Détail de l'appareil Wologdine.

Pendant la marche de l'appareil cette différence doit être constante, condition réalisable si tout est en ordre. L'eau qui sert à la transmission du mouvement doit être filtrée, car les particules en suspension pourraient obstruer l'appareil. En remplissant et en vidant le vase A, à l'aide de trois robinets r', r'', r''', on peut diriger dans le sens voulu le mouvement du miroir. Pour faire la graduation du couple, on emploie le point fixe habituel d'ébullition de l'eau (100°), de la naphtaline (218°), du soufre (445°), de fusion de zinc (420°) et de l'aluminium (657°).

Pour distinguer les courbes tracées, Wologdine a produit dans ces courbes un certain nombre de solutions de continuité en fermant le trou O.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Dejean a créé une méthode et un appareil particuliers que nous décrivons plus loin (page 47).

Méthodes utilisées. — Lorsqu'on se propose de déterminer les points du liquidus, du solidus et de transformation d'un produit métallurgique, on peut procéder de différentes façons :

1° On peut tout d'abord lire les températures que marque un couple thermoélectrique à des intervalles de temps égaux et construire la courbe comme nous l'avons déjà dit;

2° On peut aussi employer la *méthode d'Osmond*. Dans cette méthode, un couple thermoélectrique est placé dans la masse de métal préalablement séparée en deux parties que l'on rapproche et que l'on serre fortement. Ce couple thermoélectrique est rejoint à un galvanomètre G. Le bloc AB, chauffé lentement, est refroidi doucement. Pendant ce refroidissement, on mesure au moyen d'une bande déroulée par un appareil tel que l'imprimeur Morse, les temps qui s'écoulent entre les passages de l'index du galvanomètre sur les divisions successives de l'échelle.

La courbe est ensuite construite en prenant pour abscisses les divisions de l'échelle et pour ordonnées les temps écoulés entre le passage d'une division à la suivante.

Cette méthode est extrêmement sensible, mais une expérience est toujours longue ; il arrive un moment où l'observateur se fatigue et où les lectures sont par conséquent difficiles; enfin la construction de la courbe est plutôt pénible;

3° La *méthode de Roberts-Austen* n'est qu'une modification de celle d'Osmond. Elle consiste essentiellement à étudier le métal non plus seul, mais par comparaison avec un morceau de platine ou de porcelaine soumis, bien entendu, aux mêmes traitements thermiques.

On a deux couples reliés chacun à un galvanomètre G_1, G_2 ; le premier donne la température du morceau d'acier B ; l'autre, qui est placé dans le morceau de platine ou de porcelaine A, donne la différence de température de l'acier et du platine.

Pour enregistrer le phénomène, on reçoit, sur une plaque

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

sensible, se déplaçant proportionnellement au temps, les rayons lumineux donnés par les deux galvanomètres. L'une des courbes donne la variation de la différence de température entre l'acier et le platine en fonction du temps.

On déduit, de ces courbes, les points critiques présentés par le métal étudié. La méthode de Roberts-Austen corrige d'une façon rigoureuse toutes les erreurs qui peuvent provenir d'une irrégularité quelconque de chauffage, puisque ces différences influeront en même temps sur les deux blocs;

4° On peut aussi utiliser la méthode Saladin. Pour cela on emploie le montage suivant :

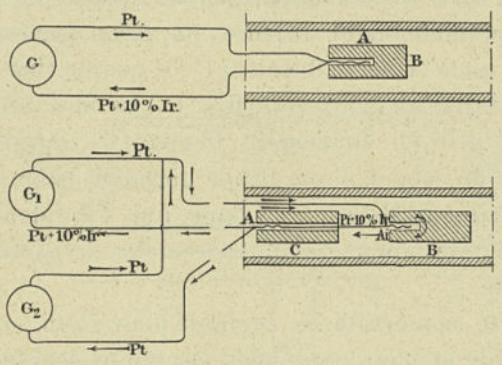


Fig. 12. — Méthode d'Osmond.
Méthode de Roberts-Austen.

Le métal adopté comme comparaison est le nickel ou un acier au nickel à très haute teneur en ce métal, et qui, de ce fait, ne présente pas de point de transformation au-dessus de la température ordinaire. Dans le morceau à étudier aboutit un couple platine — platine iridié, la soudure se trouvant dans le morceau, le second couple platine — platine iridié aboutit également à cette soudure, qui est donc commune aux deux couples, tandis qu'au morceau de métal servant de comparaison aboutit un couple platine — platine iridié formé par le fil de platine iridié appartenant à l'un des couples dont la soudure se trouve dans le morceau à étudier et d'un fil de platine; de cette façon les fils qui aboutissent au galvanomètre double sont d'une part un fil platine — platine iridié, donnant la température à laquelle est soumis le métal étudié, et, d'autre part, les deux fils de platine, qui donnent la différence de température entre le métal étudié et le métal de comparaison;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

5° Dejean s'est proposé de trouver une méthode sensible permettant d'enregistrer indifféremment les points critiques et les points de solidification des alliages métalliques.

La méthode de Roberts-Austen, qui est parfaite lorsqu'il s'agit de points critiques, devient beaucoup plus délicate, si on veut étudier les fusions à haute température, par suite de l'échantillon de comparaison qu'elle comporte.

Celle d'Osmond se prêterait bien à cette double étude, mais elle ne permet pas l'enregistrement automatique.

Au lieu de mesurer, comme dans la méthode d'Osmond, les temps nécessaires pour que la température des alliages varie d'un nombre de degrés déterminés, le galvanomètre d'induction donne l'inverse, c'est-à-dire la variation de température par unité de temps, soit à la limite la vitesse de chauffage ou de refroidissement $\frac{d\theta}{dt}$, si θ représente la température, et t le temps.

Cet appareil est une sorte de galvanomètre Desprez-d'Arsonval à électro-aimant, dont la bobine mobile porte deux enroulements distincts, isolés électriquement l'un de l'autre et dont les extrémités aboutissent à quatre prises de courant. On relie par leur intermédiaire le premier enroulement à un couple Le Chatelier placé dans l'échantillon à étudier. Il en résulte, pendant les chauffage et refroidissement, une rotation de la bobine du galvanomètre. Ce déplacement dans le champ de l'électro-aimant engendre dans le deuxième enroulement une force électromotrice induite proportionnelle à la vitesse de rotation et, par conséquent, à la vitesse de chauffage ou de refroidissement de l'échantillon, soit à $\frac{d\theta}{dt}$. On mesure cette force électromotrice en reliant cet enroulement à un galvanomètre sensible; les déviations de ce galvanomètre passeront par un minimum ou s'annuleront quand la vitesse de chauffage ou de refroidissement passera par un minimum ou s'annulera, c'est-à-dire au moment des points critiques, des points de fusion et de solidification.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

La température θ à laquelle se produisent ces phénomènes est donnée par un autre galvanomètre relié à un deuxième couple placé dans l'alliage étudié.

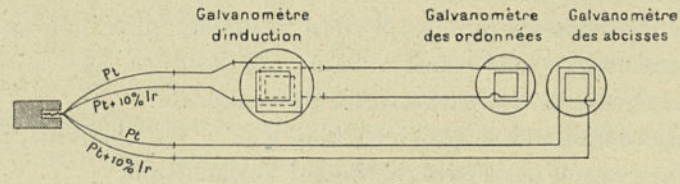


FIG. 13. — Méthode de Dejean.

On peut alors construire une courbe en portant en abscisses les températures θ et en ordonnées les vitesses $\frac{d\theta}{dt}$.

Les inflexions de cette courbe donneront les points de transformation cherchés.

Cette construction se fait automatiquement par enregistrement photographique en employant la méthode des galvanomètres conjugués de Saladin, que Le Chatelier a rendue tout à fait pratique avec son galvanomètre double [1].

L'auteur a pu retrouver par sa méthode les principales lignes du diagramme de Bakhuis-Roozeboom.

Cette méthode a été étudiée au laboratoire de MM. Schneider et Cie au Creusot, et le galvanomètre a été mis au point chez M. Carpentier; elle présente les avantages suivants :

Comme la méthode d'Osmond, elle donne aussi bien les points de fusion que les points critiques, et le maximum de ces points y est indiqué par un point de rebroussement.

Elle permet l'emploi d'échantillons de formes et de dimensions quelconques.

Elle peut enfin s'appliquer à l'étude de tous les phénomènes dont la vitesse de variation subit des modifications intéressantes à étudier. Malheureusement elle nécessite l'emploi d'un appareil nouveau et coûteux, ce qui restreint son emploi à quelques laboratoires.

[1] *Revue de Métallurgie*, I, 134-140 ; 1904.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Des différentes formes que peut posséder un diagramme d'alliages binaires. — Examinons les différentes formes que peuvent présenter les diagrammes d'alliages binaires. Pour cela, supposons d'abord le cas où les alliages ne présentent pas de points de transformation au-dessous du solidus.

Cas d'alliages ne possédant pas de points de transformation au-dessous du solidus. — 1° *Les métaux sont entièrement miscibles* (*fig.* 14).

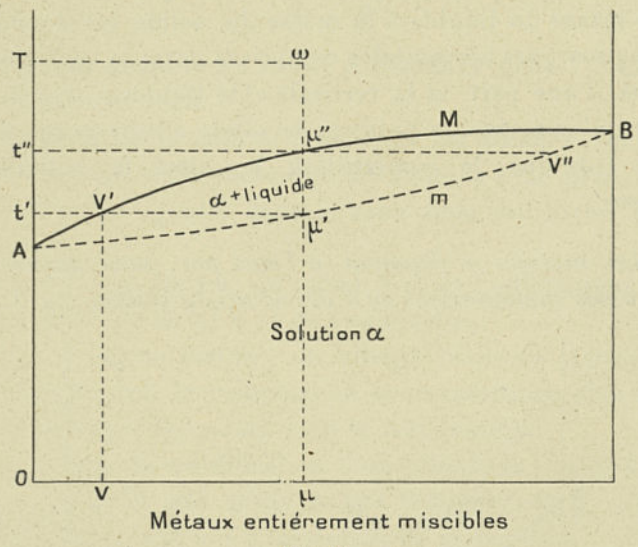


Fig. 14.

Le liquidus présente une seule courbe, le solidus aussi (*fig.* 14); au-dessus de AMB, on a une seule phase liquide.

Entre AMB et A*m*B, on a une phase solide et une phase liquide; au-dessous de A*m*B, une seule phase solide, la solution solide α.

Au point de vue micrographique, les alliages, après refroidissement lent, ne présentent qu'un seul constituant.

Considérons un alliage de composition μ, portons-le à la température T; son point figuratif se trouve en ω.

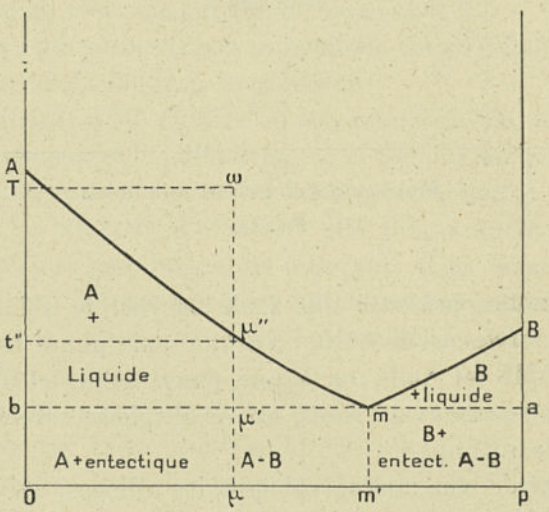
Tant que la température est supérieure à *t''*, c'est-à-dire

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

lorsque le point figuratif de l'alliage décrit la partie $\omega\mu''$ de la verticale $\omega\mu$, on est en présence d'une seule phase liquide. Lorsque la température atteint la valeur t'', c'est-à-dire lorsqu'on est en μ'', il y a commencement de solidification ; le solide qui se dépose a pour valeur V'', point où l'horizontale issue de μ'' rencontre le solidus. Lorsque la température varie de t'' à t' et que, par conséquent, la solidification se poursuit, la composition du liquide varie suivant $\mu''V'$, tandis que celle du solide suit la ligne $V''\mu'$; à chaque température, le rapport de la masse du liquide à la masse du solide est donnée par les longueurs des horizontales comprises entre la verticale et le solidus, d'une part, et la verticale et le liquidus, d'autre part.

Lorsqu'on arrive au point μ', le solide a pour composition μ et le liquidus la composition V ; alors la solidification s'achève.

2° *Les métaux se déposent, à l'état pur, sans donner naissance à des combinaisons ou à des solutions solides* (*fig.* 15).



Métaux se déposant sans donner lieu à des combinaisons ou à des solutions solides

Fig. 15.

Le liquidus est formé de deux branches de courbe qui se

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

rencontrent en un minimum auquel correspond l'alliage eutectique.

Le solidus est formé d'une horizontale passant par le point eutectique et occupant toute la largeur du diagramme.

L'alliage eutectique est formé de lamelles alternantes de deux métaux A et B. Les proportions de ces deux métaux dans l'eutectique sont dans le rapport :

$$\frac{Q_A}{Q_B} = \frac{ma}{mb},$$

Q_A étant la quantité du métal A contenue dans l'eutectique; Q_B, la quantité de B.

Au-dessus de la courbe AmB tous les alliages sont constitués par une seule phase liquide. Dans la zone Abm, on a du métal A et du liquide, dans la zone Bma du métal B et du liquide.

Dans la zone bmOm', du métal A et de l'eutectique ; dans la zone mam'P, du métal B et de l'eutectique.

Dans la région bmOm', un alliage renferme d'autant plus d'eutectique que la composition se rapprochera plus de celle de l'eutectique. De même dans la zone $mam'p$.

Examinons la solidification d'un alliage de composition μ : supposons qu'il soit porté à une température T, son point figuratif est ω, soit μ'' l'intersection de la verticale $\omega\mu$ avec le liquidus, et μ' son intersection avec le solidus. Tant que la température sera supérieure à t'' qui correspond à μ'', tout l'alliage reste à l'état liquide.

A la température t'', il commence à se déposer un peu de solide dont la composition correspond, nous l'avons dit, à la rencontre de l'horizontale de μ'' avec le solidus, qui est représenté par l'axe des y : il se dépose donc du métal A, au fur et à mesure que la température s'abaisse, tout en étant supérieure à b (point de rencontre de l'horizontale de μ' avec l'axe des températures), la quantité de métal A augmente ; à chaque température la composition de la phase liquide est donnée par la rencontre de l'horizontale qui correspond à

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

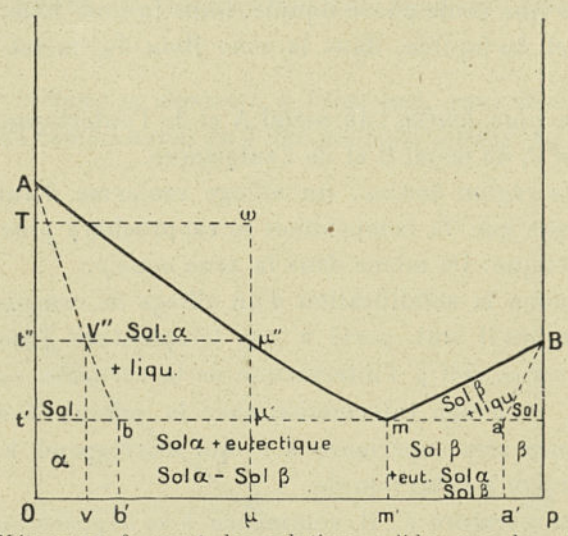
cette température avec le liquidus, et le rapport de la masse liquide à la masse solide est donné par le rapport des longueurs de l'horizontale entre la verticale $\alpha\mu$ et le solidus d'une part et le liquidus d'autre part.

A une température légèrement supérieure à b, on a une quantité de liquide extrêmement faible. Lorsqu'on atteint b, le liquide achève de se solidifier.

Il a alors la composition eutectique donnée par le point m.

3° *Les métaux ne sont miscibles à l'état solide que dans le voisinage des métaux purs et ne forment pas de combinaison* (*fig.* 16).

Le liquidus est identique à celui du cas précédent.



Métaux ne formant des solutions solides que dans le voisinage des métaux purs et ne donnant pas de combinaison.

FIG. 16.

Le solidus est constitué par une horizontale passant par le minimum, mais n'occupant pas toute la largeur du diagramme et de deux branches de courbe partant des points de fusion des métaux et rejoignant les extrémités de l'horizontale.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le diagramme indique l'existence des phases suivantes :

Au-dessus de A*mb*, phase liquide.

En A*mb*, solution α + liquide.

En B*ma*, solution β + liquide.

En A*bb'*O, solution α.

En *bmb'm'*, solution α+ eutectique solution α — solution β.

En *ama'm'*, solution β + eutectique solution α — solution β.

En B*aa'p*, solution β.

Ici l'eutectique n'est plus formé des deux métaux purs, mais bien des solutions α et β, et la proportion de ces deux solutions est donnée par le rapport :

$$\frac{Q\alpha}{Q\beta} = \frac{ma}{mb}.$$

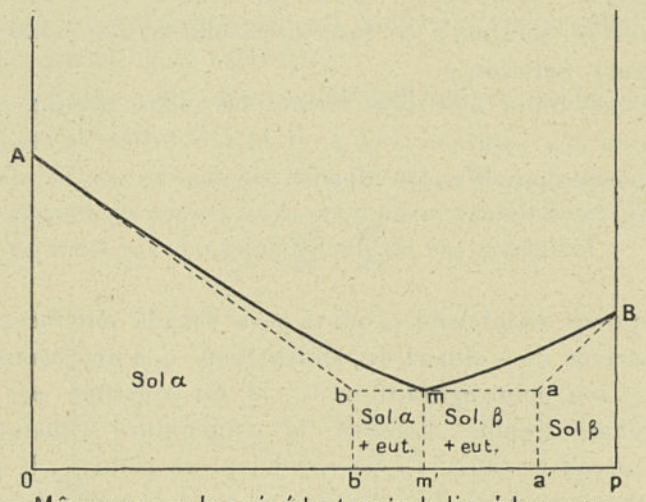
Examinons maintenant ce qui se passe dans la solidification : nous partons de l'alliage de composition μ à une température T ; son point figuratif est ω ; il est constitué par une seule phase liquide. Lorsque la température s'abaisse et qu'elle prend la valeur t'', correspondant au point μ'', la solidification commence ; il se dépose une trace de solide de composition V'' alors que le liquide a pour composition μ''. La température allant en s'abaissant, il se passe un phénomène analogue à celui étudié dans le cas précédent ; mais, tandis que la composition du liquide varie suivant la courbe $\mu''m$, le solide ne reste pas de composition constante, la composition varie suivant V''*b*. Lorsque la température prend la valeur t', la solidification s'achève avec un solide de composition *b'* entouré d'un liquide de composition *m'* qui se solidifie en masse.

Le cas que nous venons d'étudier présente une limite intéressante. Supposons que le liquidus soit conservé (*fig.* 17), mais que le point *b* du solidus devienne de plus en plus voisin du point *m*. La région correspondant à la solution α pure devient de plus en plus grande, tandis que se restreint celle formée de la solution α et de l'eutectique.

Or, les proportions du constituant β dans l'eutectique

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

diminuent à mesure que *mb* diminue. A la limite *b* venant se confondre avec *m*, la zone solution α + eutectique disparaît et l'eutectique lui-même n'existe plus, ou du moins il n'est plus formé que de α. Donc à la limite, *b* venant en *m*, la zone *mam'a'* est formée de $\beta + \alpha$.



Même cas que le précédent, mais le liquidus se rapproche à gauche du solidus

FIG. 17.

On conçoit même le cas suivant : le liquidus étant toujours le même, le solidus se confond avec lui, l'horizontale n'existe plus ; on est en présence de deux zones : l'une formée de la solution α, l'autre de la solution β, la ligne de séparation de ces deux zones étant formée par la verticale passant par le minimum.

Pour qu'il y ait eutectique, il est nécessaire que le solidus comporte une partie horizontale.

4° *Les métaux forment des combinaisons ou des solutions solides qui se solidifient à température constante.*

Le liquidus présente un ou plusieurs maximums.

Ces maximums correspondent à des combinaisons ou à des solutions.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le solidus affecte des formes différentes, suivant que l'on est en présence de combinaisons ou de solutions.

Dans le cas de combinaisons, les horizontales des eutectiques se prolongent jusqu'à la verticale du maximum. — Dans le cas des solutions solides, les horizontales des eutectiques s'arrêtent avant la verticale du maximum; deux lignes obliques partant du maximum complètent le solidus.

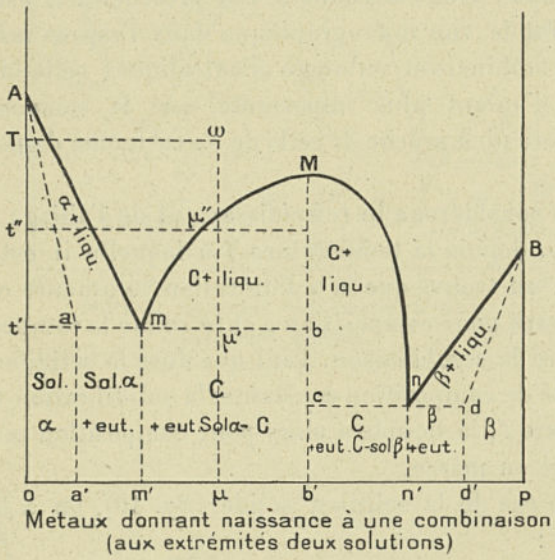


FIG. 18.

Dans le cas de la combinaison (*fig.* 18), on a les zones suivantes :

Au-dessus de A*m*M*n*B, phase liquide;

A*ma* : solution α + liquide;

*m*MB : C (combinaison de formule correspondant au maximum) + liquide;

Mcn : C + liquide;

Bnd : solution β + liquide;

Aoa'a : solution α;

ama'm' : solution α + eutectique sol. α — C;

mbm'b' : C + eutectique sol. α — C;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

cnb'n' : C + eutectique C — sol. β ;

ndn'd' : Solution β + eutectique C — sol. β ;

B*dd'p* : Solution β.

Il est bien évident qu'on peut trouver de semblables diagrammes, sans qu'il y ait de solutions solides aux extrémités ou qu'il n'y en ait qu'à une extrémité.

On raisonnera sur les parties extrêmes du diagramme, comme nous l'avons fait dans le cas précédent. Il est à noter qu'au point de vue micrographique dans l'espace *mbm'b'*, on aura la combinaison entourée d'eutectique ; celle-ci sera en quantité d'autant plus importante, que la composition de l'alliage sera plus proche de celle de *b'*. De même dans l'espace *cnb'n'*.

Si nous considérons le refroidissement de l'alliage de composition μ, depuis la température T à laquelle il est liquide (point ω), on trouve que la solidification commence en μ'', le liquide ayant pour composition μ et le solide la composition *b'*, c'est-à-dire la combinaison. Tant que dure la solidification, le solide reste de composition constante; la solidification finit à la température *t'*, le liquide a alors pour composition *m* avant de se prendre en masse.

Dans le cas de la solution solide (*fig.* 19), on a les zones suivantes :

Au-dessus de A*m*M*n*B, phase liquide :

Aam : A + liquide ;

*mb*M : α + liquide ;

Mcn : α + liquide ;

Bnd : B + liquide ;

*am*O*m'* : A + eutectique A-α ;

mbm'b' : α + eutectique A-α ;

*b'b*M*cc'* : α ;

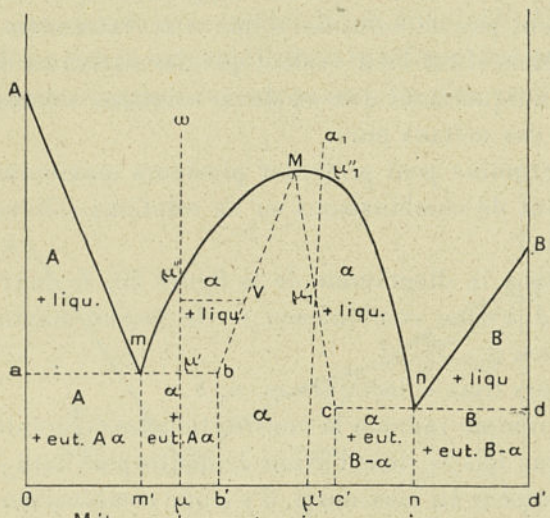
cnc'n' : α + eutectique B — α ;

ndn'd' : B + eutectique B — α.

On raisonnera comme il a été dit dans les cas précédents ; mais la micrographie indique pour les alliages de la région *b'b*M*cc'* un seul constituant.

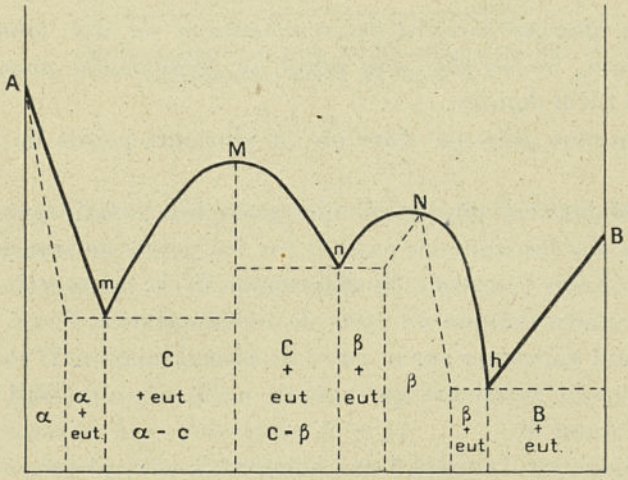
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Pour la solidification d'un alliage de composition μ, on aura les



Métaux donnant naissance à une solution solide

Fig. 19.



Métaux donnant naissance à une combinaison et à une solution solide (+ une solution solide à l'extrémité gauche)

Fig. 20.

mêmes résultats que précédemment, à cela près toutefois que la

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

composition du solide ne restera pas constante, elle variera suivant la courbe V*b*. Nous avons supposé ici que les métaux ne formaient pas de solution solide aux extrémités du diagramme. Mais il est bien évident que des variantes de ce diagramme indiqueraient une ou deux solutions solides dans le voisinage des métaux purs.

Un diagramme peut présenter plusieurs maximums, il y a alors autant de combinaisons ou de solutions solides que de maximums.

Ainsi dans le diagramme de la figure 20, le maximum M correspond à une combinaison C; le second maximum N à une solution β.

On a alors trois eutectiques *m*, *n*, *h*.

Le diagramme indique la constitution des différentes zones. — A chaque fois — nous l'avons démontré plus haut — que le liquidus possède un maximum, il y a une combinaison ou solution solide et, à chaque fois qu'il y a combinaison ou solution solide *se solidifiant à température constante*, il y a maximum.

5° *Les alliages forment des combinaisons ou des solutions solides qui, lorsqu'elles sont pures, se décomposent avant de passer à l'état liquide.*

Le liquidus présente alors un ou plusieurs points de transition.

Le solidus est plus ou moins complexe, mais présente toujours des horizontales passant par les points de transition.

Considérons l'exemple du diagramme de la figure 21.

Le liquidus indique un point de transformation T.

On peut raisonner sur le point de transformation T comme si la branche inférieure qui aboutit en T se poursuivait avec un maximum M.

Le solidus est composé d'une horizontale passant par l'eutectique *m* partant de l'axe des *y*, ce qui indique qu'il n'y a pas de solution riche en métal A et s'arrêtant à une certaine ligne qui, ici, est la verticale passant par le maximum fictif M au point C″ (nous verrons plus loin comment est déterminée

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

cette verticale), d'une autre horizontale passant par le point de transition T, qui, ici, s'arrête à une certaine distance de la verticale correspondant au métal B, ce qui établit l'existence d'une solution riche en métal B. Avec la micrographie on détermine la ligne *bb'* que nous supposons ici une verticale.

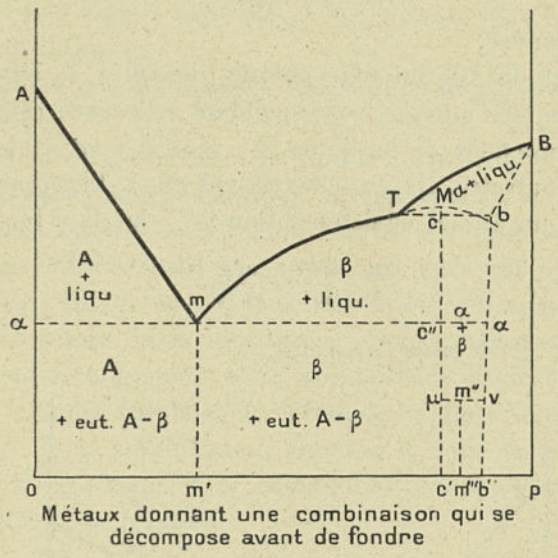


FIG. 21.

La constitution des alliages se déduit de la façon suivante de ce diagramme :

Au-dessus de A*m*TB, phase liquide ;

En A*αm* : A + liquide ;

En *m*T*cc''* : β + liquide ;

En TB*b* : α + liquide ;

En *αmm'o* : A + eutectique A — β ;

En *mc''c'm'* : β + eutectique A — β ;

En *cbc'b'* : β + α ;

En B*bb'p* : solution α.

De plus, comme la ligne *cc''c'* est une verticale, on peut affirmer que β est une combinaison et non une solution. —

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

C'est absolument ce qui se passe dans le cas d'un maximum réel.

On remarquera que l'énoncé que nous avons donné de ce cas est bien réel; la combinaison lorsqu'elle est à l'état pur, se décompose en donnant :

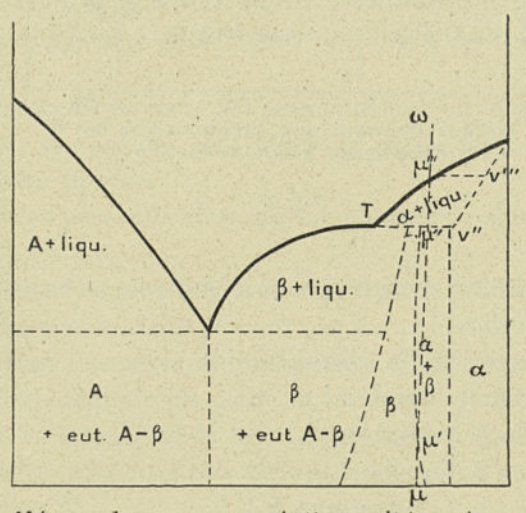
$$\beta = \alpha + \text{liquide},$$

avant de fondre.

Au point de vue micrographique, il suffira de signaler la constitution des alliages correspondant à l'espace $cbc'b'$: plus ils se rapprochent de la ligne bb', plus il sont riches en β, plus, au contraire, ils s'appauvrissent en α. Les quantités de α et de β pour alliage de composition m''' sont dans le rapport :

$$\frac{\alpha}{\beta} = \frac{m''\mu}{m''\nu} = \frac{m'''c'}{m'''b'},$$

puisque cc' et bb' sont verticales.



Métaux donnant une solution solide qui se décompose avant de fondre

Fig. 22.

Le diagramme représenté dans la figure 22 donne le cas d'une solution solide correspondant au point de transition :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

il y a un espace correspondant au constituant β pur; dans le cas de la combinaison, cet espace se réduit à une verticale.

Le reste du diagramme est analogue à celui donné figure 21.

Au point de vue micrographique, on aura les mêmes résultats que dans le diagramme précédent; mais la région de β pur n'est plus une simple verticale. Nous la supposons bordée par des lignes obliques.

Examinons la solidification d'un alliage de composition μ à partir de ω.

La verticale $\omega\mu$ rencontre le liquide au point μ''', le solidus en deux points μ'' et μ', ce dernier correspondant à la séparation dans le sens vertical de la région β et de la région $\alpha + \beta$.

Lorsque l'abaissement de température aura amené le point figuratif de l'alliage en μ''', la solidification commence avec le dépôt d'un solide de composition ν'''. La température s'abaissant, le solide augmente et sa composition varie suivant la ligne $\nu'''\nu''$, tandis que la composition de la phase liquide varie suivant μ''' T. La solidification s'achève lorsque le point figuratif de l'alliage vient en μ''. Mais alors le liquide de composition T donne la réaction :

$$\beta = \text{liqu. T} + \alpha.$$

Soit :

$$\text{liqu. T} = \beta - \alpha,$$

il se redissout un peu de α.

La quantité de liquide diminue à température constante, celle qui correspond au point T, tandis que le solide est formé de la solution α de valeur V''.

Le point figuratif de l'alliage se déplaçant suivant la partie verticale, l'alliage reste constitué de $\alpha + \beta$. Mais les proportions varient à chaque instant, puisque nous avons supposé la zone de β pur limitée par une courbe et non par une verticale.

On connaîtra à chaque instant le rapport $\frac{\alpha}{\beta}$ qui sera donné par le rapport des distances du point considéré sur la verticale aux

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

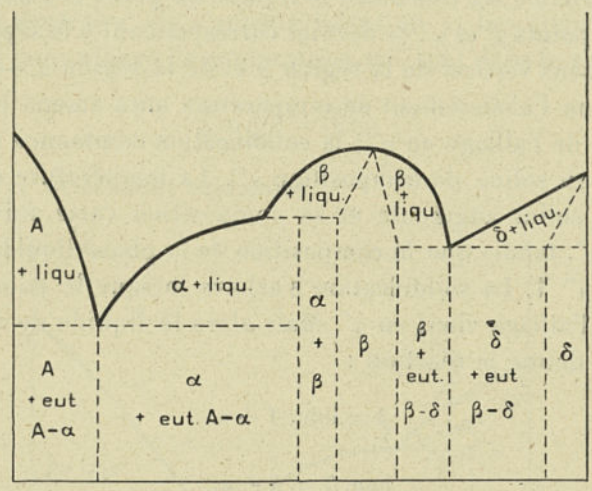
deux courbes limitant la zone $\alpha + \beta$; lorsque l'on se trouve au point μ' la quantité de α est nulle ; on se trouve en β pur, on y reste lorsque le point figuratif de l'alliage se déplace suivant $\mu'\mu$.

On voit donc que l'on a successivement les réactions suivantes :

En $\mu'''\mu''$: phase liquide $= \alpha +$ liquide ;

En μ''' : $\alpha +$ liquide $= \alpha + \beta$;

En $\mu''\mu'$: $\alpha + \beta = \beta$.



Métaux donnant une combinaison solide qui se décompose avant de fondre et une solution solide correspondant à un maximum du liquidus

FIG. 23.

Le diagramme de la figure 23 représente toujours le cas d'un point de transformation, mais le liquidus présente en même temps un maximum. On raisonne sur un tel diagramme comme on l'a fait sur les précédents ; ici au maximum correspond une solution solide ; au point de transition correspond une combinaison.

On conçoit aisément les diverses dispositions que l'on peut rencontrer suivant que les maximums et les points de transition correspondent à des combinaisons ou à des solutions,

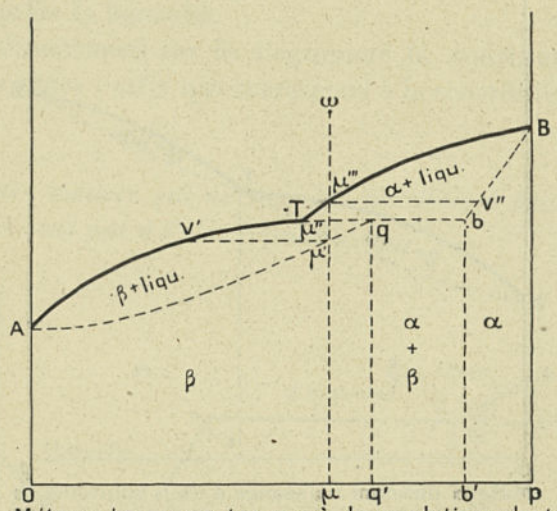
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

qu'il y ait ou non formation de solutions solides aux extrémités du diagramme.

6° *Les métaux forment des solutions solides dont l'une se décompose avant de fondre dans certaines limites. De plus, il n'y a pas formation d'eutectique.*

Ce cas rentre bien dans ceux que nous avons étudiés.

Le liquidus est formé par deux branches de courbe qui se rencontrent au point de transition (*fig.* 24).



Métaux donnant naissance à deux solutions dont l'une se décompose avant de fondre dans certaines limites

FIG. 24.

Le solidus est constitué par l'horizontale d'un point de transition, par deux branches de courbe partant des points de fusion des métaux et se terminant sur l'horizontale ci-dessus indiquée.

On peut toujours admettre qu'il y a un maximum caché, correspondant à la solution solide β.

Le diagramme indique alors l'existence des zones suivantes :

Au-dessus de ATB, phase liquide homogène;

En AT*q* : β + liquide;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

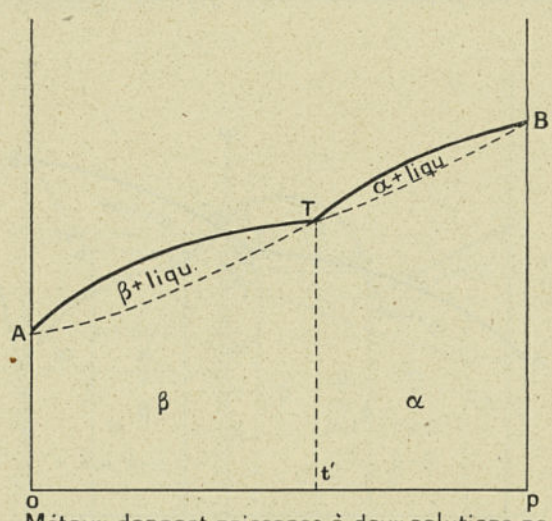
En BTb : $\alpha +$ liquide ;

En Aqoq' : β ;

En $qbq'b'$: $\alpha + \beta$;

En bB$b'p$: α.

D'ailleurs les lignes limitant la zone correspondant à la constitution $\alpha + \beta$ ne sont pas forcément des lignes droites, elles peuvent être des lignes quelconques; nous en verrons des exemples.



Métaux donnant naissance à deux solutions ne se décomposant pas avant de fondre (cas limite du précédent)

FIG. 25.

La micrographie correspondant à de tels alliages est extrêmement simple; les raisonnements faits précédemment nous dispensent d'insister.

Examinons la solidification d'un alliage de composition μ à partir du point ω. Lorsque le point figuratif se déplace suivant $\omega\mu'''$, on a une phase liquide.

En μ''', il y a commencement de solidification avec formation d'un solide de composition V''. Lorsque le point figuratif se déplace suivant $\mu'''\mu''$, la phase liquide varie de composition

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

suivant la courbe μ'''T, la phase solide suivant la courbe $V''b$.

En μ'', il y a la réaction suivante :

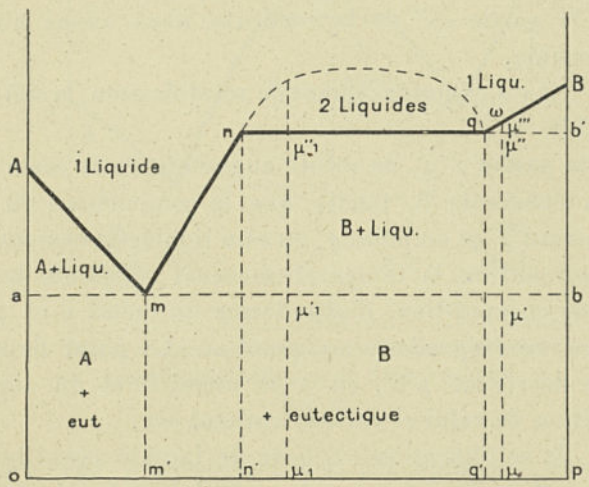
α + liquide = β + liquide.

Lorsque le point figuratif varie suivant $\mu''\mu'$, le dépôt solide varie suivant $q\mu'$, tandis que la composition de la phase liquide varie suivant TV'.

On conçoit comme limite du cas que nous venons d'étudier un diagramme dans lequel la ligne horizontale du point de transformation est de longueur nulle. On a alors la forme du diagramme de la figure 25.

On lit directement sur le diagramme la constitution des différentes zones : celle qui correspond à la constitution $\alpha + \beta$ a disparu.

7° *Cas des métaux qui ne sont pas miscibles à l'état solide et qui ne le sont pas à l'état liquide :*



Métaux miscibles à l'état solide et partiellement miscibles à l'état liquide.

FIG. 26.

Jusqu'ici nous avons supposé que, au-dessus du liquidus, les métaux ne formaient qu'une seule phase homogène.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Supposons maintenant qu'ils ne soient pas miscibles à l'état liquide.

Que devient le diagramme ?

Nous allons démontrer que, *lorsque deux métaux ne sont pas miscibles à l'état liquide, le liquidus est caractérisé par un palier.*

En effet, s'il y a palier, il y a existence d'un système invariant, puisque ce palier indique que tant que la température garde la valeur correspondant au palier, le système reste constant pour des compositions déterminées par la longueur de ce palier. On a donc un système univariant.

Il faut donc qu'il existe trois phases : or, il n'y a qu'une phase solide ; il faut donc qu'il existe deux phases liquides.

Donc, l'existence d'un palier prouve l'existence de deux phases liquides, c'est-à-dire de deux liquides non miscibles.

Considérons ce qui se passe pendant la solidification d'un alliage de composition μ à partir du point ω.

Pour la partie $\omega\mu'''$ de la verticale, nous avons une seule phase liquide.

En μ''', il y a commencement de solidification, le solide étant le métal B.

Pour la partie $\mu'''\mu''$, le solide augmente, mais reste de composition constante B, tandis que la composition du liquide varie suivant $\mu'''q$; au point q, on a un liquide de composition q'. A ce moment-là, la température étant constante le liquide change de composition, il abandonne du métal B et prend la valeur n' correspondant au point n. Le point figuratif de l'alliage décrivant $\mu''\mu'$, on a le métal B et du liquide, la composition de celui-ci variant suivant nm.

En n', la solidification s'achève, le liquide ayant la composition m, et pour $\mu'\mu$, on a du métal B entouré de l'eutectique AB.

Prenons maintenant un alliage de composition μ, à l'état liquide au-dessus de μ''_1, on a deux phases liquides : en μ'_1, on a commencement de solidification ; le solide qui se dépose est le métal B ; au moment où l'on atteint le point μ''_1 on a pour les

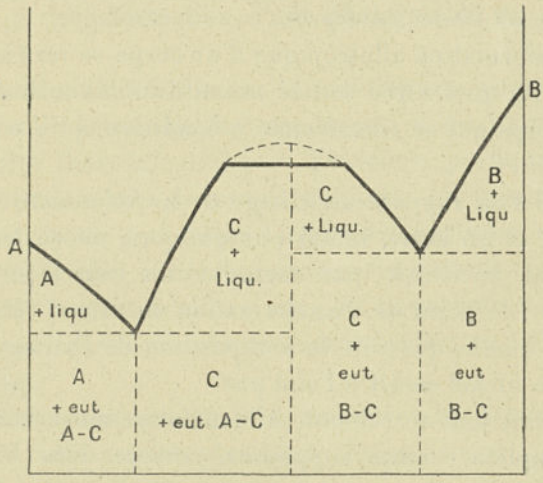
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

deux liquides le rapport $\frac{\mu_1'' n}{\mu_1'' q}$, leur composition correspondant à n' et q'.

Mais, au point μ_1'', la température restant constante, le liquide de composition q' disparaît, on n'a plus que du liquide de composition n'. Puis, pour la partie $\mu_1''\mu_1$, la solidification se passe comme il a été dit précédemment pour la partie $\mu''\mu$.

En somme, tout se passe comme s'il y avait un seul eutectique, à cela près que la phase liquide change brusquement de composition.

8° *Cas des métaux donnant lieu à une combinaison par l'intermédiaire de deux liquides :*



Métaux donnant naissance à une combinaison par l'intermédiaire de deux liquides

FIG. 27.

Dans ce cas, le maximum n'est pas apparent; une partie de la courbe est remplacée par un palier, on obtient un diagramme analogue à celui de la figure 27. On raisonnera sur ce diagramme comme on l'a fait sur les précédents.

CAS D'ALLIAGES PRÉSENTANT DES POINTS DE TRANSFORMATION (AU-DESSOUS DU SOLIDUS). — C'est le cas qui nous intéresse le plus ;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

nous verrons, en effet, que c'est celui de la plupart des alliages qui prennent la trempe.

On peut distinguer deux cas dans les transformations :

1° Les transformations allotropiques (dans lesquelles rentrent les passages de l'état magnétique à l'état non magnétique) ;

2° Les transformations avec réactions.

Considérons d'abord les transformations allotropiques : ces transformations peuvent se produire dans les corps simples, les combinaisons et les solutions solides.

Dans les corps simples, on peut citer, comme exemple, le fer (sous les formes α, β, γ), le nickel, le cobalt, l'étain, et peut-être le cuivre ;

Dans les combinaisons ;

Dans les solutions solides.

La transformation allotropique d'un corps se fera à la même température, quelle que soit la constitution de l'alliage renfermant le corps qui se transforme, à condition qu'il n'y ait pas réaction.

Ainsi, si l'on suppose un alliage de nickel constitué par du nickel pur et un autre métal pur qui, lui, ne se transforme pas, lequel formerait, par exemple, un eutectique avec le nickel pur : le point de transformation du nickel (350°) serait le même, quelle que soit la composition de l'alliage, et cela tant que le nickel serait à l'état pur.

Il en serait tout autrement, si le métal ne conservait pas son entité complète : ainsi supposons, comme dans le cas des alliages nickel-étain, que nous avons étudiés, que le nickel forme une solution solide, le point de transformation peut très bien ne pas rester constant dans toute l'étendue de la solution (exception faite des retards apportés par la masse métallique).

Les transformations avec réactions sont les plus fréquentes : un exemple courant est la transformation de deux solutions solides en une nouvelle solution :

$$\text{Solution } \alpha + \text{Solution } \beta = \text{Solution } \gamma.$$

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Un autre exemple des plus importants (notamment pour les aciers) et que nous étudierons plus loin est donné par l'entrée d'une combinaison en solution :

Solution A + Combinaison B = Solution C.

Rien ne permet, comme nous l'avons déjà fait remarquer, de dire que, dans la solution C, la combinaison B existe à l'état de solution ou que la combinaison B s'est détruite avant d'entrer en solution.

En traçant les courbes de transformation, on pourra trouver des points eutectiques, des maximums, des points de transformation comme dans le liquidus. Rien ne différencie, en effet, la transformation d'une phase liquide en une phase solide de la transformation d'une phase solide en une autre phase solide.

Comme la solidification, la transformation pourra se produire dans un intervalle de température assez important que l'on appelle *intervalle critique*. Toutefois, pratiquement, on distingue deux sortes de transformations : les transformations réversibles, pour lesquelles l'intervalle critique est faible, c'est le cas le plus général. Les transformations irréversibles pour lesquelles l'intervalle critique est important (nous en verrons des exemples à propos de certains aciers au nickel ou au manganèse).

Un point intéressant est le suivant : la transformation inverse de celle énoncée plus haut, c'est-à-dire :

Solution C = Solution A + Combinaison B,

peut donner naissance à un eutectique formé par la solution A et la combinaison B. La transformation se fait alors suivant deux courbes qui se coupent en un point eutectique.

Pour distinguer cette transformation qui se passe dans le solide de celle analogue qui se passe à partir du liquide, le professeur Howe a proposé de lui donner le nom d'*eutectoïde*. Cette désignation est généralement acceptée à l'heure actuelle.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Méthode de Tammann. — Dans tout ce que nous avons observé jusqu'ici sur les courbes de refroidissement, nous avons dit que l'on relevait seulement les températures des brisures ou des paliers dans la courbe de refroidissement.

Le professeur Tammann a montré qu'en opérant dans certaines conditions on pouvait tirer des conclusions plus importantes encore de la courbe par une étude en quelque sorte quantitative.

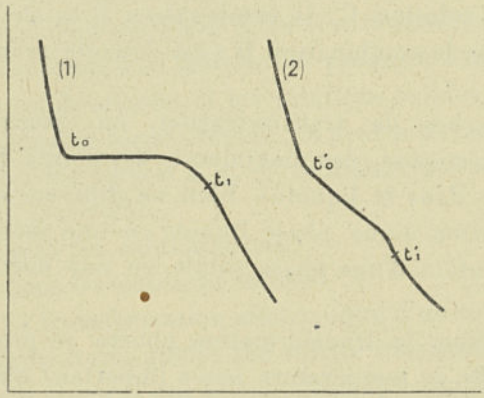


Fig. 28. — Courbes de refroidissement.

La solidification d'un alliage est indiquée sur la courbe de refroidissement par deux brisures t'_0 et t'_1 (*fig.* 28, courbe 2).

Prenons le cas d'un diagramme avec un eutectique sans solution solide ; nous avons vu qu'il y avait dans la courbe de refroidissement une brisure et un palier correspondant au commencement de la solidification et à la fin de la solidification, celle-ci se traduisant par le dépôt de l'eutectique.

Plus la composition de l'alliage dont on étudie le refroidissement se rapproche de l'eutectique, plus la quantité d'eutectique est importante ; nous l'avons démontré aussi.

Dans le cas de l'eutectique, la courbe ne donne qu'un seul palier (*fig.* 28, courbe 1). Si sur le diagramme on porte pour chaque alliage la quantité d'eutectique en ordonnée (et cela au-dessous du diagramme), on aura deux droites partant des métaux purs et aboutissant au point qui représente l'eutectique lorsqu'il est pur (*fig.* 29).

Les quantités, c'est-à-dire les ordonnées, seront, toutes choses égales, proportionnelles aux longueurs des paliers des courbes de refroidissement. Les figures 29 et 30 représentent les courbes

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

de refroidissement d'alliages et leur utilisation pour le tracé du diagramme. Pour utiliser cette méthode, il est nécessaire que les conditions du refroidissement soient constantes, notamment les quantités d'alliages utilisées.

On peut donc, par les longueurs des paliers, tracer les courbes indiquées *tout à l'heure et*, par conséquent, leur point de rencontre qui confirme la position de l'eutectique.

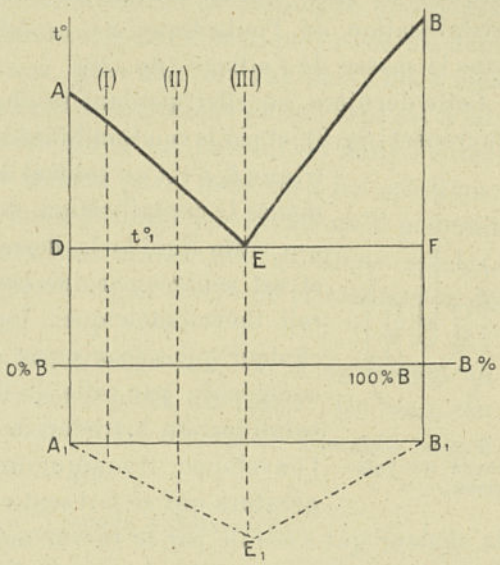


Fig. 29. — Méthode de Tammann.

Mais, comme l'a fort bien remarqué Tammann [Voir A. Portevin, *la Méthode d'analyse thermique du professeur Tammann* (*Revue de Métallurgie*, 767, août 1907)] sur les courbes de refroidissement, la fin du palier n'est jamais nette, la température s'abaisse à par-

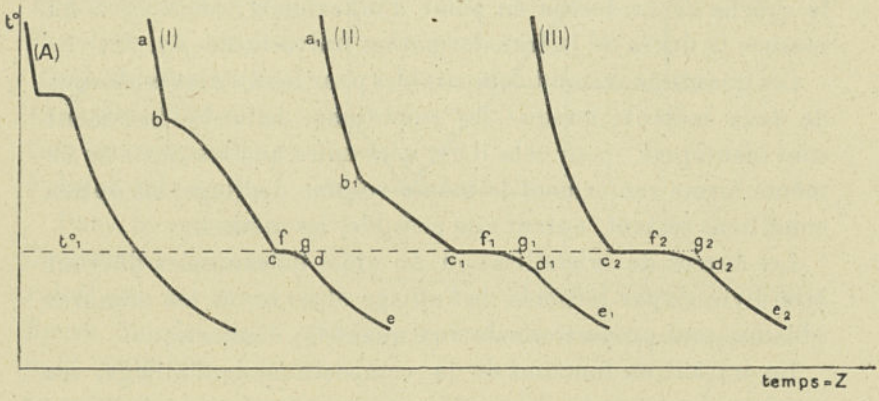


Fig. 30. — Paliers et méthode de Tammann.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

tir du point g, la vitesse de refroidissement va en croissant jusqu'en d, puis décroît à nouveau ; ceci vient de ce que la cristallisation de l'eutectique ne se fait pas simultanément dans la masse de l'alliage (*fig.* 30).

Cette dernière, en effet, perdant sa chaleur par les parois a du creuset (*fig.* 31) et par la conductibilité de l'appareil thermométrique b, c'est au contact de ces objets, que commence la cristallisation, de sorte que la portion qui reste liquide la dernière occupe l'espace c et est séparée par une couche solide de l'appareil thermométrique ; lorsque la quantité de chaleur qui s'écoule par ce dernier n'est plus compensée par celle qu'il reçoit du fait de la solidification à travers la couche solidifiée qui l'enveloppe, il marque un abaissement de température qui se fait sentir d'autant plus tôt que la chaleur qui s'écoule par le thermomètre est plus grande et la conductibilité du solide plus mauvaise.

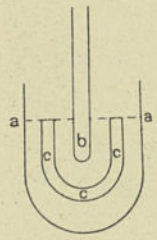


Fig. 31. — Méthode de Tammann.

C'est ce qui produit l'abaissement progressif de température à la fin des paliers de la courbe de refroidissement, de sorte que, pour définir la durée de cristallisation, il faut prolonger la courbe *de* au-dessus du point d'inflexion d ; alors $cg = \Delta z$ mesure la durée de la transformation univariante (*fig.* 30).

Ces quantités Δz sont comparables pour les différents alliages de deux métaux, lorsque les conditions du refroidissement sont identiques ; pour cela il est nécessaire que les creusets de même forme renferment le même volume d'alliage, les autres conditions restant, autant que possible, les mêmes.

Les durées de cristallisation Δz ainsi déterminées devront être divisées par le poids de l'alliage observé, et les nombres obtenus sont proportionnels aux quantités d'eutectique.

En traçant en fonction de la composition de l'alliage, les courbes donnant Δz, rapportées à un même poids d'alliage, on obtiendra donc l'eutectique en cherchant l'ordonnée maximum ; ces ordonnées seront nulles pour les corps purs A et B qui constituent l'eutectique.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Dans le cas d'un eutectique avec solutions solides aux deux extrémités du diagramme, la courbe de Tammann a toujours, bien entendu, son maximum pour l'eutectique, mais les deux branches aboutissent non plus aux métaux purs, mais bien aux points où se terminent les solutions pures. Ceci est d'ailleurs évident, puisque les corps qui entrent ici dans l'eutectique ne sont plus des métaux purs, mais bien les solutions.

La méthode permet donc de lever les doutes qu'il pourrait y avoir sur les teneurs maximums des solutions solides, puisque, pour ces compositions, la durée de cristallisation de l'eutectique est nulle.

Dans le cas d'un point de transition, on a également un système univariant, par conséquent un palier. On sait, en effet, qu'à un point de transition correspond une réaction à température constante, telle que :

$$\text{Solution } \alpha \rightleftarrows \text{liquide} + \text{Solution } \beta.$$

On déterminera comme il a été dit, la longueur des paliers, et l'on tracera la courbe de Tammann.

On trouvera alors que la formation de la solution α correspond au maximum, le liquide et la solution β correspondant à des durées nulles.

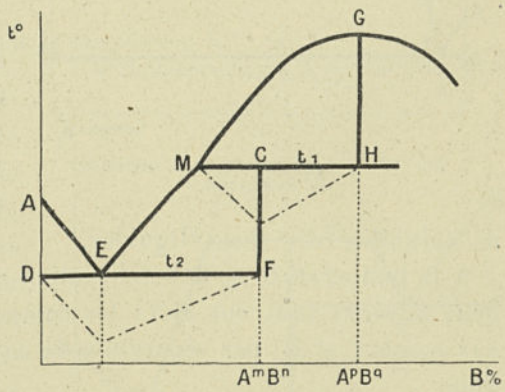


Fig. 32. — Application de la méthode de Tammann.

Dans le cas d'un diagramme comme celui qui est tracé figure 32, le composé A^mB^n donnant au refroidissement : A^pB^q + liquide, on a pour le composé A^mB^n le maximum de la courbe de Tammann qui correspond au point de transition, et en même temps la nullité de l'ordonnée de la courbe correspondant à l'eutectique.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Là encore on voit que la méthode de Tammann permet de préciser la forme du diagramme.

Dans le mémoire, déjà cité, de Portevin est examiné le cas où les deux métaux à l'état liquide ne sont que partiellement miscibles (palier ou liquidus).

Dans ce cas, il existe une série d'alliages pour lesquels la solidification s'opère à partir d'un mélange de deux liquides non miscibles ; cette solidification peut se faire par séparation d'un des métaux constituants ou d'un composé défini.

a) *Séparation d'un des métaux constituants* (*fig.* 33). — Pour les concentrations intermédiaires entre celles qui correspondent aux points C et H, le mélange à l'état liquide se compose de deux couches de compositions variables avec la température. Par exemple, à t_0, les courbes liquides ont des compositions correspondant aux points M et N, la courbe CMLNH étant la courbe de solubilité des deux liquides.

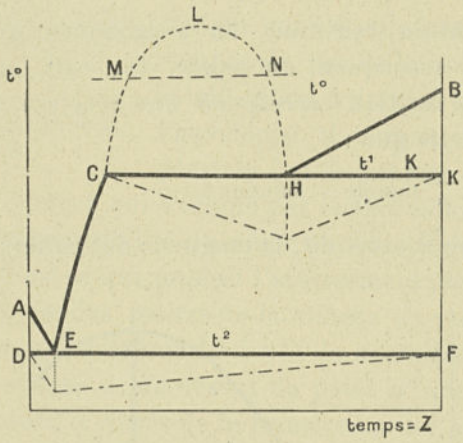


Fig. 33. — Application de la méthode de Tammann.

A la température t_1, la solidification s'opère à partir de ces deux liquides (qui ont alors les compositions correspondant aux points C et H) par séparation du corps B suivant la réaction :

$$\text{Couche riche en B} \rightleftarrows \text{cristaux B} + \text{couche riche en A.}$$

La température se maintient invariable à t_1 pendant cette réaction ; il y a donc un palier t_1 sur les courbes de refroidissement et, de plus, l'équilibre H + liquide G + cristaux B

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

étant univariants, le début de solidification de tous les alliages qui présenteront à ce moment deux liquides se fera à cette même température t_1, de sorte que le liquidus offrira une partie horizontale CH.

La durée de cette transformation univariante sera maximum pour la composition du point H et nulle en G et en K, de sorte que l'étude des temps de cristallisation à t_1 nous fournira un moyen de connaître les compositions des couches liquides en équilibre à cette température.

Si à t_1, il se séparait non du corps B pur, mais une solution solide, la courbe en pointillé ne se terminerait pas en K, mais en k, point qui donnerait la composition de cette solution à t_1.

Lorsque, par suite du dépôt de cristaux B, la composition du liquide est devenue celle du point G la couche riche en B a disparu totalement, et la solidification se poursuit comme à l'ordinaire.

b) *Séparation d'un composé défini à partir des deux liquides* (*fig.* 34). — Dans ce cas, la réaction qui se passe à t_1 est la suivante :

$$A^mB^n \rightleftarrows \text{liquide riche en B de composition H} + \text{liquide riche en A de composition G.}$$

Là encore la considération de la durée de transformation donne un moyen de connaître la composition des couches liquides et du composé en équilibre. Cette durée est maximum pour le composé A^mB^n, qui se forme à la solidification, et nulle pour la composition des couches en question.

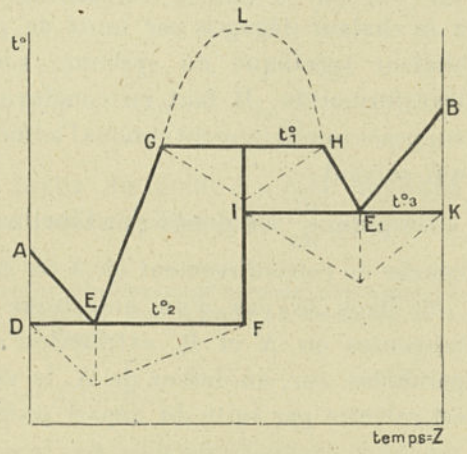


FIG. 34. — Application de la méthode de Tammann.

La composition A^mB^n est encore vérifiée comme on l'a vu

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

précédemment par la nullité des durées de cristallisation eutectique à t_2 et à t_3.

Lorsque, par suite de difficultés pratiques, notamment dans l'étude des métaux fondant à haute température, les conditions de refroidissement sont variables d'un alliage à l'autre, les quantités Δz, déterminées comme il a été dit précédemment, ne sont pas comparables.

La façon d'interpréter les résultats n'a pas été exposée par Tammann dans ses articles généraux; cependant, dans plusieurs études d'alliages effectuées par lui, il étudie la variation de la quantité $\Delta z \frac{dt}{dz}$, $\frac{dt}{dz}$ étant la vitesse de refroidissement à $t°$.

A ce sujet Portevin a fait les remarques suivantes :

a) Dans le cas de la solidification d'un corps pur (courbe *a*, *fig.* 35), il est facile de voir que l'on a :

$$\Delta_z \frac{dt}{dz} = \frac{1}{c} \frac{Q}{P},$$

Q étant la quantité totale de chaleur dégagée par le phénomène pour un poids P de corps, c étant la chaleur spécifique du système; les quantités Δz, $\frac{dt}{dz}$ sont donc bien proportionnelles à la chaleur dégagée par unité de poids, à condition que c, chaleur spécifique du système, soit constante pendant la transformation. Il faut en conclure que cette condition est supposée implicitement et nous l'admettrons dans les remarques qui suivent :

De plus, $\frac{dt}{dz}$ est donné par l'inclinaison de la tangente à la courbe de refroidissement en A ou en B.

b) Dans le cas d'un eutectique (courbe *b*, *fig.* 35), les tangentes en A et B, extrémités du palier, ne sont plus parallèles, car, au-dessus de A, la vitesse de refroidissement est ralentie par suite du départ progressif de l'un des corps; il nous semble logique, dans ce cas, de mesurer $\frac{dt}{dz}$ par l'inclinaison de la tangente en B.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

c) Dans le cas d'un point de transition (courbe *c*, *fig.* 35), les vitesses avant et après le palier sont diminuées par la ségrégation successive de phases solides, et si l'on mesure $\frac{dt}{dz}$

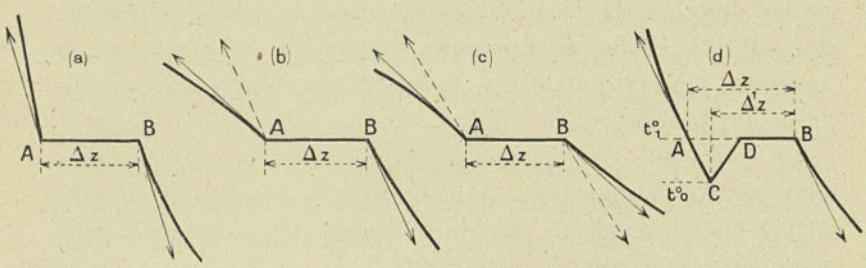


FIG. 53. — Mesure des paliers.

sur les courbes de refroidissement, on n'a plus

$$\Delta_z \frac{dt}{dz} = \frac{1}{c}\frac{Q}{P},$$

mais ces quantités Δz, $\frac{dt}{dz}$ sont encore fonction de $\frac{Q}{q}$, s'annulent et sont maximums en même temps que ce dernier facteur [1].

d) Dans le cas où il y a recalescence (courbe *d*, *fig.* 35), on trouve facilement que

$$\frac{1}{c}\frac{Q}{P} = \Delta_{1z}\frac{dt}{dz} + t_1 = t_0 \qquad \text{ou} \qquad \Delta_z \frac{dt}{dz},$$

en comptant le palier à partir du point A ; ceci implique des écarts de température assez faibles pour supposer la

[1] On pourrait calculer la vitesse de refroidissement normale, c'est-à-dire, en supposant qu'il y ait dégagement de chaleur pour le palier AB, au moyen de la loi de refroidissement de Newton, qui donne :

$$\frac{dt}{dz} = A\,(t = \theta);$$

θ étant la température de l'enceinte où s'effectue le refroidissement, et qui, par suite, permet de construire la tangente en un point de la courbe, connaissant θ et la tangente en un autre point. Ceci se fait très facilement en remarquant que les sous-tangentes mesurées sur l'horizontale d'ordonnée θ sont constantes.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

vitesse de refroidissement constante dans l'intervalle $(t_1 - t_0)$.

Remarques sur la solidification dans le cas où il se sépare des cristaux mixtes. — A ce sujet, Tammann fait une série de remarques intéressantes et très utiles pour la détermination des courbes de solidification dans le cas de formation de solution solide de cristaux. Nous nous contenterons de résumer sommairement les points utiles à préciser pour le tracé du liquidus et du solidus.

On sait que, dans ce cas, les courbes de solidification présentent une portion à vitesse de refroidissement ralentie et qui correspond au dépôt progressif des cristaux mixtes pendant l'intervalle de solidification, et les brisures de cette courbe donnent les températures de début et de fin de solidification.

De même que, dans la solidification d'un eutectique ou d'un composé pur, la température s'abaisse progressivement à $t_1°$ vers la fin de solidification, alors qu'elle devrait être constamment t_0 (courbe 1), de même, la fin du dépôt des cristaux mixtes, au lieu d'être marquée par une brisure nette, ne montre un abaissement de température progressif qu'au point d'inflexion; cette dernière température est inférieure à la température de fin de solidification.

Tammann propose de la corriger dans le cas où les métaux A et B forment une série continue de cristaux mixtes, en ajoutant à $t_1°$ la quantité

$$\Delta t = (100 - x)\,\Delta t_A + x\Delta t_B,$$

Δt_A et Δt_B représentant les abaissements de température $t_0 - t_1$ observés sur les courbes de refroidissement des deux métaux A et B, x étant la teneur en B 0/0.

La vitesse de refroidissement a une influence considérable dans le cas du dépôt de cristaux mixtes, car il faut à ces derniers le temps d'uniformiser leur composition à chaque température. Si l'on diminue la vitesse de refroidissement, en général la température de commencement de cristallisation ne se modifie pas sensiblement; il n'en est pas de même de

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

la température de fin de solidification, et il faut faire une série d'expériences en ralentissant progressivement le refroidissement jusqu'à ce que cette dernière température garde une valeur fixe, ce qui montre que l'état d'équilibre a été atteint, la vitesse de refroidissement agit non seulement sur les températures de début et de fin de solidification, mais aussi sur la structure des masses cristallisées obtenues, si les cristaux n'ont pas pris à chaque instant la composition correspondant à celle du liquide; la structure est hétérogène et peut faire croire à la présence de deux espèces de cristaux; mais dans ce cas on peut, en diminuant la vitesse de refroidissement, arriver à une structure homogène.

Huttner et Tammann ont montré [1] un exemple de ces phénomènes dans les alliages bismuth-antimoine.

Méthode de la micrographie. — La micrographie ou métallographie microscopique est basée sur l'observation au microscope d'une surface métallique parfaitement polie, puis attaquée par un réactif chimique propre à faire apparaître les différents constituants.

Nous ne reviendrons pas ici sur la technique de la métallographie.

Nous insisterons seulement sur les résultats qu'elle fournit.

Supposons — et c'est là la marche normale — que, cherchant à déterminer la constitution des alliages que peuvent former deux métaux, on ait établi le diagramme au moyen des courbes de refroidissement. Le résultat obtenu ne pourra être qu'approché : les courbes de refroidissement ne donnent pas, en effet, toutes les lignes de séparation des différentes zones du diagramme : c'est ainsi que généralement les lignes obliques du solidus partant d'un métal ou d'un maximum pour rejoindre les horizontales des eutectiques ne sont guère visibles, de même les lignes qui séparent, dans le sens vertical, les différentes zones. L'étude des courbes de refroidissement ne donne

[1] *Zeit. f. an. Chem.*, XLIV, 131 (1905).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

généralement d'une façon précise que : le liquidus, les horizontales du solidus et les principaux points de transformation.

La micrographie permettra de préciser les zones du diagramme.

On déterminera les constituants des différents alliages et leur importance relative après refroidissement lent.

On fera de même s'il y a lieu, après trempe, ainsi qu'il sera expliqué dans le chapitre *Théorie générale de la trempe*. On y verra aussi comment la micrographie permettra de fixer la forme des courbes limitant verticalement les différentes zones.

Entre autres points importants, la micrographie permettra de savoir si un maximum correspond à une combinaison ou à une solution solide.

En effet, si l'on est en présence d'une combinaison seule, l'alliage correspondant au maximum doit (s'il ne subit pas de transformation à l'état solide) présenter un seul constituant; il n'en est plus de même si l'on a une solution solide, pour un certain nombre d'alliages autour du maximum, on ne trouve qu'un seul constituant.

La micrographie permettra aussi de savoir s'il se forme une solution solide lorsqu'on ajoute quelques petites quantités d'un corps à un métal pur; si cela est, on ne trouve qu'un constituant; dans le cas contraire on en rencontre deux.

Enfin la proportion des constituants est des plus importantes, comme on le comprendra aisément, lorsque nous aurons donné les principales formes des diagrammes des alliages binaires.

Un dernier point important est le suivant : lorsqu'on fait un examen micrographique d'alliages binaires, on se trouve parfois en présence de trois constituants.

Ceci ne peut exister normalement : en effet, nous nous trouvons en présence de trois phases, alors qu'il y a deux composés.

La variance du système est :

$$v = c + 2 - \varphi = 2 + 2 - 3 = 1.$$

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le système est univariant. Sous la pression atmosphérique le système n'est en équilibre que pour une température déterminée. Si cette température n'est pas celle de l'observation, le système est hors d'équilibre.

Pour expliquer ce fait, supposons que nous nous trouvions en présence d'un corps qui présente, au-dessous du solidus, un point de transformation. Si la vitesse de refroidissement est suffisamment lente, lorsque l'alliage passera par ce point de transformation, il y aura changement de constitution, la transformation sera complète. Mais, si la vitesse de refroidissement est trop rapide, il pourra y avoir transformation incomplète. On obtient alors des systèmes hors d'équilibre dans lesquels, en somme, se résume toute la théorie de la trempe, ainsi que nous le verrons plus loin. On peut donc trouver et les constituants normaux à la température ordinaire et ceux correspondant à des températures supérieures à celle de la transformation.

Méthode chimique. — La méthode chimique consiste essentiellement à isoler par des réactifs chimiques les combinaisons qui existent dans les alliages.

Nous avons montré à plusieurs reprises que cette méthode ne peut être utilisée seule. A notre avis, elle ne peut donner des résultats certains que lorsqu'elle est accompagnée de la détermination du diagramme et de la micrographie.

A maintes reprises, on a isolé des poudres grises correspondant à des formules chimiques, on a conclu à l'existence de combinaisons. Une étude plus approfondie faite au moyen de la micrographie et des courbes de refroidissement a démontré que ces conclusions étaient erronées. Plus on avance dans la connaissance de ces alliages, moins nombreuses sont les combinaisons existant réellement, plus importantes sont les solutions solides.

Lorsque l'on croit être en présence d'une combinaison, de par les déterminations physico-chimiques que l'on a faites, on doit suivre au microscope l'attaque de l'alliage renfermant cette

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

combinaison : le réactif utilisé doit laisser intacte la combinaison, tandis qu'il dissout les autres constituants.

Mais il faut avant tout que le microscope indique nettement l'existence d'une combinaison.

Il reste cependant une question : lorsqu'une solution solide soumise à un réactif chimique abandonne dans toute l'échelle de sa composition un composé défini, peut-on conclure que ce composé est à l'état de solution ?

La loi des phases ne donne qu'un seul renseignement : le constituant, en présence duquel on se trouve, est une solution solide. Sous l'influence du réactif utilisé dans le traitement de la solution solide, il peut se produire des actions chimiques qui conduisent à un composé chimique qui n'ait aucune corrélation avec la solution primitive.

Un acide, par exemple, agissant sur un composé, peut donner naissance à un autre corps défini, sans qu'il vienne à l'esprit de qui que ce soit de supposer que ce dernier corps soit en solution dans le premier.

Osmond nous donnait, à ce sujet, une explication très nette.

On admet dans la théorie des ions que le dissolvant, l'eau notamment, peut dissocier une partie du corps dissous. Par évaporation de l'eau, les ions dissociés se recombineront. De même pour une solution solide, le réactif chimique, en enlevant l'excès du solvant, peut permettre des arrangements qui n'existaient pas auparavant.

D'autre part, dans une discussion qui a eu lieu en juillet 1906, au meeting de l'Iron and Steel Institute de Londres, à propos d'un mémoire de M. Sauveur sur la *Constitution des alliages fer-carbone*, Henry Le Chatelier a présenté les observations suivantes :

« M. Sauveur discute, dit-il, la question de savoir à quel état le carbone se trouve dans sa solution solide austénitique, c'est encore une question qu'ignore la loi des phases. Les chimistes se partagent en deux camps : ceux qui s'intéressent surtout aux spéculations théoriques sur la constitution intime de la matière, ceux qui s'intéressent seulement aux lois numériques des phé-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

nomènes chimiques. C'est à cette dernière catégorie qu'appartiennent les savants qui ont appliqué à la chimie les lois de l'énergétique et formulé la loi des phases; pour eux une solution solide est un mélange homogène à proportions variables des deux corps et rien de plus, exactement de même qu'une composition définie est un mélange homogène à proportions définies de deux corps; ils ne se demandent pas si, dans la cémentite, le carbone est à l'état de diamant, de graphite ou de carbone amorphe ; ils ne le font pas davantage pour les solutions solides; cela n'a rien à voir avec les lois numériques des phénomènes chimiques. »

En résumé il est absolument inexact d'utiliser la méthode chimique seule; on ne peut l'employer qu'avec le contrôle des méthodes physico-chimiques.

Méthode de la résistance électrique. — La détermination de la résistance électrique d'alliages binaires peut être faite à deux points de vue différents :

On peut étudier la variation de la résistance électrique avec la composition en maintenant la température constante.

On peut, d'autre part, déterminer la résistance électrique pour un alliage déterminé, lorsqu'on fait varier la température. Nous ne parlerons pas ici des méthodes que l'on peut utiliser pour la détermination de la résistance électrique, nous les avons décrites ailleurs.

Des nombreuses études faites, notamment par Henry Le Chatelier, on pourrait déduire que, dans le cas d'alliages constitués par la juxtaposition de cristaux de deux métaux, la conductibilité à température constante est la somme des conductibilités propres des quantités des deux métaux entrant dans l'alliage.

Ceci est juste pour un certain nombre d'alliages qui ont été étudiés par Matthiessen, notamment zinc-cadmium, zinc-étain, cadmium-plomb, plomb-étain. Les courbes obtenues sont des droites reliant les valeurs relatives de la conductibilité des deux métaux à l'état pur.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Mais, généralement, la conductibilité d'un métal est très nettement abaissée par l'addition d'un autre métal, même en petite quantité.

Il en est ainsi, comme l'a montré Matthiessen, pour les alliages étain-bismuth, étain-antimoine, plomb-antimoine, plomb-bismuth, or-argent, or-cuivre. Le Chatelier pense que ces irrégularités sont dues à la production de mélanges isomorphes.

Il arrive aussi fréquemment que les courbes de conductibilité présentent une autre allure et notamment un maximum. Ce maximum correspond à une combinaison ; ceci n'a pu être établi que par comparaison avec les résultats obtenus par d'autres méthodes de recherches, notamment la détermination des courbes de fusibilité.

Travaux de Guertler. — Résumant tous les travaux faits sur la conductibilité et les comparant avec les dernières études effectuées au Laboratoire de Göttingen sur la constitution des alliages, Guertler (*Zeitsch. für anorg. Chemie*, LI, 397, 1906, et *Revue de Métallurgie*, extraits, septembre 1907) en a déduit les lois suivantes :

1° Les alliages dont la conductibilité électrique est fonction linéaire de la concentration de volume des deux éléments de l'alliage n'ont pas de miscibilité sensible (0,05 0/0) à l'état solide et inversement ;

2° La courbe de conductibilité électrique des alliages formant une série ininterrompue de cristaux mixtes, s'étend de façon continue de l'un des composants purs à l'autre, tout en ayant un minimum bas et atteignant les valeurs de conductibilité électrique des composants purs par ascension rapide ; de sorte que, avec une faible concentration d'un composant dans le cristal mixte, une nouvelle addition provoque un abaissement incomparablement plus fort qu'à une concentration plus grande et réciproquement ;

3° Pour une miscibilité limitée des composants à l'état cristallisé, c'est, entre les concentrations des cristaux mixtes saturés, la loi 1 qui prévaut, comme entre composants purs,

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

et la loi 2 entre les métaux purs et les cristaux mixtes saturés ;

4° S'il existe dans une série d'alliages de deux métaux m composés, le diagramme d'état se décompose en $m + 1$ diagrammes binaires distincts. La conductibilité électrique est alors soumise dans chacun des systèmes aux lois 1 à 3, comme pour les métaux purs ;

5° La conductibilité électrique dans un système ne peut jamais être plus élevée que ne l'indique la droite qui relie les composants ainsi que l'a montré Matthiessen.

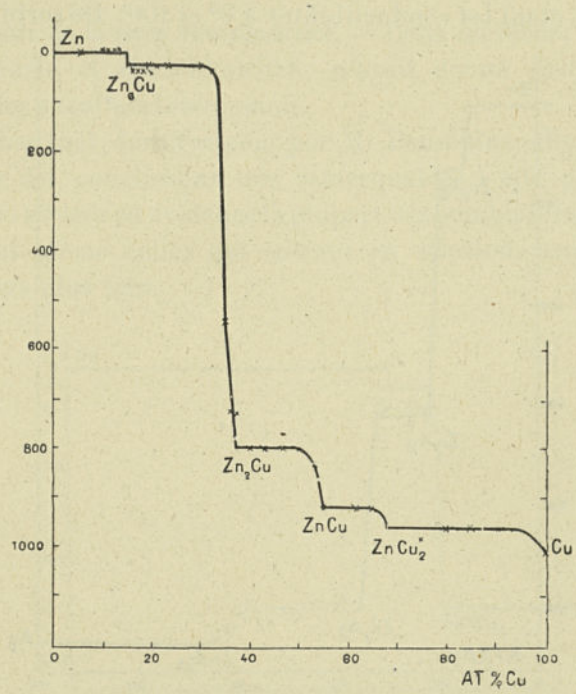


FIG. 36. — Forces électromotrices des alliages cuivre-zinc (Pouschine).

Ceci confirme en partie les hypothèses émises par H. Le Chatelier dès 1890.

On voit que ces lois peuvent servir, connaissant la variation de la conductibilité (ou de la résistance) électrique avec la teneur d'un des métaux, à déterminer les composés définis et

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

les limites des solutions solides que peuvent former les alliages de deux métaux.

Dans une étude plus récente (*Zeit. anorg. Chemie*, LIV, 28 mai 1907), Guertler a montré que ces lois s'appliqueraient non seulement à la conductibilité, mais aussi au coefficient de température de la conductibilité. On appelle coefficient de température de la conductibilité entre 0 et 100° le facteur

$$P = 100 \frac{H_0 - H_{100}}{H_0},$$

H_0 et H_{100} étant les conductibilités à 0° et 100°. De sorte que les

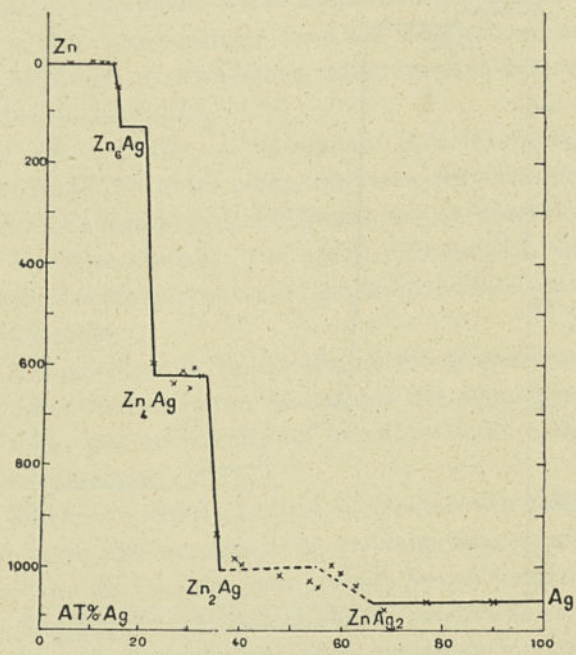


Fig. 37. — Forces électromotrices des alliages argent-zinc (Pouschine).

courbes donnant le coefficient P en fonction de la concentration affectent absolument les mêmes formes que celles donnant la conductibilité en fonction de la température.

Des courbes des coefficients de température on peut donc, d'après les brisures, déduire les concentrations des cristaux saturés, et les composés; du tracé, en ligne droite ou fortement

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

courbée, des différentes branches on peut déduire la présence de deux ou seulement d'un genre de cristal aussi bien que des courbes mêmes de conductibilité.

Ce résultat a une utilisation pratique importante, car la détermination de P peut se faire sur des échantillons de n'importe quelle forme et ne nécessite pas, comme pour la détermination de la valeur absolue de la conductibilité l'emploi de fils étirés ou de barres coulées sans ressuage, ce qui est impossible dans beaucoup de cas.

Méthode de la force électromotrice. — Cette méthode, employée par Laurie et Herschkowitch, n'avait donné jusqu'ici que quelques résultats intéressants.

Reprise tout dernièrement par M. Pouschine, elle vient de fournir des conclusions très remarquables : elle permet, en effet, de mettre en évidence la plupart des combinaisons, probablement même celles qui entrent en solution, comme nous le disons plus loin.

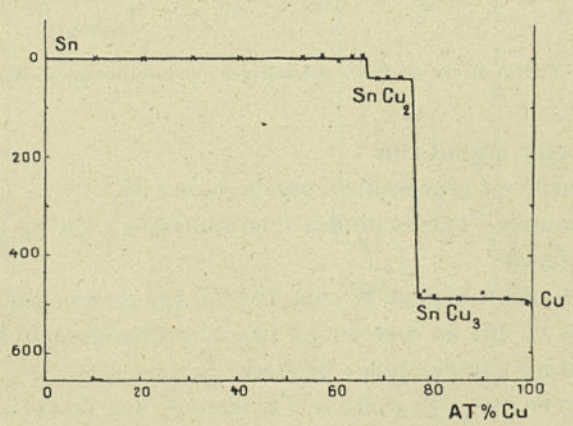


Fig. 38. — Forces électromotrices des alliages cuivre-étain (Pouschine).

Si l'on trace la courbe des forces électromotrices en fonction de la composition, on trouve des variations brusques, la courbe prenant une forme verticale. Ces variations correspondraient aux combinaisons.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Voici quelques exemples très frappants :

1° Alliages cuivre-zinc : laitons :

La courbe est reproduite dans la figure 36.

Les changements brusques indiquent les compositions suivantes : Zn^6Cu ; Zn^2Cu ; ZnCu ; $ZnCu^2$;

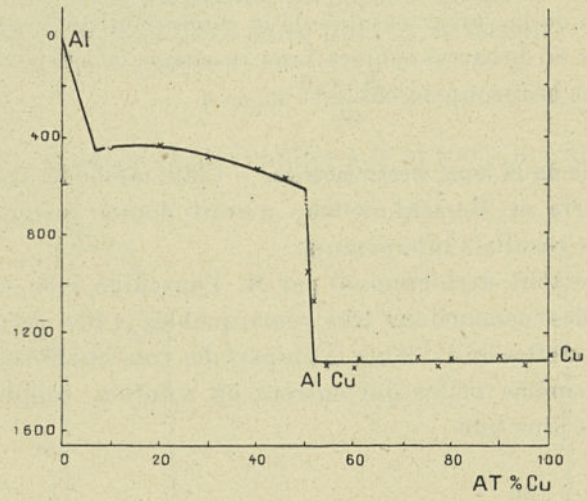


Fig. 39. — Forces électromotrices des alliages cuivre-aluminium (Pouschine).

2° Alliages argent-zinc :

La courbe est représentée par la figure 37.

Elle montre l'existence des combinaisons : Zn^6Ag ; Zn^4Ag ; Zn^2Ag ; $ZnAg^2$.

Il existe un doute sur le composé ZnAg, trouvé par d'autres méthodes et qui ne correspond pas à un changement brusque ;

3° Alliages cuivre-étain : bronzes :

La courbe (*fig.* 38) indique l'existence des deux combinaisons Cu^2Sn et Cu^3Sn.

Il ne met pas en vue le composé CuSn de MM. Heycock et Neville ;

4 Alliages aluminium-cuivre :

La courbe (*fig.* 39) met en vue le composé AlCu ; il n'est pas question de Al^2Cu ;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

5° Alliages aluminium-argent (*fig.* 46, p. 92) :

On trouve la combinaison AlAg ;

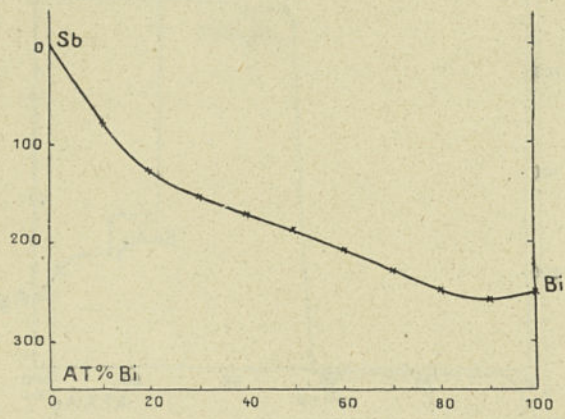


FIG. 40. — Forces électromotrices des alliages antimoine-bismuth (Pouschine).

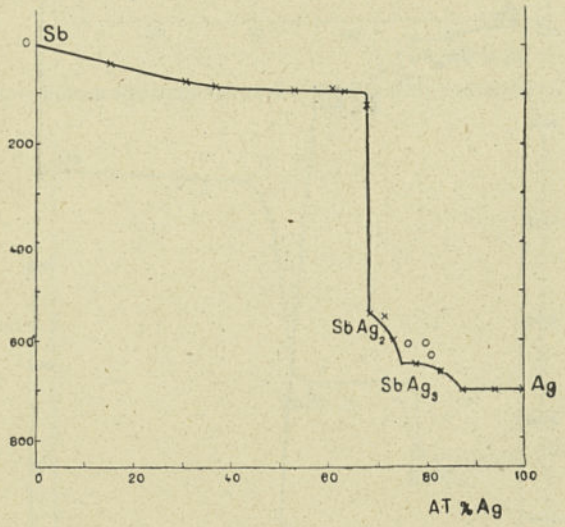


FIG. 41. — Forces électromotrices des alliages antimoine-argent (Pouschine).

6° Alliages antimoine-bismuth :

La courbe ne montre aucun composé (*fig.* 40) ;

7° Alliages zinc-antimoine :

On trouve les deux combinaisons Zn^3Sb^2 et SbZn (*fig.* 47) ;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

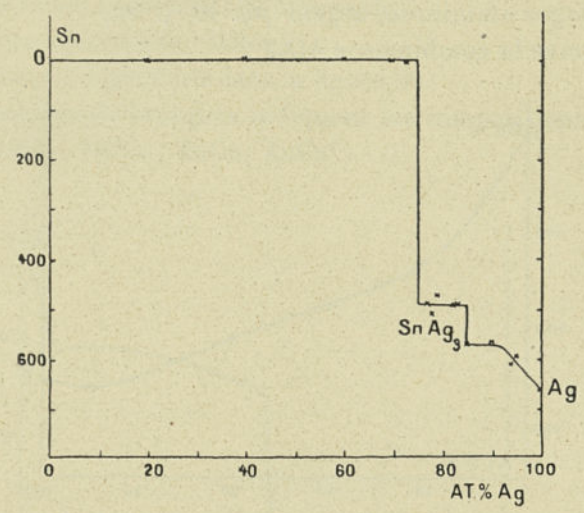


FIG. 42. — Forces électromotrices des alliages étain-argent (Pouschine).

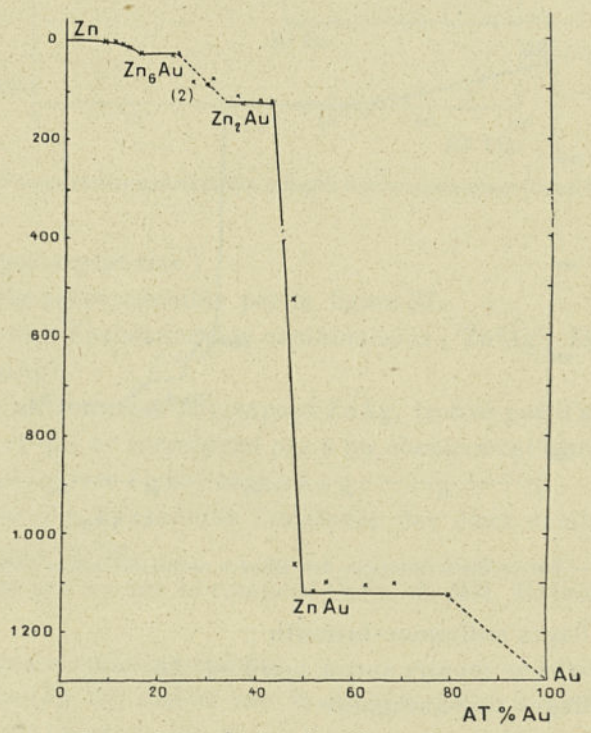


FIG. 43. — Forces électromotrices des alliages zinc-or (Pouschine).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

8° Alliages étain-antimoine :

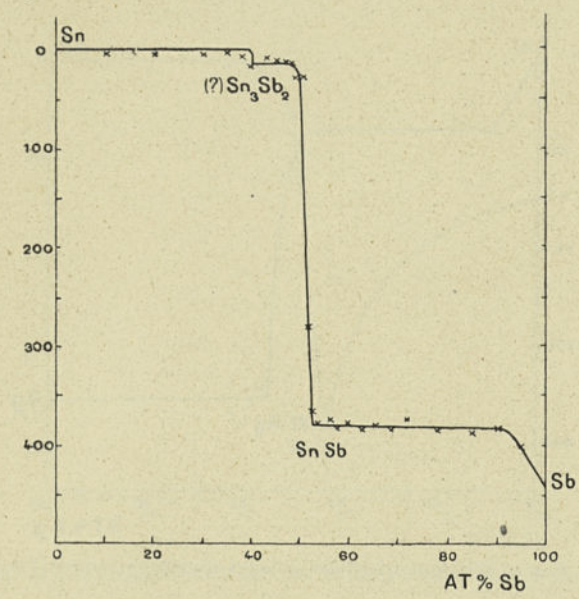


FIG. 44. — Forces électromotrices des alliages étain-antimoine (Pouschine).

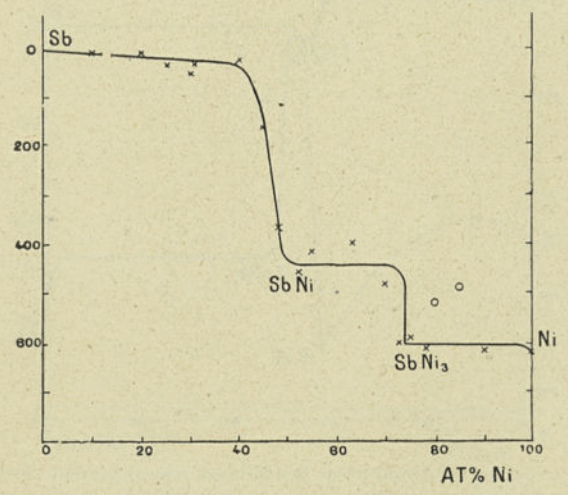


FIG. 45. — Forces électromotrices des alliages antimoine-nickel (Pouschine).

La courbe montre l'existence du composé bien connu SbSn (*fig.* 44);

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

9° Alliages nickel-étain et cobalt-étain :

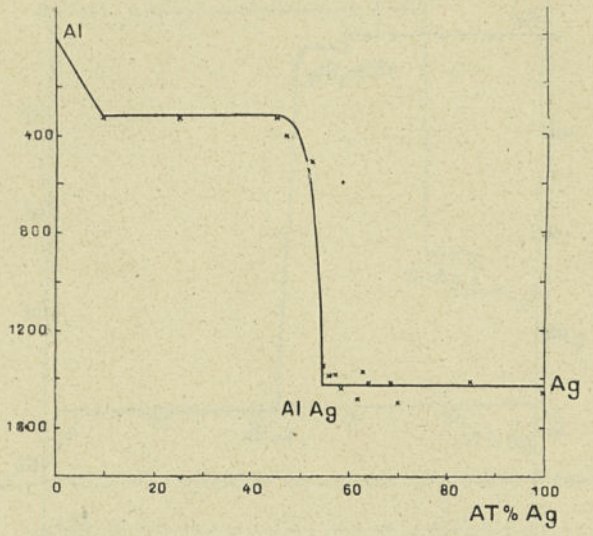


FIG. 46. — Forces électromotrices des alliages aluminium-argent (Pouschine).

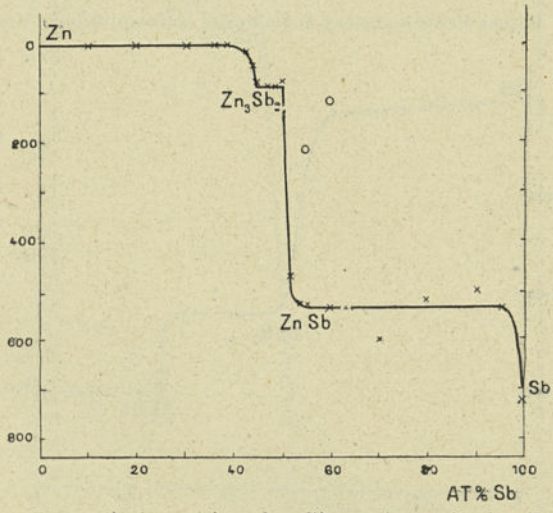


FIG. 47. — Forces électromotrices des alliages zinc-antimoine (Pouschine).

On trouve pour ces alliages des résultats analogues (*fig.* 48 et 49).

La courbe met en vue les combinaisons NiSn, CoSn ;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

10° Alliages étain-manganèse et étain-fer :

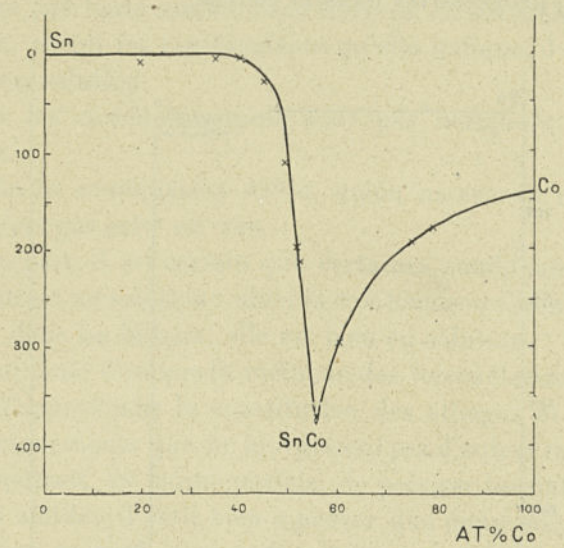


FIG. 48. — Forces électromotrices des alliages étain-cobalt (Pouschine).

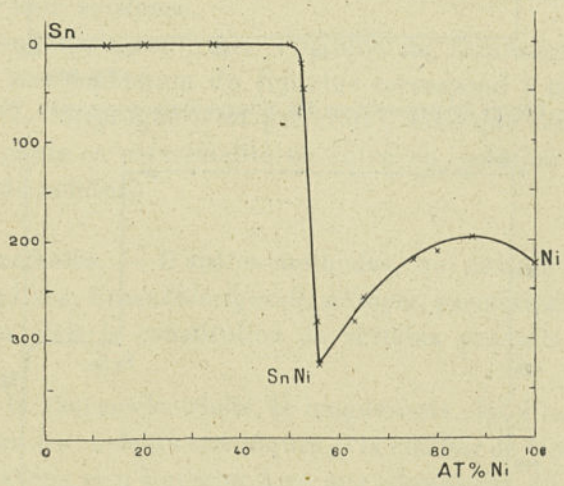


FIG. 49. — Forces électromotrices des alliages étain-nickel (Pouschine).

On met en vue (*fig.* 50 et 51) les combinaisons Mn^3Sn et Fe^4Sn.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

L'auteur ajoute que les solutions solides se voient par des variations progressives dans la courbe.

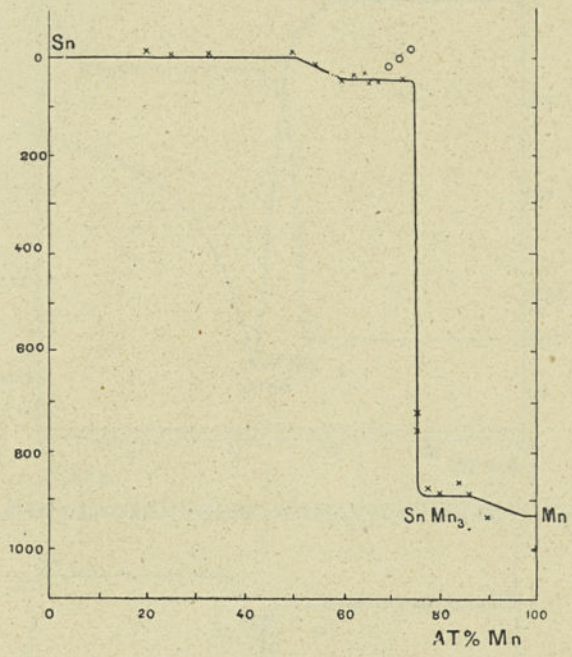
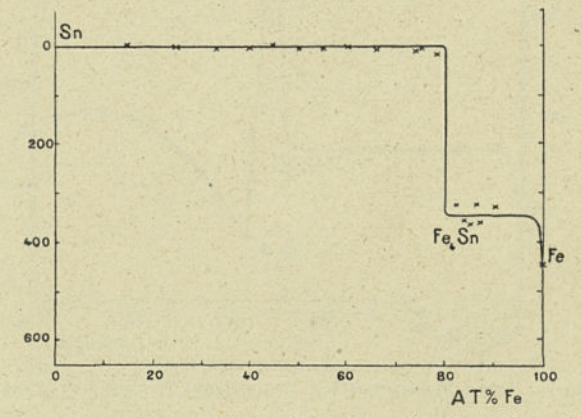


FIG. 50. — Forces électromotrices des alliages étain-manganèse (Pouschine).



IG. 51. — Forces électromotrices des alliages fer-étain (Pouschine).

Nous ne sommes pas tout à fait d'accord sur ce point.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Nous pensons : 1° que la méthode de la force électromotrice n'indique pas toute combinaison libre ou en solution ;

2° Que, parmi les combinaisons qu'elle indique, il en est qui entrent en solution.

Toutes les combinaisons ne sont pas indiquées par cette méthode.

En effet la combinaison Al^2Cu, qu'on ne saurait mettre en doute, n'est pas mise en vue.

D'autre part, il est certain que certaines combinaisons indiquées entrent en solution : ainsi la combinaison Cu^2Zn n'existe pas libre dans les laitons ; elle est bien en solution.

On peut donc dire que la méthode des forces électromotrices permet d'approfondir la constitution des alliages et donnent des renseignements que ne fournissent pas d'autres méthodes : elle permettrait, du moins parfois, de préciser les natures des solutions solides ; il était bien à penser que deux solutions de composition voisine (α et β des laitons, α et δ des bronzes) different par des combinaisons en solution, sans quoi comment expliquer leur existence.

Ceci semblerait confirmer l'opinion de Tammann déclarant que tout maximum du liquidus correspond à une combinaison (la réciproque n'est pas vraie), mais que cette combinaison garde sa personnalité ou entre en solution suivant la forme du solidus.

Autres méthodes. — D'autres méthodes, qui ont été décrites dans notre livre, *Étude théorique des alliages*, permettent parfois de tirer au clair la constitution de certains produits métallurgiques.

Ce sont la thermoélectricité, le magnétisme, les dilatations, les densités, les chaleurs spécifiques et la chaleur de formation.

Nous n'avons rien à ajouter à ce que nous avons dit sur ces méthodes, qui ne rendent service que dans des cas particuliers.

Nous signalerons cependant un point nouveau au sujet du magnétisme : alors qu'au moment de la publication de notre livre on ne connaissait d'alliages magnétiques que ceux ren-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

fermant un métal magnétique, on possède maintenant des exemples d'alliages magnétiques formés de métaux non magnétiques, ce sont des alliages de manganèse, notamment avec l'aluminium, l'étain, etc.

La théorie la plus vraisemblable est celle qui a été émise par Guillaume : le manganèse serait un métal magnétique à basse température; l'aluminium, l'étain, etc., relèveraient le point de transformation magnétique et l'amèneraient au-dessus de la température ordinaire.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE IV

THÉORIE GÉNÉRALE DE LA TREMPE

Relations entre le phénomène de trempe et le diagramme. — Nous avons dit que, par définition, un produit métallurgique prend la trempe lorsque, porté à une certaine température et refroidi brusquement, il possède des propriétés autres que celles qu'il avait avant ce traitement et autres que celles données par un chauffage à même température suivi d'un refroidissement lent.

Nous avons ajouté que, généralement, à ce changement de propriétés correspond un changement de structure. Considérons ce cas : pour qu'après trempe il y ait changement de constitution, il faut, nous l'avons noté, qu'à la température de trempe et au moment de l'opération, l'alliage ne possède pas la même constitution qu'à la température ordinaire, le refroidissement brusque ayant justement pour effet de maintenir, du moins partiellement, la même constitution que celle que possédait l'alliage au moment de la trempe.

D'après cela *un alliage prendra la trempe s'il possède un point de transformation*. Le diagramme nous permet de déterminer si un alliage prend ou ne prend pas la trempe.

En effet, nous voyons que jusqu'à la température de transformation il possède une certaine constitution ; si la température continue à croître, la constitution change.

Si donc, étant arrivé à cette zone, on vient à tremper l'alliage, c'est-à-dire à le refroidir brusquement, on maintiendra tout au moins partiellement l'état dans lequel se trouve le

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

métal au moment où on l'a trempé. Nous disons *partiellement*, car la vitesse de refroidissement n'est généralement pas assez grande pour empêcher de se produire une partie plus ou moins importante de la transformation inverse, laquelle se serait faite, si le refroidissement avait été lent. En un mot, la constitution après trempe ne sera pas la même qu'après refroidissement lent.

Différents cas de trempe. — Les corollaires de cette théorie sont les suivants : *Tout produit métallurgique présentant un point de transformation doit prendre la trempe, et la trempe ne peut avoir lieu que si la température de trempe est égale à la température de transformation.*

Ceci est bien exact; mais on est en droit de se demander si ces alliages, qui présentent un point de transformation, sont les seuls à prendre la trempe.

Nous avons admis plus haut, par définition, qu'un alliage prend la trempe, si ce traitement apporte une modification dans sa constitution.

Ceci ne peut généralement se produire que lorsqu'il y a un point de transformation ; il existe cependant d'autres cas qu'il nous faut citer de suite : supposons un alliage formé par une seule solution solide ; cet alliage ne comporte qu'une phase, et cependant la micrographie indique nettement que le produit refroidi lentement n'est pas homogène.

Cela provient seulement de ce qu'une ségrégation s'est produite pendant le refroidissement (le diagramme l'explique fort bien) et certains endroits sont plus riches que d'autres en l'un des métaux.

Si l'on réchauffe le métal à une température assez élevée, mais inférieure au point de fusion, on peut faire disparaître cette ségrégation ; la solution devient homogène et, si on refroidit brusquement, cette homogénéité persiste [1].

Le microscope accuse la transformation ; au sens indiqué, il

[1] Cette homogénéité persiste dans certains alliages même avec un refroidissement lent.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

y a trempe, bien qu'il n'y ait pas de constituant nouveau ; ce cas rentre bien dans la définition que nous avons donnée.

Nous en verrons d'ailleurs plus loin toute l'importance industrielle pour certains alliages de cuivre.

Enfin il est bien évident que, si l'on trempe un alliage entre le solidus et le liquidus, on obtient une transformation du métal, une partie étant à l'état liquide. Ceci a lieu *a fortiori*, lorsqu'on refroidit brusquement un alliage fondu. On obtient une texture toujours extrêmement grenue et fine. L'industrie ne recherche généralement pas ce cas. Toutefois il se produit quelquefois, involontairement, comme nous le verrons à propos des antifrictions et on l'utilise pour la fabrication de bronzes à haute teneur en plomb.

En résumé, nous distinguons ici trois cas où les alliages prennent la trempe :

1° *Les alliages présentent un point de transformation et sont trempés à une température supérieure à ce point de transformation ;*

2° *Les alliages sont constitués par une solution hétérogène que la trempe rend homogène ;*

3° *Les alliages sont trempés à température comprise entre le solidus et le liquidus ou brusquement refroidis à partir de l'état liquide.*

Il s'ensuit évidemment qu'un même alliage peut prendre plusieurs espèces de trempe.

Tous ces cas correspondent généralement à des changements dans la microstructure.

Mais ne peut-il pas y avoir changement d'état, sans que cela puisse se voir par la micrographie ?

Cas où les transformations produites par trempe ne sont pas visibles au microscope. — Ici, deux cas sont à citer :

1° Il existe des produits métallurgiques qui, possédant un point de transformation et trempés à une température supérieure à ce point de transformation, ne présentent pas de changement structural ;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

2° Il existe des produits métallurgiques qui, ne possédant pas de points de transformation, voient cependant leurs propriétés modifiées par trempe.

Premier cas. — *Cas d'alliages qui ont un point de transformation ne correspondant pas à une différence de constitution.*

Nous en donnerons plusieurs exemples au cours de cette étude, citons-en de suite quelques-uns.

1° *Les transformations allotropiques dans certains métaux ou alliages ne correspondent pas à des changemements de structure.* — Ceci n'a pas lieu dans le fer : une trempe de fer pur donne de la martensite, comme nous le verrons plus loin.

Mais, avec le nickel et le cobalt, il ne paraît pas en être de même : si l'on chauffe ces métaux à une température supérieure à leurs points de transformation magnétique et qu'on les trempe, on ne les maintient pas à l'état entièrement non magnétique ; leur magnétisme a seulement diminué, du moins si on les considère aussitôt après trempe, et cependant il n'y a pas eu changement de structure.

2° Le fait est encore vrai pour *certains alliages magnétiques*, au moins ceux ne contenant pas de fer ;

3° Il a été signalé aussi *quelques alliages qui, passant par un point de transformation, ne changent pas de structure.* Dans leur remarquable étude sur les alliages cuivre-aluminium, Carpenter et Richards en ont signalé quelques-uns.

Les aciers réversibles au nickel, que nous étudierons plus loin, possèdent un point de transformation qui ne correspond pas à un changement structural.

En somme, *ce fait se trouve parfois lorsqu'il y a transformation allotropique, que ce corps soit un métal ou une solution solide.*

Deuxième cas. — *Alliages prenant la trempe et n'ayant pas de point de transformation. — Cas particulier où les limites verticales des zones du diagramme ne sont pas des lignes droites.* — Considérons un diagramme dans lequel (*fig.* 52) l'espace *ab*SS′ correspond à deux solutions solides $\alpha + \beta$; à gauche de *a*S, on a α pure ; à droite de *b*S′, on a β pure.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

La ligne SS′ est le solidus ; ab l'axe des x. Prenons l'alliage dont le point figuratif est m. Chauffons l'alliage de façon que son point figuratif soit m' et trempons-le.

L'alliage formé préalablement de la solution β pure est constitué après trempe, si celle-ci a été efficace, par $\alpha + \beta$, ces constituants étant dans le rapport

$$\frac{\alpha}{\beta} = \frac{m'b'}{m'a'}$$

($a'b'$ étant l'horizontale passant par m').

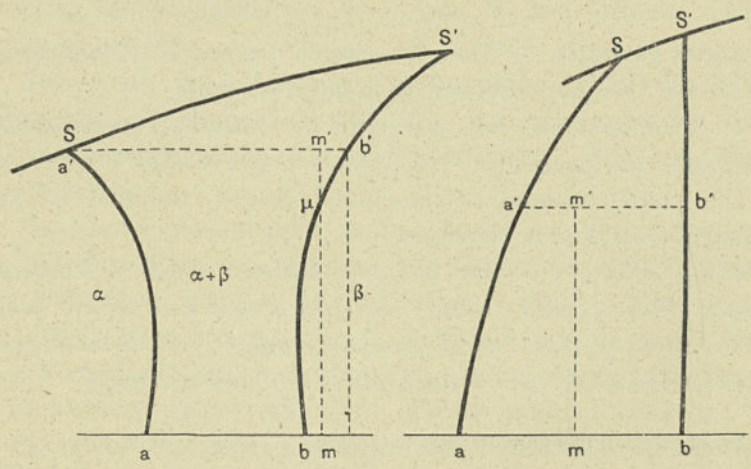


Fig. 52. — Alliage prenant la trempe, quoique n'ayant pas de points de transformations.

Donc l'alliage prendra la trempe, et cependant généralement la courbe de refroidissement n'accusera pas le point μ correspondant à la transformation.

Mais il y a plus : considérons le diagramme suivant (même figure) analogue au précédent, du moins quant aux notations ; la forme des courbes qui limitent l'espace considéré a seule varié.

L'alliage m est formé de α et de β dans les proportions :

$$\frac{\alpha}{\beta} = \frac{mb}{ma}.$$

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Chauffons ce métal de façon que son point figuratif vienne en m'.

Ces constituants seront toujours α et β, mais la quantité respective de ces constituants est changée, leur rapport est devenu :

$$\frac{\alpha}{\beta} = \frac{m'b'}{m'a'}.$$

Donc au sens indiqué plus haut (variation dans la constitution) il y a trempe, et cependant l'on n'est pas passé par un point de transformation.

Règles générales. — Tous les cas de trempe se ramènent à deux que l'on peut énoncer de la façon suivante :

1° *A chaque fois que, par suite de chauffage, on traverse une ligne quelconque du diagramme, il y a trempe.*

Une telle trempe correspond presque toujours à un changement dans la structure ;

2° *Un alliage constitué par une solution solide hétérogène ou par deux solutions solides dont les proportions varient avec la température (zone du diagramme bordée verticalement par des courbes et non des droites) prend toujours la trempe.*

Coefficients intervenant dans la trempe. — Que faut-il faire pour qu'il y ait trempe ?

Il faut :

1° Que l'alliage à la température de trempe ne soit pas sous le même état qu'à la température ordinaire ;

2° Que la trempe conserve totalement ou partiellement cet état.

Examinons ces deux points :

Changement d'état. — Pour que l'alliage ne possède pas à la température de trempe le même état qu'à la température ordinaire, il faut que la température soit supérieure au point de transformation (premier cas général, qui vient d'être énoncé) ou assez élevée pour avoir modifié la constitution (deuxième cas général : changement progressif). Laissons de

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

côté ce dernier cas, qui est moins important pour l'industrie que le précédent, et retenons cette règle capitale :

La température de trempe doit être supérieure au point de transformation.

Nous démontrerons ultérieurement qu'en pratique elle doit généralement lui être peu supérieure, sans quoi le métal est altéré ou du moins la trempe ne donne pas son maximum d'effet.

Mais suffit-il de porter le métal — lequel possède toujours une certaine masse — à une température un peu supérieure à celle de transformation, pour que la transformation soit bien complète ?

Nullement, ici intervient un nouveau facteur des plus importants : *le temps de chauffage.* — La transformation n'est pas instantanée, et son effet total n'est obtenu qu'au bout d'un certain temps.

Supposons, par exemple, comme dans le cas des aciers, que la transformation consiste dans une dissolution d'un composé dans un autre corps, cette dissolution commence à la température de transformation; mais, de ce que toute la masse sera à cette température, il ne s'ensuivra pas que tout le composé soit dissous et encore moins que la solution soit homogène.

Il faudra pour cela un certain temps. Mais ce temps dépend de la température.

Dans une étude, qui fit sensation et dans laquelle Henri Le Chatelier donnait l'état actuel de la théorie de la trempe des aciers (*Revue générale des Sciences*, 15 janvier 1897), ce savant notait que les faits, qui se présentent dans la trempe des aciers et aussi dans la plupart des trempes, possèdent la plus grande analogie avec ceux qui accompagnent tous les changements d'état des corps, en particulier les transformations allotropiques, dont on peut donner comme exemple celle du soufre. « Ce corps présente deux variétés allotropiques dont toutes les propriétés, forme cristalline, densité, chaleur spécifique, chaleur de combustion, etc..., sont différentes; on les distingue d'après leur forme cristalline sous

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

les noms de soufre octaédrique et soufre prismatique. Le premier est normalement stable à froid et à toutes les températures inférieures à 95°,6; le second aux températures supérieures. En chauffant du soufre octaédrique au-dessus de 95°,6, il se transforme avec absorption de chaleur en soufre, prismatique, mais il ne le fait pas instantanément. Sa vitesse de transformation est d'autant plus grande que la température est plus élevée, de telle sorte que la transformation s'effectue à une température d'autant plus élevée que la vitesse d'échauffement est plus grande. Inversement, le soufre prismatique refroidi au-dessous de 95°,6 se transforme en soufre octaédrique avec une vitesse qui croît d'abord à mesure que la température baisse, passe par un maximum vers la température de 60°, puis décroît rapidement de façon à être très faible vers la température ordinaire et complètement nulle à — 30°. Le soufre prismatique refroidi, assez brusquement, pourra arriver à — 30° sans transformation appréciable et se conservera alors indéfiniment au même état. Dans tous les cas semblables, les phénomènes se passent de la même façon, la valeur absolue des vitesses de transformation varie seule d'un cas à l'autre et, par suite, aussi la température au-dessous de laquelle la variété instable peut se conserver indéfiniment. Pour les deux variétés de l'oxyde de plomb, litharge et massicot, les vitesses de transformation sont plus faibles encore que dans le cas du soufre, et le massicot, variété normalement stable à chaud, peut se conserver à la température ordinaire.

« C'est là un cas particulier de la loi générale qui régit la vitesse dans tous les phénomènes chimiques. *Cette vitesse est d'autant plus grande :*

« 1° *Que la température absolue est plus élevée ;*

« 2° *Qu'il y a un plus grand écart entre la température actuelle et la température d'équilibre, c'est-à-dire de transformation réversible du système chimique.*

« Au-dessus du point de transformation, ces deux conditions déterminantes varient dans le même sens et la vitesse croît

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

sans limite; au-dessous, elles varient en sens inverse et occasionnent ainsi l'existence d'une vitesse maxima.

« Cette notion des vitesses variables de transformation rend compte de toutes les particularités de la trempe, d'abord du retard variable à la transformation, suivant la rapidité des changements de température, puis de la conservation à froid d'une façon au moins partielle par le refroidissement rapide de l'état du métal normalement stable à chaud, et enfin du revenu par une élévation subséquente de la température ».

Conservation totale ou partielle de l'état stable a chaud. — Pour que la trempe conserve totalement ou partiellement l'état sous lequel se trouve le métal à la température de trempe, il est nécessaire que le refroidissement soit suffisamment rapide, pour que le changement contraire, lequel ramènerait le métal à l'état normal à la température ordinaire, ne se produise pas.

Donc, plus on activera le refroidissement, plus il y aura de chance pour que l'état du métal à température de trempe soit conservé et que l'alliage soit mieux trempé.

Quels sont donc les facteurs qui interviennent dans cette vitesse de refroidissement? C'est-à-dire dans la rapidité avec laquelle le métal passe de la température de trempe à la température ordinaire ou du moins à la température à laquelle la vitesse de transformation deviendra nulle.

Ce sont évidemment :

La nature du produit métallurgique considéré ;

La température du bain de trempe ;

La masse du bain de trempe ;

La nature du bain de trempe.

Quand nous parlerons, dans la seconde partie de ce volume, de l'historique de la trempe de l'acier (chapitre XIII), nous montrerons l'importance que les anciens apportaient aux bains de trempe. Disons actuellement quelques mots de l'influence de ces coefficients au point de vue théorique.

Nature du produit métallurgique. — Suivant l'alliage consi-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

déré, on pourra avoir une plus ou moins grande conservation de l'état stable à chaud.

La transformation au refroidissement peut se faire sur une échelle de température plus ou moins grande, la vitesse de refroidissement a besoin évidemment d'être d'autant plus grande que la partie de l'échelle de température suivant laquelle peut se faire la transformation est plus vaste.

Examinons comment peut agir le bain de trempe ; les facteurs qui interviendront seront :

La température du bain de trempe, sa masse et sa nature, ou pour mieux préciser ce dernier point, sa chaleur spécifique, sa conductibilité, sa volatilisation et sa viscosité.

Toutes choses égales d'ailleurs, plus la température du bain de trempe sera basse, plus rapide sera la chute de température du métal, plus complète sera la trempe.

C'est un fait bien connu dans l'industrie que l'eau à 60° donne une trempe plus douce que l'eau à 20°. Un bain de volume limité, ayant déjà servi dans un laps de temps court pour un certain nombre de pièces, trempe moins qu'un bain qui a reposé quelques heures. Ceci est dû presque toujours à l'augmentation de température, résultat des premières opérations.

La conclusion industrielle qui vient immédiatement à l'esprit est la suivante : le bain de trempe doit être maintenu à peu près à température constante. Ceci conduit soit à mesurer la température du bain et à faire des additions de liquide froid, lorsque l'augmentation de température est trop élevée, ce qui nécessite des manipulations peu pratiques (excepté peut-être quand il s'agit de trempe d'outillage), soit à employer des bains de très grande masse, du moins par rapport aux pièces trempées, pour éviter qu'ils s'échauffent trop vite, soit enfin à utiliser des bains de liquide courant ou des bains refroidis par circulation d'eau.

Les bains d'eau courante sont très employés ; mais il ne faut pas oublier que la circulation d'eau doit être méthodique : l'arrivée d'eau froide en bas, le départ de l'eau chaude en trop-plein.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Des bains d'huile ou de sels sont avantageusement refroidis par une circulation d'eau, soit par double cloison, soit mieux, par un serpentin qui présente une plus grande surface de contact et peut venir jusqu'au centre du liquide à refroidir.

L'étude de l'influence de la température du bain de trempe nous conduit à examiner le rôle de la masse de ce bain.

Masse du bain de trempe. — Celle-ci n'intervient que par l'échauffement du bain, d'autant plus rapide qu'elle est plus faible. Cette remarque correspond d'ailleurs à un procédé très fréquemment employé pour tremper les outils délicats en acier très dur : on utilise un volume très faible d'eau, on obtient ainsi une trempe douce (permettant de ne pas faire le revenu, comme nous le verrons plus tard), et on évite les tapures ou petites fentes qui se produisent fréquemment dans la trempe d'aciers durs.

Nature du bain. — Le bain intervient, en dehors de sa température et de sa masse, par sa plus ou moins facile volatilisation, sa viscosité, sa conductibilité, sa chaleur spécifique.

Tous ces coefficients seront étudiés avec détails dans la seconde partie (Voir chapitre XIII).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE V

THÉORIE GÉNÉRALE DU RECUIT ET DU REVENU

But. — Le recuit et le revenu peuvent avoir comme but soit de modifier les phases qui se trouvent dans le métal, soit d'apporter quelques changements dans leurs dimensions, leurs formes et leurs répartitions.

Deux sortes de recuit. — Nous avons déjà noté qu'il y avait deux sortes de recuit bien distinctes :

Le recuit sur métal trempé ;

Le recuit sur métal écroui ou brut de coulée.

Théorie du recuit sur métal trempé. — Nous avons dit qu'un tel recuit a pour but de détruire entièrement l'effet de la trempe. Il consiste dans un chauffage à une température au moins égale à celle de trempe, suivi d'un refroidissement lent. Raisonnons cette règle :

Lorsqu'on trempe un métal possédant un point de transformation, on apporte un changement dans son état, qui est le plus souvent caractérisé par une transformation structurale et qui, dans tous les cas, est causé par ce brusque refroidissement caractéristique du traitement de la trempe. Que faut-il pour détruire entièrement cet état instable, c'est-à-dire pour recuire le métal ?

Si, au lieu de le refroidir subitement, on l'avait laissé refroidir lentement à partir de la température de trempe, le

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

métal aurait pris l'état normal. La transformation ayant eu lieu par suite d'un échauffement au-dessus du point de transformation suivi de trempe, pour ramener l'état normal et par conséquent détruire entièrement l'état trempé, *il faut réchauffer le métal au-dessus de son point de transformation et le laisser refroidir lentement.*

Telle est la règle très simple à laquelle on aboutit pour les alliages possédant un point de transformation.

Il est bien évident qu'on peut raisonner de même sur les cas de trempe dans lesquels il n'y a pas passage par les points de transformation. Prenons, par exemple, le cas d'un alliage formé de deux solutions solides, ces deux solutions variant de proportions lorsque la température croît. On sait que, si l'on trempe à une certaine température, on maintient l'état qui existait à cette température, lequel, dans ce cas, diffère de celui qui existe à froid ; par conséquent, il y a trempe. Il est de toute évidence que, si l'on chauffe le métal à la température de trempe et qu'on le laisse refroidir lentement, il reprendra son état normal à froid : ceci découle du tracé même du diagramme.

On voit donc que la règle énoncée au début est bien juste :

Pour détruire entièrement l'effet de la trempe, c'est-à-dire pour opérer un recuit, il suffit de porter le métal à la température de trempe et le laisser refroidir lentement.

Théorie du revenu. — Le revenu consiste, nous l'avons dit, à porter le métal à une température inférieure à la température de trempe.

Quel peut être l'effet d'un tel traitement ?

Ne le considérons que pour les produits métallurgiques ayant un point de transformation, les seuls auxquels il s'applique.

Nous avons dit plus haut l'influence de la nature du métal trempé sur la conservation plus ou moins complète de l'état stable à chaud. Lorsque le métal chauffé au-dessus du point de transformation passe par ce point, la transformation commence à se faire; mais elle n'est pas instantanée et elle

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

peut se continuer jusqu'à une certaine température, souvent beaucoup plus basse (nous verrons que, pour les aciers, on considère que l'échelle de température suivant laquelle la transformation peut se faire varie de 690° à 100° ou 150°).

Pour qu'il y ait trempe aussi complète que possible, il faut franchir rapidement l'espace compris entre la température à laquelle commence la transformation et celle à laquelle elle se termine; inversement, si l'on porte le métal à une température inférieure à son point de transformation, mais supérieure à celle à laquelle elle s'est terminée pendant le refroidissement, la transformation inverse pourra commencer.

En somme, le revenu amène un retour partiel à l'état normal à froid; plus la température de revenu sera près de la température de trempe, plus on se rapprochera de l'état normal à froid.

Par conséquent — et c'est là le point important à retenir — les propriétés apportées par la trempe seront d'autant mieux détruites par revenu que la température de ce revenu se rapprochera davantage du point de transformation.

Théorie de l'écrouissage et du recuit sur pièces écrouies. — Nous avons considéré jusqu'ici le diagramme d'alliages binaires comme déterminé en fonction de la température et de la composition. Qu'arrivera-t-il si l'on fait intervenir la pression?

Si l'on prend un alliage possédant un point de transformation, que va devenir notamment ce point de transformation lorsqu'on comprimera l'alliage, lorsqu'on lui fera subir un écrouissage?

L'influence de la pression sur les températures de transformations *réversibles* peut être calculée par la formule de Clausius-Clapeyron :

$$\frac{dT}{dp} = \frac{\Delta v T}{R p},$$

dans laquelle $\frac{dT}{dp}$ est l'abaissement de la température de transformation par kilogramme de pression rapporté au centimètre

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

carré, T la température absolue de transformation, Δv le changement de volume en centimètres cubes par gramme et Rp la chaleur de transformation à pression constante en unités mécaniques. Tammann a appliqué cette formule aux aciers (*Zeit. für anorg. Chemie*, XXXVII, 448, 1903) et a déterminé approximativement l'abaissement subi par les points de transformation.

Supposons pour un moment que le point de transformation s'abaisse au-dessous de la température ordinaire, il est évident que l'état stable à chaud (à température supérieure au point de transformation) devient l'état normal à froid. Nous verrons des aciers spéciaux où l'addition d'un métal étranger produit cet effet. On peut donc penser *a priori* qu'une compression suffisamment élevée, c'est-à-dire un écrouissage convenable pourrait, en abaissant le point de transformation, entraîner la trempe.

En pratique, on n'a rien pu obtenir dans ce sens : M. Osmond a constaté que l'acier écroui n'a point les caractéristiques microstructurales de l'acier trempé et que le carbone est dans le même état dans l'acier écroui que dans l'acier recuit, différent, comme nous le verrons, de celui sous lequel il se trouve dans l'acier trempé. Cependant il a noté ce fait très intéressant : l'écrouissage augmente, comme la trempe, la chaleur de dissolution du métal dans les acides. Il en a conclu que l'écrouissage, comme la trempe, entraînait la formation d'une même variété allotropique du fer. Comme l'a fait remarquer Henry Le Chatelier (*Revue générale des Sciences*, 15 janvier 1897), cette hypothèse, qui n'a été appuyée d'aucune preuve directe, est abandonnée aujourd'hui.

André Le Chatelier regarde l'écrouissage comme une propriété commune à tous les métaux et n'ayant aucun lien avec des transformations quelconques.

De plus, André Le Chatelier a montré qu'un métal possède une limite d'écrouissage qui est pratiquement atteinte pour une déformation relativement faible et qu'il est impossible de dépasser, quelle que soit la déformation ultérieure que l'on impose au métal.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

On peut ajouter que, pour tous les métaux étudiés par André Le Chatelier (sauf pour l'argent), la chargé de rupture, après écrouissage complet, est le double de celle obtenue après recuit complet.

ALLIAGES	CHARGE DE RUPTURE	
	APRÈS RECUIT complet	APRÈS ÉCROUISSAGE complet
	kilogrammes	kilogrammes
Cuivre [1]	25	51
Nickel [1]	55	105
Aluminium	12	25
Argent	18	38
Cadmium	2,5	5

Les impuretés ont pour effet d'élever la limite d'écrouissage, « Si l'on examine ce qui a lieu pour les alliages, on observe, dit André Le Chatelier, que pour les uns l'écrouissage reste limité comme pour les métaux simples, c'est le cas du maillechort et du laiton ; ces produits se tréfilent indéfiniment sans recuit, à condition que chaque passage à la filière ne produise qu'une faible réduction de diamètre; d'autres, au contraire, en particulier, les bronzes d'étain, les bronzes et laitons d'aluminium, les alliages de cuivre et d'argent, etc..., se comportent tout différemment ; chaque passage à la filière augmente leur résistance et diminue leur malléabilité, et l'on arrive rapidement à un état où le métal est complètement fragile et ne peut plus se tréfiler; ainsi, pour les bronzes à 10 0/0 d'étain, ayant après recuit complet une résistance de 36 kilogrammes, la résistance croît régulièrement à chaque passage de la filière ; mais je n'ai pu dépasser le chiffre de 125 kilogrammes, le métal étant devenu trop brisant et n'ayant plus aucune malléabilité.

[1] Les chiffres donnés pour le cuivre et le nickel recuits nous semblent trop élevés. On doit admettre 21 kilogrammes pour le cuivre et 50 kilogrammes maximum pour le nickel.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Il y a à ce point de vue des différences très intéressantes. »

Si l'on vient à réchauffer un métal écroui en le laissant ensuite refroidir lentement, on arrive, si la température et le temps de chauffage sont convenables, à détruire entièrement ou partiellement l'écrouissage.

Voici les lois auxquelles a été conduit André Le Chatelier :

1° Le recuit n'est pas un phénomène instantané ; ses effets s'accentuent à mesure que sa durée augmente ; rapide au début, il devient de plus en plus lent, et la diminution d'écrouissage qu'il produit tend vers une limite déterminée à chaque température ;

2° La limite vers laquelle tend l'écrouissage sous l'action du recuit est d'autant plus faible et est en pratique atteinte d'autant plus rapidement que la température de recuit est plus élevée ;

3° A partir d'une certaine température, le recuit est pratiquement complet, et une nouvelle élévation de température ne produit pas une nouvelle diminution de la charge de rupture, qui a atteint alors la valeur la plus faible dont le métal soit susceptible. A partir de cette température, il peut se produire ce que André Le Chatelier a appelé la *cristallisation par recuit*, phénomène qui s'accentue avec la durée du recuit et a pour effet, d'abord, de diminuer la striction, puis, s'il est assez prononcé pour la faire disparaître, de diminuer simultanément la charge de rupture et l'allongement. Le métal se rapproche alors de l'état qu'il avait après simple fusion ;

4° Les impuretés ont pour effet de retarder le recuit ; le métal le plus pur est celui qui atteint le plus rapidement sa limite de recuit à une température donnée et pour lequel la température de recuit complet est la plus basse ;

5° La cristallisation par recuit est causée par les impuretés existant dans le métal et dont le point de fusion est inférieur à celui du métal, ou qui forment avec lui des composés jouissant des mêmes propriétés.

D'autre part, dans une étude spéciale sur les laitons, Charpy est arrivé à des conclusions qui peuvent être généralisées :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Pour tous les alliages étudiés, lorsqu'on chauffe un métal écroui à des températures graduellement croissantes, on produit une diminution de la charge de rupture, une augmentation de l'allongement et une diminution de la section de rupture d'autant plus marquées que la température est plus élevée, sauf dans quelques cas, pour les températures voisines du point de fusion où le métal *se brûle*, l'allongement diminuant alors en même temps que la résistance. — Toutefois, ce phénomène n'est pas continu.

En partant de la température ordinaire, on trouve d'abord que le recuit est nul, tant que la température n'a pas dépassé une certaine limite ; cette limite dépend essentiellement de l'état d'écrouissage du métal ; plus le métal est écroui, plus il faut le chauffer pour commencer à détruire cet état. Quand on a dépassé la température au-dessus de laquelle commence le recuit, on trouve une zone de température dans laquelle le degré de recuit, qui est défini par la variation de charge de rupture et d'allongement, augmente quand on élève la température. Puis, à partir d'une certaine température, l'effet du recuit est constant, l'écrouissage a été complètement détruit, le recuit est complet. Enfin, à une température très élevée, très voisine du point de fusion, il se produit un phénomène nouveau, qui donne naissance au *métal brûlé*, suivant l'expression industrielle.

En somme, d'après ces recherches, le phénomène de recuit présente quatre périodes :

1° La zone de température n'ayant aucune influence sur les propriétés du métal ;

2° La zone de température pendant laquelle l'état d'écrouissage diminue, et cela d'autant plus que la température est plus élevée ;

3° La zone de température pendant laquelle les propriétés du métal restent constantes ; il est alors à son maximum de malléabilité ;

4° La zone de température qui donne au métal des propriétés nouvelles (diminution dans les allongements et dans la charge de rupture) : le métal est brûlé.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Il nous faut enfin décrire un phénomène spécial qui a été analysé par André Le Chatelier et auquel il a justement donné le nom de *recuit spontané ;* si, après avoir obtenu un métal écroui par un procédé quelconque, on l'abandonne à lui-même, il se recuit peu à peu sous l'influence du temps, ce que l'on constate par une augmentation de la malléabilité et même par une réduction de la charge de rupture. On a ainsi observé que des fils de cuivre ou d'argent écrouis au maximum avaient, au bout de plusieurs heures, une résistance inférieure de 3 à 4 kilogrammes à celle qu'ils possédaient immédiatement après le passage de la filière.

C'est ce phénomène qui explique la limite de l'écrouissage et ce fait que les métaux simples sont indéfiniment déformables. L'écrouissage ne pourrait pas, en effet, rester limité, si, à partir d'un certain moment, tout accroissement produit par une nouvelle déformation, n'était pas détruit par un effet de recuit équivalent et de sens contraire. Le tréfilage met très nettement en évidence le recuit spontané, si on veut, pour du cuivre, par exemple, produire à chaque passe une réduction de diamètre prononcée, le fil se brise au bout d'un petit nombre de passes, parce que l'écrouissage intense que l'on produit momentanément lui enlève toute déformabilité, si, à chaque passe, on ne produit qu'une faible réduction de diamètre ; on a encore des ruptures si les passes sont faites à de courts intervalles; si, au contraire, on laisse le fil se reposer un certain temps, cinq à dix minutes entre chaque passe, on peut l'étirer indéfiniment. On pourrait, par des essais de compression, mettre ces faits en évidence d'une façon plus précise : ainsi, si l'on comprimait un cylindre de cuivre sous l'action d'une charge légèrement supérieure à l'écrouissage maximum on le verrait s'écraser indéfiniment et lentement sous l'influence du recuit.

André Le Chatelier a indiqué encore une autre conséquence directe du recuit spontané.

Le *recuit spontané* joue un rôle considérable dans les propriétés mécaniques des métaux, non seulement par suite

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

de ce fait qu'il limite l'écrouissage et donne aux métaux une déformabilité indéfinie, mais aussi parce qu'il est la cause de l'influence du temps sur ces propriétés mécaniques, influence qui consiste en ce que :

1° La charge de rupture d'un métal à une température donnée est d'autant plus élevée que la vitesse de traction est plus grande.

2° La déformation que prend un métal sous l'action d'une charge ne se produit pas instantanément ; elle continue à croître sous l'action du recuit spontané ; mais, conformément aux lois du recuit indiquées ci-dessus, elle va en décroissant de moins en moins vite, en tendant vers une limite déterminée quand il s'agit d'une charge inférieure à celle dont l'action prolongée amène la rupture. Cette double influence du temps est très apparente pour tous les métaux à une température plus ou moins élevée ; dès la température ordinaire elle est très nette pour les métaux, tels que le cuivre, l'argent, l'aluminium. Mais le métal qui en donne l'exemple le plus remarquable est le zinc. « J'ai observé, dit André Le Chatelier, qu'un fil de zinc qui pouvait supporter pendant deux ou trois secondes une charge de 20 kilogrammes par millimètre carré se brisait sous l'action d'une charge de 6 kilogrammes seulement au bout de onze secondes, en s'allongeant progressivement, sous l'influence du recuit spontané, de 173 0/0. »

En somme, le point essentiel à retenir est le suivant : la température de recuit nécessaire pour détruire l'écrouissage dépend de cet état d'écrouissage et, bien entendu, de la nature du métal. Mais il y a une échelle de température, généralement assez large, que l'on peut adopter industriellement pour chaque produit et qui donne dans tous les cas le résultat voulu, sans qu'il y ait à craindre ni de surchauffer le métal, ni de laisser subsister même partiellement l'état d'écrouissage.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE VI

THÉORIE DES TRAITEMENTS THERMIQUES DES ACIERS

Historique. — La première théorie qui ait été donnée sur la trempe des aciers est due, pensons-nous, à Réaumur, elle fut publiée en 1722 dans son livre *l'Art de convertir le fer forgé en acier*. — Elle peut se résumer comme suit : lorsqu'on chauffe l'acier, des sels sont chassés hors des molécules métalliques et viennent former ciment entre celles-ci. Le brusque refroidissement empêche ces sels de revenir dans les molécules et celles-ci se trouvent ainsi fortement cimentées, ce qui produit de l'acier dur. — Si l'on réchauffe un acier ainsi trempé (revenu ou recuit) une partie, ou la totalité, des sels repasse dans les molécules et l'acier revient partiellement ou entièrement à son état primitif. En outre, Réaumur a montré, au moyen de « l'appareil à vide de Torricelli », que la trempe de l'acier n'est accompagnée d'aucun dégagement gazeux ; d'où il conclut très justement que : « La trempe de l'acier n'étant due ni à l'intervention d'une substance nouvelle, ni à l'expulsion de l'air, on ne peut en rechercher la cause que dans les changements que subit la structure. »

On est étonné de trouver dans cet écrit de Réaumur des idées qui sont, sous certains rapports, en concordance parfaite avec les théories modernes.

Il faut rappeler qu'à l'époque la théorie du phlogistique dominait et que Stahl, notamment, soutenait que le fer voyait son phlogistique augmenter au cours de sa conversion en acier.

Dans une conférence faite sur la trempe et le revenu de l'acier en 1889, à la British Association, le regretté Roberts-Austen

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

faisait ressortir l'œuvre importante de Torberm Bergmann, professeur à l'Université d'Upsala, qui, en 1781, a prouvé que l'acier diffère surtout du fer en ce qu'il renferme environ 0,2 0/0 de *plombagine*, que ne contient pas le fer.

« Rapprochée des travaux modernes, ajoute Roberts-Austen, son œuvre apparaît comme un progrès admirable. Il était fortement pénétré de l'idée que la grande différence dans les propriétés mécaniques des divers spécimens de fer est due à la présence de petites quantités d'impuretés et que les propriétés du fer ne varient pas, à moins que, par hasard, le fer ne se soit incorporé des matières étrangères.

« Nous voyons même poindre dans ces écrits l'opinion que le fer est, selon son expression, polymorphe et joue le rôle de plusieurs métaux. Par malheur, il a confondu la *plombagine*, qu'il avait isolée, avec le phlogistique, comme l'a fait Rinmann en 1782, ce qui est étrange, puisque ce dernier physicien, en 1774, avait fait voir qu'une goutte d'acide nitrique blanchit simplement le fer malléable et ne laisse une tache noire que sur l'acier. Bergmann a soutenu obstinément la théorie phlogistique à propos de l'acier. La vraie nature de l'oxydation avait été expliquée, rien d'étonnant à ce que les défenseurs de la théorie phlogistique aient cherché à gagner leur procès en invoquant des causes si manifestement subtiles et obscures : les idées de Bergmann ont été combattues néanmoins par Vandermonde, Berthollet et Monge [1] qui ont montré dans un rapport adressé à l'Académie des Sciences, en 1786, que la différence entre les principales variétés de fer est déterminée par la variation de teneur en carbone, et, en outre, que l'acier doit contenir une certaine quantité de carbone pour posséder certaines qualités définies. L'essai sur le phlogistique de Kirvan, apologie des idées de Bergmann, provoqua une réplique de Lavoisier et entraîna l'école française tout entière à faire le siège de la dernière position, pour ainsi dire, occupée par les partisans du phlogistique [1].

[1] *Histoire de l'Académie Royale des Sciences*, 1786, p. 132.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« Une conférence entière mériterait d'être consacrée à l'œuvre de Bergmann. C'est à lui que l'on doit attribuer la première recherche calorimétrique et il est impossible, ajoute Roberts-Austen, de la lire sans penser que, tout en payant un juste tribut au génie de Lavoisier, on a délaissé Bergmann. Il a voulu savoir si le fer pur, l'acier et la fonte coulée renferment la même somme de calorique. Il a donc attaqué les matières par un solvant et il a noté la chaleur dégagée. Il dit que le solvant dissocie l'assemblage de l'agrégation des molécules et forme d'autres unions. Si le nouveau corps qui a été dissous demande plus de chaleur, le thermomètre baissera. Si, au contraire, la quantité de chaleur est moindre, la région environnante s'échauffera et le thermomètre montera.

« Ceci est particulièrement intéressant, rapproché des travaux calorimétriques de Lavoisier et de Laplace, en 1780, et de Lavoisier, en 1782, qui ont conduit ces derniers à expliquer l'oxydation et à montrer qu'un métal pouvait être oxydé par l'action de l'air à une température élevée. Il est singulier, pourtant, que, s'en rapportant pleinement à l'étude de Bergmann, Lavoisier ait eu l'imprudence d'attribuer la trempe de l'acier au refroidissement rapide du métal contenant de l'oxyde de fer qui se forme incidemment autour de l'opération. Nous n'en sommes pas moins heureux de constater que Bergmann nous a appris que la différence entre le fer et l'acier réside dans les 0,2 à 1,5 de carbone que renferme l'acier. »

Benedicks a montré récemment (*Revue de Métallurgie*, janvier 1908) que Bergmann, au contraire de ce que pensait Roberts-Austen, n'avait pas été le premier à montrer la différence réelle qui existe entre le fer et l'acier. Ceci est dû à un Français, Bazin, qui a écrit en 1737 que l'acier est l'état intermédiaire entre le fer et la fonte.

Dans la conférence déjà citée, Roberts-Austen note les autres théories émises successivement pour expliquer la trempe ou pour différencier l'acier du fer : Black, en 1796, l'attribue à l'émission de chaleur latente, pensant que la diminution de dureté par revenu est due à la récupération d'une partie de cette chaleur.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Clouet, en 1798, montre définitivement le rôle du carbone dans l'acier en fondant du fer avec du diamant et le transformant ainsi en acier. Karsten, Berzélius, Berthier, plus tard Margueritte et Caron, confirment ce fait.

En 1851, Magnus montre que les propriétés de l'acier doux et de l'acier dur diffèrent de celles du fer; Joule donne les propriétés thermoélectriques comme moyen de reconnaître le degré de carburation du fer.

Jullien, qui a été l'un des précurseurs des théories modernes, a publié en 1865 une théorie de la trempe qui mérite d'être résumée.

« Quand on fond ensemble du carbone et du fer, le composé accuse, plus ou moins fortement, les propriétés qui résultent d'un excès de fer ou d'un excès de carbone, jamais les propriétés d'un nouveau produit.

« En outre, quand on admet que le fer et le carbone se combinent entre eux, on ne peut expliquer les propriétés de l'acier que comme Molière explique celles de l'opium, dans le *Malade imaginaire;* quand, au contraire, on admet que le fer et le carbone ne se combinent pas, mais se dissolvent, voici la théorie qui en ressort, concernant les propriétés si remarquables dont jouit ce composé :

« Je prends du fer plat, mathématiquement pur, et je le chauffe, au rouge cerise, pendant une quinzaine de jours, entouré d'un cément de carbone pur, diamant ou graphite, dans une caisse hermétiquement close (Pelouze et Frémy, *Chimie*, 1865, t. III, p. 444). Au bout de ce temps, je constate que le métal s'est saturé de carbone. Pourquoi ?

« Parce que, au rouge cerise, le carbone en contact avec le fer se liquéfie et donne naissance à un phénomène capillaire, suivi de cohésion physique entre molécules hétérogènes.

« Qui démontre qu'il en est ainsi? la trempe.

« En effet, il est généralement admis, dans le monde savant, que, si on pouvait fondre le carbone, on fabriquerait du diamant, on ne sait pas pourquoi, mais on l'admet.

« Si, comme je le prétends, le carbone est liquide dans l'acier

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

chauffé au rouge, il est possible que cet acier, refroidi brusquement, se convertisse en une dissolution de carbone cristallisé dans du fer. Que faut-il pour cela ? que le refroidissement soit assez prompt pour que le carbone n'ai pas le temps d'émettre, à l'état sensible, son calorique latent de dilatation en se solidifiant.

« Plongez la barre chaude dans du mercure ou dans de l'eau fraîche et vous constaterez qu'elle a acquis la dureté du diamant. Plongez-la, au contraire, dans de l'huile ou dans de l'eau de savon, et vous constaterez qu'elle n'est pas plus dure qu'avant le recuit au rouge.

« Vous avez parfaitement le droit de me répondre : ce peut être une propriété dont jouit la combinaison du fer avec le carbone ; seulement vous n'expliquerez pas pourquoi la trempe dans de l'eau de savon ou dans l'huile est sans effet.

« Si, au contraire, vous admettez avec moi que le carbone liquide dans l'acier chauffé au rouge s'est solidifié assez brusquement, lors de la trempe dans l'eau fraîche, pour ne pas pouvoir émettre, à l'état sensible, son calorique latent de liquéfaction, vous vous rendrez compte de l'acier trempé.

« Qu'est, en effet, d'après ma théorie, le recuit de la substance liquide solidifiée brusquement ?

« Un moyen de la ramollir et de lui permettre d'émettre, à l'état sensible, son état latent de liquéfaction ; donc, quand vous recuisez l'acier trempé, vous ramollissez le diamant, et il se convertit en graphite, sur une épaisseur d'autant plus grande que le recuit a pénétré à une plus grande profondeur.

« Donc, trois étapes, savoir :

« 1° En recuisant l'acier trempé, on convertit le diamant en graphite, comme font Jacquelin et Despretz, en recuisant du diamant pur ;

« 2° En chauffant, au rouge cerise, la barre recuite, on convertit le graphite en carbone liquide ;

« 3° En plongeant, dans l'eau fraîche, la barre rouge, on convertit le carbone liquide en diamant. »

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

On voit apparaître ici, en somme, la notion de la solution solide de carbone dans le fer. Mais Jullien a éprouvé la nécessité d'admettre la production de diamant pour expliquer la dureté de trempe.

Enfin, la théorie moderne prend naissance en 1868 avec Tschernoff, qui fut le premier à signaler l'existence de températures apportant des transformations dans l'acier; il démontre notamment qu'un acier ne prend la trempe que s'il a été chauffé à une certaine température qu'il appelle *a*.

En 1869, dans une étude publiée dans les *Proceedings of the Royal Society*, Gore donna les résultats des premières observations faites sur les dilatations des aciers à température élevée. Un fil d'acier était tendu horizontalement ; il pouvait être chauffé soit par un courant électrique, soit par une rampe de gaz. Un levier multiplicateur permettait de suivre les variations de dilatation du fil. Il ne remarqua aucune anomalie dans l'échauffement ; mais, pendant le refroidissement, il nota vers le rouge sombre une dilatation momentanée.

Barrett reprit avec une grande précision les expériences de Gore et publia les résultats en 1873 dans le *Philosophical Magazine*.

Ses conclusions, extrêmement importantes, étaient les suivantes :

1° L'anomalie de dilatation observée par Gore au refroidissement se produit également à l'échauffement ;

2° Ces phénomènes sont inverses l'un de l'autre, ils se produisent sensiblement à la même température ;

3° Ces variations anormales dans les dilatations sont très peu sensibles dans le fer doux ; elles sont très accentuées dans l'acier dur ;

4° En même temps qu'il se produit une dilatation au refroidissement, on note un dégagement de chaleur. C'est à ce phénomène que Gore donna le nom de *recalescence*.

En 1879, Barus, utilisant la méthode thermoélectrique, établit que la dureté de l'acier n'augmente pas indéfiniment avec sa température au moment de la trempe, mais que, en un

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

point situé vers le rouge, la dureté du verre est brusquement atteinte.

En 1880, Hogg montre qu'un acier trempé attaqué par l'acide azotique de concentration moyenne (méthode d'Eggertz) donne la coloration beaucoup moins intense qu'un acier recuit traité de la même façon. Il contrôla ainsi l'existence d'un état spécial du carbone dans les aciers trempés, déjà entrevue par Faraday, puis par Caron, et qui fut précisée par Osmond et Werth et Carnot.

D'autre part, différents chimistes, Weyl, Abel, Muller, Margueritte, ont isolé des aciers recuits un carbure de fer défini : Fe^3C.

En 1885, Osmond et Werth publient leur *Théorie cellulaire des aciers;* puis, étudiant la courbe de refroidissement des aciers, Osmond met en vue l'existence des transformations allotropiques que Pionchon (thèse de doctorat, 1886) met en vue par des anomalies dans les chaleurs spécifiques aux différentes températures : Henri Le Chatelier confirme ces faits (1890) par les variations de résistance électrique.

En 1893, Osmond publie, dans le *Bulletin de la Société d'Encouragement*, son mémoire devenu rapidement classique.

Roberts-Austen esquisse, en 1899, le diagramme des alliages fer-carbone (*fig.* 53, 1er graphique) que Roozeboom précise en 1900.

Entre temps, Charpy démontre la corrélation qui existe entre les deux phénomènes de la recalescence et les changements de propriétés mécaniques produits par la trempe. De nombreuses autres recherches par voie micrographique, sur les dilatations, sur la résistance électrique, viennent étayer les premiers résultats obtenus.

Il nous faut résumer maintenant les faits acquis et les discuter.

Nous ne pouvons mieux faire que de présenter d'abord le diagramme de Roozeboom (*fig.* 53, 2e graphique) en insistant sur les recherches récentes et les modifications qu'elles apportent.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Diagramme de Roozeboom. — Le diagramme de Roozeboom (*fig.* 53, 2e graphique) a trait aux alliages de fer et de carbone ayant moins de 7 0/0 de carbone. Pour une teneur en carbone supérieure à celle-là, il y a ségrégation de graphite qui remonte à la surface, limitant ainsi le champ des alliages à étudier.

1° *Liquidus et solidus.* — Le liquidus est formé des deux branches AB et BD.

La branche AB part du point de fusion du fer pur, 1.600° (1), pour atteindre, par une ligne droite le point B, défini par la température de 1.130°, et la teneur en carbone de 4,3 0/0.

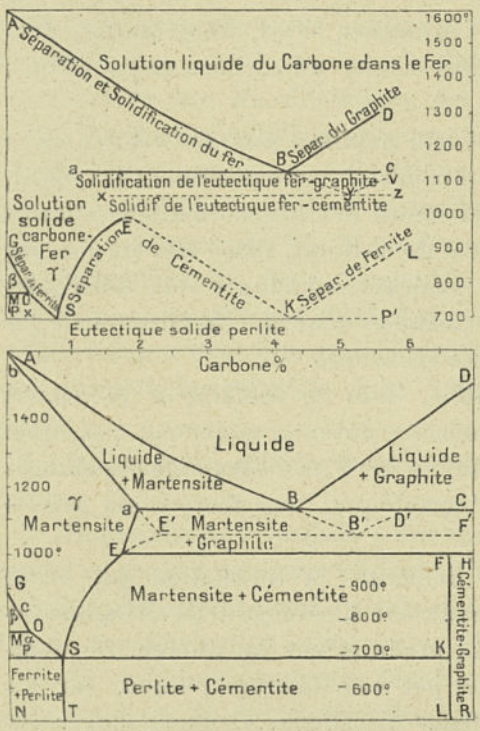


FIG. 53. — Diagramme de Roberts-Austen. Diagramme de Roozeboom.

La branche BD part du point B que nous venons de définir pour atteindre le point D qui correspond à 7 0/0 de carbone.

Le solidus est composé de la droite A*a*, partant du point A pour arriver au point *a* (carbone = 2 0/0; température = 1.130°) et de l'horizontale *a*C qui correspond à la température de 1.130°.

D'après ce que nous avons dit précédemment sur les différentes formes des diagrammes d'alliages binaires, nous voyons que ces formes de solidus et de liquidus indiquent l'existence :

(1) Nous verrons plus loin que cette détermination est fausse et que, d'après les travaux de Carpenter et Keeling, il faut admettre 1.500° exactement.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

1° D'une solution solide fer-carbone dont la teneur en carbone va de 0 à 2 0/0 de carbone (teneur en carbone du point *a*);

2° D'un eutectique formé par cette solution solide et le corps qui se dépose suivant la branche BD. Ce corps est du graphite.

L'eutectique du point B qui correspond à une teneur en carbone de 4,3 0/0 et fond à 1.130°, est formée de la solution solide et de graphite.

Roozeboom a désigné cette solution solide sous le nom de *martensite* employé déjà par Osmond pour désigner l'un des constituants des aciers trempés; nous verrons que cette appellation est fausse et que cette solution solide est formée par du fer γ ayant dissous le carbone : c'est l'*austenite* d'Osmond. Nous la désignerons jusqu'à nouvel ordre sous le nom de solution solide.

Au-dessus de la ligne ABD les alliages sont entièrement à l'état liquide.

Au-dessous des lignes A*a*C, tout le métal est à l'état solide.

Dans les espaces A*a*B et DBC, les alliages sont en partie à l'état solide, en partie à l'état liquide.

En raisonnant comme nous l'avons fait précédemment sur des diagrammes similaires, on connaîtra à chaque instant la composition et la masse des phases solides et liquides en présence.

Immédiatement après la solidification (à des températures plus basses il se fait des transformations que nous étudions plus loin), les alliages contenant jusqu'à 2 0/0 de carbone sont formés d'une solution solide ; les alliages renfermant entre 2 et 4,3 0/0 de carbone sont formés de la solution solide entourée de l'eutectique solution solide-graphite. Pour 4,3 0/0 de carbone, on a l'eutectique pur. Pour une teneur en carbone supérieure à 4,3 0/0, on a du graphite entouré d'eutectique. Cela, nous le répétons, dans le voisinage de la température de solidification, puisque, au-dessous, se passent de nouvelles transformations.

Cette partie du diagramme a été déterminée de la façon suivante :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Les lignes AB, BD et l'horizontale *a*BD ont été tracées au moyen des courbes de refroidissement par Roberts-Austen. La ligne A*a* indiquant la fin de solidification d'alliages renfermant moins de 2 0/0 de carbone a été tracée hypothétiquement droite par Roozeboom. Le point *a* a été déterminé par l'apparition du point 1.130 dans les courbes de refroidissement d'alliages de plus en plus carburés.

2° *Transformations à l'état solide.* — Il faut distinguer deux groupes d'alliages :

1° Ceux renfermant moins de 0,850 0/0 de carbone ;

2° Ceux contenant plus de 0,850 0/0 de carbone.

Ces derniers subissent même une subdivision :

α) Alliages dont la teneur en carbone est comprise entre 0,850 et 6,6 0/0 ;

β) Alliages dont la teneur en carbone est comprise entre 6,6 et 7 0/0.

Nous étudierons successivement :

1° Les états allotropiques du fer ;

2° L'influence du carbone sur les points de transformation ;

3° Le phénomène de recalescence.

1° *États allotropiques du fer.* — Le fer semble exister sous trois états allotropiques différents, ceci découle des différents travaux qui ont été faits successivement par Pionchon, Osmond, Henry Le Chatelier et Roberts-Austen.

Les trois états allotropiques sous lesquels le fer est susceptible de se présenter ont été désignés par Osmond par les lettres α, β, γ.

Voici, d'abord, les conclusions auxquelles ont conduit ces travaux ; nous étudierons ensuite les diverses expériences qui les ont amenées :

Au-dessous de 740°, le fer est à l'état α ;

Entre 740° et 860°, il est à l'état β ;

Au-dessous de 860°, il est à l'état γ.

Empressons-nous d'ajouter qu'un quatrième et même un cinquième état du fer seraient possibles. En effet, Ball

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

semble avoir observé une transformation à 1.300°, laquelle a été vérifiée par Curie. D'autre part, Roberts-Austen a annoncé un autre changement à 600°, lequel a bien été retrouvé par le Physical Laboratory de Londres.

Laissons de côté, pour le moment, ces deux points et considérons seulement les trois états du fer α, β, γ.

Suivant la notation d'Osmond nous appellerons : A_2 (nous verrons plus loin pourquoi A_2 et non A_1), le point de 740° ; A_3, le point de 860°.

Comment a-t-on été conduit à admettre ces trois états allotropiques du fer ?

1° Si l'on examine les propriétés magnétiques du fer pur que l'on chauffe, on voit que ses propriétés s'atténuent considérablement à 740° (Curie, thèse de doctorat) ;

2° Si l'on suit la variation de résistance électrique d'un fer pur dont on élève peu à peu la température, on note que, tandis que cette résistance s'est décuplée quand la température a passé de 0° à 860°, elle reste sensiblement constante à cette température ;

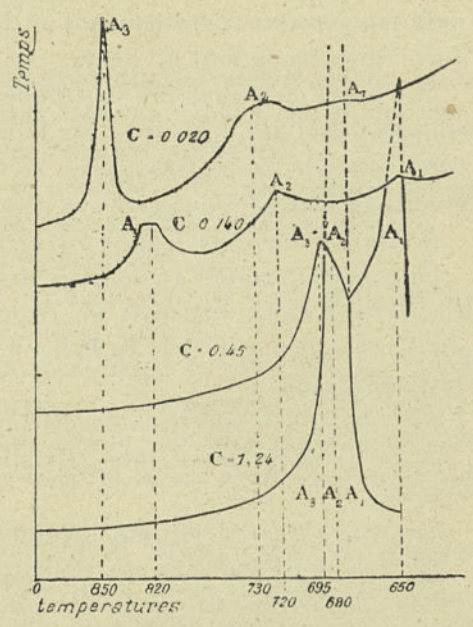


Fig. 54.— Courbes de refroidissement des alliages fer-carbone (Osmond).

3° Si l'on prend un morceau de fer et que l'on étudie sa courbe de refroidissement, on notera des dégagements de chaleur, c'est-à-dire un ralentissement dans le refroidissement, aux températures d'environ 740 et 860°.

Si, comme l'a fait Osmond, on prend, pour tracer la courbe

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

de refroidissement, comme abscisses, les températures, et comme ordonnées le nombre de secondes que met l'indice du galvanomètre pour baisser d'une division de la règle graduée, on obtient la courbe de la figure 54 (C = 0,020).

Cette courbe prouve que, pour baisser d'un degré dans les environs de 860°, il a fallu plus longtemps qu'à un autre moment et, par conséquent, il y a eu un ralentissement dans le refroidissement.

Il en est de même à 740°, bien que le ralentissement soit beaucoup moins accentué.

Enfin, nous devons noter un très léger renflement à 680°, cette température correspondant au point A_1, dont nous verrons l'importance tout à l'heure.

4° L'étude des chaleurs spécifiques du fer aux différentes températures, qui a été faite par Pionchon (thèse de doctorat, 1886) présente des anomalies qui se traduisent par des absorptions de chaleur à peu près aux températures indiquées.

Il semble donc bien que le fer existe sous trois états.

Osmond et Cartaud (*Annales des Mines*, 1900) ont préparé du fer sous ces états différents en réduisant le chlorure ferreux par l'hydrogène (méthode de Péligot) ou par le zinc (méthode de Pommarède).

Ils sont arrivés aux conclusions suivantes :

1° Le fer, à ces trois états, cristallise dans le système cubique ;

Les fers β et γ cristallisent identiquement ;

Le fer β ne se mélange pas isomorphiquement avec le fer α.

Il est juste d'ajouter que Le Chatelier n'est pas d'accord avec Osmond sur le système cristallin du fer. Le Chatelier pense que la forme vraie est celle d'un rhomboèdre très voisin du cube. Faisons, de plus, remarquer que l'on n'a pas encore isolé le fer β à l'état pur, qu'on ne l'a jamais obtenu que mélangé de certaines quantités de fer α.

Quelles sont les caractéristiques importantes du fer sous ces trois états allotropiques ?

Le fer α est magnétique ; le fer β et le fer γ ne le sont pas.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le fer α et le fer β ne dissolvent pas le carbone ; le fer γ est susceptible de le dissoudre.

Ce sont là les caractéristiques importantes en dehors de la résistance électrique, de la malléabilité, etc...

2° *Influence du carbone sur les points de transformation.* — Supposons, avec Osmond, que nous prenions des aciers contenant de plus en plus de carbone et que nous en étudiions les courbes de refroidissement.

Pour un acier doux (C = 0,140 0/0), la courbe présentera trois points singuliers indiquant les ralentissements :

A_3 vers 820° ;

A_2 vers 720° ;

A_1 vers 650°.

En outre, nous remarquerons que le ralentissement qui a eu lieu vers 820° n'est plus, comme dans le cas du fer pur, indiqué par un point, mais bien par un palier.

Pour un acier mi-dur (C = 0,450 0/0), un ralentissement progressif a lieu à 695° et comprend les points A_3 et A_2.

La station est au point A_1 vers 650°.

Pour un acier dur (C = 1,240 0/0), il n'y a plus qu'une longue station A_3, A_2, A_1, à 680° environ.

Laissons de côté, pour le moment, le point A_1, sur lequel nous insisterons ultérieurement, et notons qu'en ajoutant du carbone à du fer pur, nous arrivons à faire disparaître petit à petit le point A_3 et que le point A_2 ne disparaît que si l'on en ajoute beaucoup plus.

Or, il est entendu que le point A_3 correspond au dégagement de chaleur qui a lieu lorsque le fer passe de l'état γ à l'état β.

On voit que, si l'on ajoute un peu de carbone, cette transformation subsiste ; mais, d'une part, la température à laquelle se fait cette transformation est plus basse ; d'autre part, l'échauffement est moindre.

Prenons un acier contenant, par exemple, 0,200 0/0 de C ; supposons-le à l'état liquide et voyons ce qui va se passer lorsqu'il se solidifiera. Lorsque nous avions du fer pur, ce fer, après s'être solidifié, se trouvait à l'état γ, tant que la

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

température se trouvait supérieure à 860°; puis, il était à l'état β, entre 860 et 750° et au-dessous à l'état α.

L'acier à 0,200 0/0 de C, après s'être solidifié, aura son carbone dissous dans le fer γ jusqu'à une température un peu plus basse que 860°, jusqu'à environ 830°, d'après les indications données par la courbe de refroidissement. A cette température, le fer va commencer à passer à l'état β. Comme le fer ne dissout pas le carbone, le fer γ qui reste encore va s'enrichir en carbone, de telle sorte que l'on aura toujours du fer γ, ce dernier ayant dissous le carbone.

Plus la température baissera, plus il y aura de fer β à se déposer et, par conséquent, plus le fer γ s'enrichira en carbone.

Puis, on atteindra la température de 750°, et alors le fer β se transformera subitement et entièrement en fer α.

On aura alors : fer α + fer γ + carbone dissous dans ce fer.

L'expérience montre que, pour une teneur de carbone de 0,350 0/0, le point A_3 disparaît complètement comme point indépendant.

On admettra qu'alors le fer passe directement de l'état γ à l'état α. Donc, si l'on envisage cet acier à 0,350 0/0 de carbone après solidification, il sera formé de fer γ + carbone dissous tant que la température sera supérieure à 750°, au-dessous il sera formé de fer α et de fer γ ayant dissous le carbone, la richesse en carbone de cette solution étant de 0,350. En résumé, à 750°, tous les alliages contenant de 0 à 0,350 0/0 de carbone sont formés de fer α et de fer γ ayant dissous 0,350 0/0 de C.

Il y a, de plus, un point très important à remarquer, c'est que le fer, ne contenant pas de carbone, passera entièrement à la forme α lorsque l'on arrivera à 750°; donc la température à laquelle le fer β se transforme en fer α est constante, quelle que soit la teneur en carbone pour les aciers qui contiennent du fer β.

Si on laisse refroidir au-dessous de 750° le mélange qui est formé de : fer α + fer γ + carbone dissous dans ce fer γ, il abandonne de nouveau du fer α, et la teneur en carbone des cristaux mixtes augmente jusqu'à ce qu'elle ait atteint 0,850 0/0.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Alors se fait une nouvelle transformation que nous allons étudier. Mais, avant, envisageons le cas d'un acier renfermant entre 0,350 et 0,850 0/0 de carbone. Cet acier liquide va, quand la température s'abaisse, se solidifier, puis, il sera formé de fer γ ayant dissous tout le carbone jusqu'à ce qu'il atteigne une certaine température à laquelle ce fer γ va se transformer en partie en fer α; enfin, au-dessous de ce point, on aura du fer α et la solution solide fer γ + carbone.

En réunissant les divers points de cette transformation pour les aciers à diverses teneurs, on a le diagramme (*fig.* 55), qui constitue l'une des parties les plus intéressantes du diagramme de Roozeboom sur lequel nous aurons à revenir.

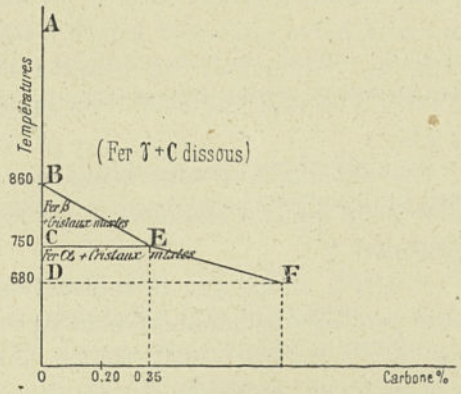


FIG. 55. — Partie du diagramme de Roozeboom.

On a donc quatre zones :

La première donne pour les aciers la composition : fer γ + carbone dissous ;

La deuxième donne pour les aciers la composition : fer β + solution solide (fer γ + C);

La troisième donne pour les aciers la composition : fer α + solution solide (fer γ + C) ;

La quatrième zone correspond à un nouveau phénomène que nous allons étudier.

En résumé, BE est le lieu des points A_3 ; CE est celui des points A_2 ; EF, celui des points A_3, A_2, et DF, celui des points A_1.

3° *Phénomène de la recalescence, carbure de fer, cémentite.* — En étudiant les courbes de refroidissement des aciers à différentes teneurs en carbone, nous avons noté un point, vers 680°, caractérisé par un échauffement important, d'au-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

tant plus important que la teneur en carbone est plus élevée.

Ce point, dans la notation d'Osmond, est désigné par A_1; le phénomène de grand retard au refroidissement pour les aciers, est connu depuis fort longtemps; ce retard au refroidissement s'accuse même par une élévation de température.

Des observations ont été faites par Gore et Barrett sur un acier dur qu'ils ont chauffé petit à petit jusqu'au rouge vif.

A une certaine température, on a observé un ralentissement très brusque dans la dilatation et, d'autre part, l'éclat du métal diminuait subitement. Si, au lieu d'observer ces faits à l'échauffement, on les observe au refroidissement, c'est-à-dire sur une barre qui a été portée à 900° environ et qu'on laisse refroidir lentement, on observe les phénomènes inverses, c'est-à-dire une augmentation subite de la dilatation et de l'éclat.

Ces phénomènes sont beaucoup plus sensibles au refroidissement qu'à l'échauffement, parce qu'ils sont beaucoup plus brusques [1].

Il arrive même que la contraction et la chute de température peuvent être momentanément renversées : c'est l'augmentation d'éclat qui a fait donner à ce phénomène le nom de recalescence. Nous avons vu que, dans l'étude du refroidissement des aciers d'après la méthode d'Osmond, ce phénomène est fortement accusé dans les courbes.

Mais, suivant que l'on observe le phénomène au refroidissement ou à l'échauffement, on ne retrouve pas tout à fait la même température. Malgré cela, le phénomène est bien le même. En effet, Osmond, Howe et Brinell n'ont jamais pu obtenir la recalescence au refroidissement, s'ils ne l'avaient pas obtenue auparavant à l'échauffement. De plus, Osmond a montré que la température à laquelle se produisait le phénomène de la recalescence à l'échauffement est d'autant plus basse que la vitesse d'échauffement est plus lente et, dans les

[1] H. Le Chatelier, *Etat actuel des Théories de la trempe de l'acier* (*Revue générale des Sciences*, 15 janvier 1897).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

mêmes conditions, d'autant plus élevée au refroidissement.

Si donc on soumet une barre d'acier à un échauffement aussi lent que possible, on arrivera à avoir les températures de la recalescence à l'échauffement et au refroidissement très voisines à 710°, dans l'échelle des températures où le point de fusion de l'or est de 1.043° (1).

Qu'est-ce donc que le phénomène de la recalescence ?

On sait depuis quelques années que le fer et le carbone peuvent se combiner pour donner un carbure de fer Fe^3C que l'on a nommé *cémentite*, parce que, comme nous le verrons, il prend naissance en quantités notables dans une cémentation suffisamment profonde.

Cette cémentite est obtenue, comme nous l'avons indiqué, par traitement des aciers recuits ou des fontes blanches par les acides.

D'autre part, Margueritte a isolé ce carbure de fer Fe^3C en chauffant au rouge naissant de l'oxyde de fer très divisé dans l'oxyde de carbone.

Enfin, on peut l'obtenir dans des conditions qui ont été indiquées par Moissan, au moyen du four électrique.

Mais il n'est pas possible d'avoir directement ce carbure en mettant le fer fondu en présence de carbone ; ceci s'explique aisément par sa dissolution. Il est, au contraire, très facile d'obtenir, dans les circonstances analogues, le carbure de manganèse Mn^3C, ainsi que l'a démontré Hautefeuille.

L'existence de cette cémentite ne saurait donc être mise en doute. Parmi les propriétés de ce composé, la plus intéressante est sans nul doute la suivante : chauffé à 700°, il se dissout dans le fer γ. Ceci explique pourquoi il n'est pas possible de le préparer par fusion de fer en présence du carbone.

D'autre part, on voit que la température à laquelle a lieu cette dissolution correspond justement au point A_1.

Prenons un acier à une certaine teneur en carbone, inférieure à 0,850 0/0.

(1) H. Le Chatelier, *Revue générale des Sciences*, 15 janvier 1897.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

A la température ordinaire, cet acier sera formé de fer α et de cémentite. Cette cémentite ne sera pas dissoute puisque le fer α ne dissout ni carbone ni carbure. On verra ultérieurement qu'elle forme avec le fer α un eutectoïde, la perlite.

Élevons la température : lorsque nous atteindrons environ 710°, la cémentite va se dissocier en fer et en carbone. Une partie du fer passe à l'état γ et va dissoudre le carbone, l'autre partie du fer reste à l'état α. Et ce sera le carbone provenant de la dissociation de la cémentite qui créera lui-même le fer γ nécessaire pour le dissoudre [1].

On sait déjà ce qui se passe aux températures supérieures.

En résumé, le point A_1 correspond à la dissolution de la cémentite. Il sera évidemment d'autant plus accentué dans la courbe de refroidissement que cette matière sera en plus grande abondance et, par conséquent, que la teneur en carbone sera plus élevée. Cette transformation n'est pas instantanée, bien entendu. Elle commence à une certaine température, passe par un point où la vitesse de refroidissement est maximum et finit à une autre température.

Si l'on détermine le point A_1 à l'échauffement pour les différents alliages contenant moins de 0,850 0/0 de carbone, on voit qu'il est sensiblement constant et égal à 690°. Il est représenté par l'horizontale SP.

Alliages renfermant plus de 0,850 0/0 de carbone. — Si on considère les courbes de refroidissement des alliages renfermant entre 0,850 et 6,6 0/0 de carbone, on trouve toujours un point A_1 à 690°. Donc l'horizontale PS se poursuit suivant SK (*fig.* 53). De plus, Osmond et Roberts-Austen ont montré l'existence d'une courbe SE (*fig.* 53) telle que, à gauche de cette courbe, on ait la solution solide pure, à droite la solution solide et de la cémentite ou carbure de fer.

[1] M. Osmond nous donnait, à ce sujet, un exemple très saisissant et faisant bien comprendre ce qui se passe ici : lorsqu'on ajoute du sel marin à de la glace, il se produit la quantité d'eau liquide nécessaire pour dissoudre ce chlorure de sodium.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Donc le point S correspond à un eutectoïde, formé par les deux constituants qui se forment suivant les courbes OS et SE, c'est-à-dire le fer α et la cémentite.

Cet eutectoïde a reçu le nom de *perlite*; nous verrons plus loin pour quelles raisons. Le fer α a été désigné sous le nom de *ferrite*. Il s'ensuit qu'après refroidissement lent, les alliages contenant moins de 0,850 0/0 de carbone sont formés de ferrite entourée de l'eutectoïde ferrite-cémentite; les alliages renfermant de 0,850 à 6,6 0/0 de carbone, de cémentite entourée du même eutectoïde.

Les premiers ont reçu le nom d'aciers hypoeutectoïdes, les seconds celui d'aciers hypereutectoïdes.

D'autre part, l'étude du solidus et du liquidus a montré que les alliages contenant plus de 2 0/0 de carbone étaient formés, aussitôt après solidification, de la solution solide et de graphite.

L'étude de la courbe SE établit l'existence d'une zone où les alliages sont formés de la solution solide et de cémentite.

Roberts-Austen avait montré que certaines courbes de refroidissement présentent des points d'arrêts à 1.000°. Roozeboom a alors admis que la transformation invariante :

$$\text{Solution solide} + \text{graphite} \rightleftarrows \text{solution solide} + \text{cémentite},$$

se fait à cette température de 1.000°.

Quant à la ligne E*a* elle a été tracée légèrement inclinée, en *supposant* que la solubilité du carbone dans les cristaux mixtes croît avec la température.

Nous verrons que Roozeboom, revenant sur cette idée, l'a tracée droite dans un travail extérieur.

Les alliages renfermant entre 6,6 et 7 0/0 de carbone ne renferment pas d'eutectoïde et ne présentent plus de point de transformation à 690°.

Ils sont formés de cémentite et de graphite jusqu'à la température de 1.000°.

En somme, le diagramme tracé par Roozeboom indique les zones suivantes :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Au-dessus de ABD, phase liquide ;
AB*a* : liquide et cristaux mixtes ;
BDC : liquide, graphite ;
A*a*ESOG : solution solide fer-carbone ;
*a*ECH : solution solide et graphite ;
GOM : fer β (et solution solide) ;
MOSP : ferrite et solution solide ;
PSNT : ferrite et eutectoïde ferrite-cémentite ;
EFSK : cristaux mixtes et cémentite ;
SKTL : cémentite et eutectoïde ferrite-cémentite ;
FHLR : Cémentite et graphite.

En outre, il fallait expliquer la formation de la fonte blanche ; pour cela Roozeboom supposait que, la vitesse de refroidissement étant suffisamment grande, il n'y a pas séparation de graphite, mais bien de cémentite. Dans ce cas, on a un eutectique B′ formé de cristaux mixtes et de cémentite, et la droite B′D′ correspond au dépôt de cémentite ; ces lignes ont été tracées *hypothétiquement*.

Travaux récents sur le diagramme des alliages fer-carbone. — *Contradiction entre le diagramme de Roozeboom et les résultats industriels.* — Diverses parties du diagramme de Roozeboom donnent lieu à des critiques sérieuses qui sont les suivantes : Si l'on considère un acier à plus de 2 0/0 de carbone d'après le diagramme même, un refroidissement qui ferait traverser rapidement la zone martensite-cémentite aurait pour effet d'augmenter la teneur en graphite de l'échantillon.

En pratique, on sait très bien que c'est le phénomène inverse qui se produit ; un refroidissement rapide blanchit la fonte (trempe de la fonte) ; un refroidissement lent augmente la teneur en graphite.

D'autre part, l'existence de fonte grise démontre bien que la réaction :

$$\text{Graphite} + \text{solution solide} \rightleftarrows \text{cémentite} + \text{solution solide},$$

est toujours incomplète. Roozeboom admettait bien ce fait.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Enfin on sait très bien que le recuit d'une fonte blanche à une température inférieure à 1.000° produit du carbone de recuit qui ne diffère du graphite que par la forme et l'importance du dépôt (1). Alors que le graphite se présente toujours en lamelles peu importantes, le carbone de recuit se présente le plus généralement en amas assez vastes. Il faut évidemment admettre que le recuit au-dessous de 1.000° détruit la cémentite en produisant du carbone de recuit; la cémentite ne peut donc être regardée comme une phase stable au-dessous de 1.000°.

Observations de Henry Le Chatelier. — Henry Le Chatelier, se basant sur le recuit de la fonte blanche, montre que la ligne *a*E (*fig.* 53) doit être complètement au-dessus de SE et par là même ne la coupe pas. La ligne EH est donc supprimée. La ligne SE subsiste, mais correspond à des systèmes en surfusion par rapport au graphite. La cémentite est un constituant moins stable que le graphite.

Interprétation de Heyn d'une part, de Charpy et Grenet, d'autre part. — On est donc conduit à admettre que la cémen-

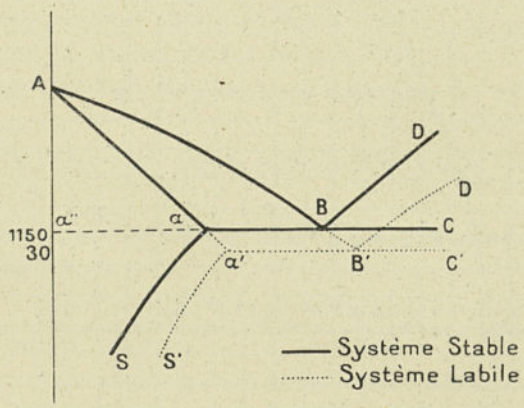


FIG. 56. — Diagramme de Charpy et Grenet.

tite est une phase instable et qu'elle se décompose en donnant

(1) Cette identification du carbone de recuit et du graphite vient d'ailleurs d'être établie d'une façon indiscutable par Charpy (*Revue de Métallurgie*, 1908, V, p. 75).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

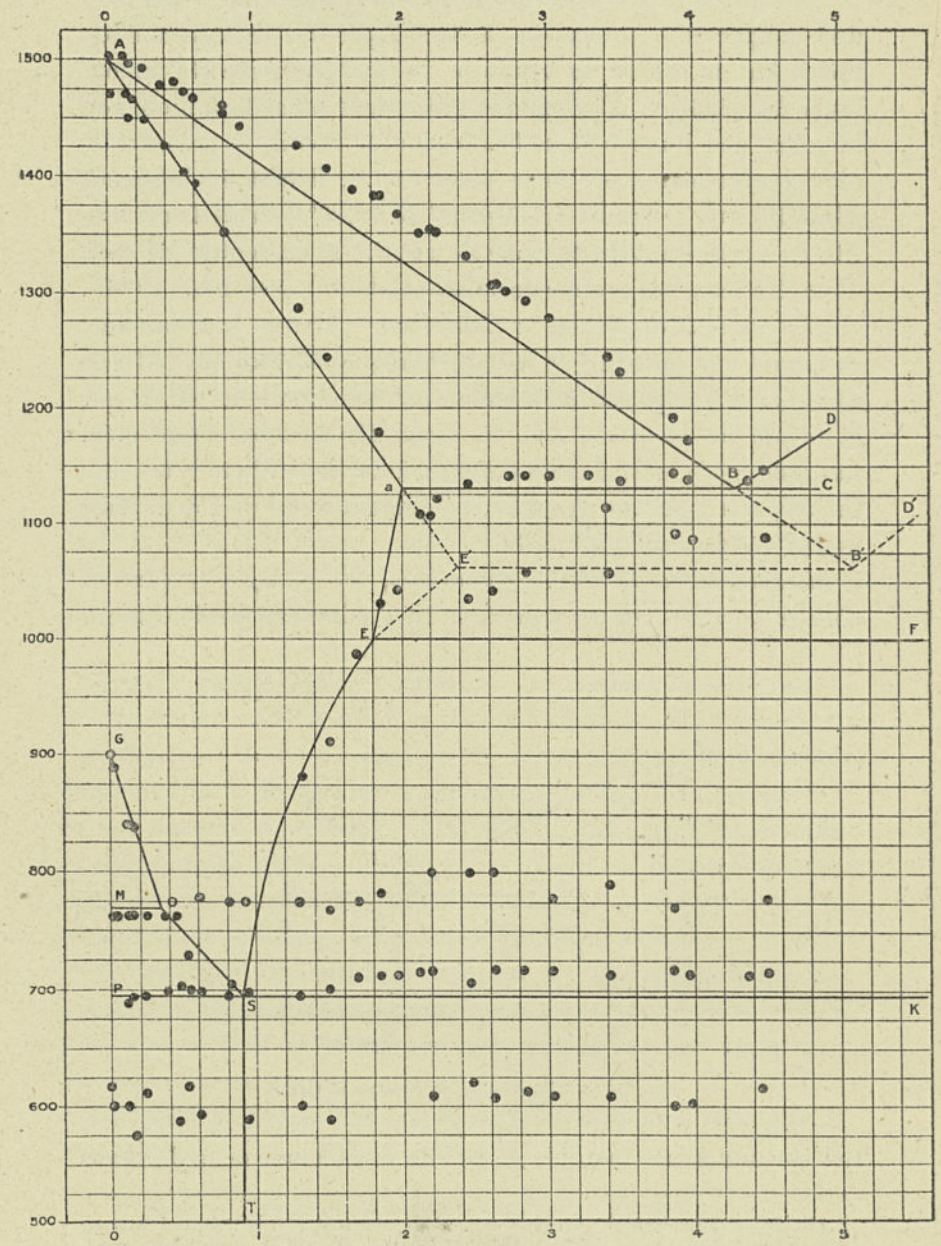


Fig. 57. — Diagramme de Carpenter et Keeling.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

du graphite. Heyn, d'une part, Charpy et Grenet, d'autre part, admettent que le fer et le graphite constituent le système stable dont le diagramme (*fig.* 57) consiste dans ABD liquidus (*fig.* 56), AαBC solidus (αB*c* horizontale à 1.150°), et αS étant la courbe d'équilibre entre le graphite et la solution solide.

En somme, on a absolument le diagramme de Roozeboom, dans lequel l'horizontale EF (*fig.* 53) a disparu. A droite de la ligne *a*S (*fig.* 56) on a alors du graphite et la solution solide.

Lorsque le refroidissement est rapide, on obtient le système solution solide-cémentite. Le diagramme de cet alliage est donné par l'horizontale α′B′C′ qui correspond à 1.130°. L'eutectique B′ est formé de la solution solide et de la cémentite. La courbe α′S′ représente la courbe d'équilibre entre la solution solide et le carbure de fer ; elle est entièrement au-dessous αS.

Donc la conclusion donnée précédemment par Henry Le Chatelier est exacte.

Recherches de Carpenter et Keeling. — Ces recherches qui sont résumées dans le diagramme figure 58 (dont les traits reproduisent le diagramme de Roozeboom) apportent quelques modifications au diagramme de Roozeboom :

1° Le point de fusion du fer est à 1.505° ;

2° AB est une ligne légèrement courbée, un peu convexe vers le haut;

3° *a*B n'est pas une ligne horizontale, mais s'élève de *a* vers B;

4° SE peut être représenté aussi bien par une ligne droite que par une courbe ;

5° PK n'est pas une ligne droite, mais s'élève de P vers K.

Il faut surtout noter :

1° Une petite transformation thermique à environ 790° pour les alliages d'une teneur en carbone de 0,8 à 4,5;

2° Un changement thermique lent à environ 600° trouvé sur tous les aciers.

C'est le point découvert par Roberts-Austen.

De plus les auteurs notent un dégagement de chaleur entre 1.000 et 1.130°.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Nouveau tracé de Roozeboom. — En 1904, Roozeboom, voulant tenir compte des déterminations faites récemment, donna un nouveau tracé de son diagramme. Ce tracé (*fig.* 58) ne diffère du premier que par les points suivants :

1° La ligne *a*E est verticale ;

2° Une horizontale VX a été menée à 800°, point déterminé par Carpenter et Keeling. Elle correspond à une transformation de la cémentite qui existerait sous deux formes α et β.

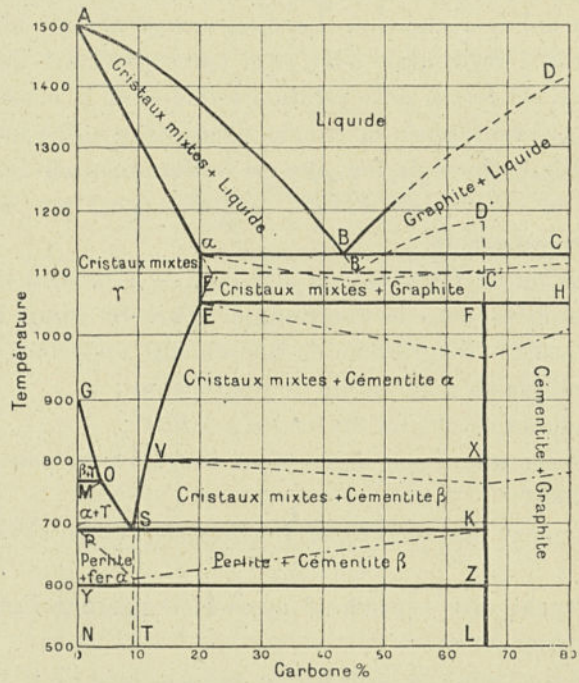


FIG. 58. — Nouveau diagramme de Roozeboom.

Recherches de Wust, Bénédicks, Gœrens. — Wust montre par l'étude du refroidissement de fontes contenant 2,94 et 4,66 de carbone qu'il n'y a pas dégagement de chaleur vers 1.000° ; il confirme à nouveau la décomposition de la cémentite par un recuit entre 700° et 1.000° et la formation de carbone de recuit, cela sans présence de silicium.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Benedicks, après une étude importante, conclut aussi à l'existence du système stable fer-graphite et du système instable fer-carbure de fer. Il trace le diagramme de la figure 59 qui précise certaines lignes dont le tracé n'avait pas encore été établi sérieusement.

Gœrens admet, notamment, que de la phase liquide d'un alliage suffisamment carburé, il se séparerait toujours de la cémentite qui se décomposerait avec production de graphite.

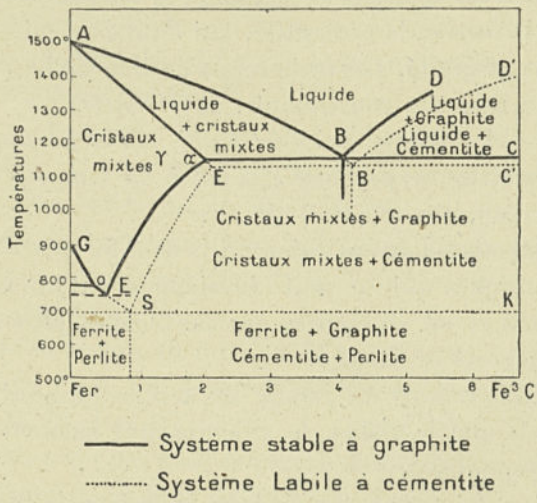


FIG. 59. — Diagramme de Benedicks.

Conclusion. — *En résumé, le diagramme de Bénédicks est, à notre avis, celui qui rend le mieux les phénomènes actuellement connus* (*fig.* 59).

CONSTITUANTS DES ALLIAGES FER-CARBONE

On peut, suivant le point de vue auquel on se place, classer les constituants des alliages fer-carbone de différentes façons :

On peut avec Le Chatelier les diviser en constituants simples, correspondant à des phases ou en agrégats. Mais, au point de

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

vue qui nous occupe, nous préférons la classification adoptée par Portevin dans son étude de la *Revue de Métallurgie* (janvier 1908, page 24).

Nous distinguerons les constituants des systèmes en équilibre à la température ordinaire, les constituants correspondant aux systèmes en équilibre aux températures élevées et enfin les constituants de transition.

Constituants des systèmes en équilibre à la température ordinaire. — Ce sont la ferrite, la cémentite, qui donne un eutectique, la perlite et le graphite. Les recherches de Bénédicks paraissent indiquer un nouveau constituant : la *ferronite*.

Ferrite. — La ferrite *qui n'est autre que le fer* apparaît en grains polyédriques par une attaque à la teinture d'iode, à l'acide picrique, etc. (Phot. 1, Pl. I).

Les grains sont souvent colorés; ils sont formés d'autant de cristaux cubiques qui se sont développés autour de centres indépendants et ont été limités par des facettes plus ou moins planes (Andrews et Stead).

On applique le nom de *ferrite* au fer renfermant certains produits tels que le nickel, le silicium, qui forment avec lui des solutions solides.

Ce point a été bien spécifié dans la nomenclature officiellement établie par la Commission nommée par le Bureau de l'Iron and Steel Institute, sur l'initiative de Stead, et à laquelle nous empruntons de nombreuses définitions [1].

Dans un important mémoire (*Revue de Métallurgie*, mars 1904), Kourbatoff indique que l'acide azotique à 4 0/0 dans l'alcool amylique permet de distinguer dans les aciers extra-doux les produits fragiles des produits non fragiles; dans les premiers, le contour des grains de la ferrite est très net; de plus, il paraît y avoir deux constituants. Ce dernier point mérite confirmation.

Cémentite. — La cémentite, *carbure de fer* Fe^3C, constitue le plus dur constituant de la fonte et de l'acier recuit; elle appa-

[1] *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1902, I, p. 90.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

raît, par conséquent, par polissage en bas-relief. Elle ne se colore pas, lorsqu'ou l'attaque à l'acide azotique dilué, l'iode, l'acide picrique, etc. (Phot. 5 à 8, Pl. II).

Sauveur distingue entre ce qu'il nomme la cémentite de ségrégation et la cémentite libre. La première est un des constituants de la perlite, la seconde est indépendante. La commission nommée par l'Iron and Steel Institute proposa justement d'éliminer le mot impropre de ségrégation et de maintenir les expressions de perlite et de cémentite indépendante.

Cette dernière se colore en brun par le picrate de soude en solution sodique ; ce réactif a été découvert par Le Chatelier, l'acide picrique par Igewksi (1).

Perlite. — La perlite est, comme on le sait, l'*eutectique ferrite-cémentite*. Depuis les travaux de Charpy, on sait que tout eutectique est formé de lamelles alternantes des deux constituants. Nous devons donc voir, sous des grossissements assez forts, ces deux constituants en lamelles alternées. C'est bien ce qui arrive.

La perlite se colore en noir par la teinture d'iode ou l'acide picrique ; elle n'est que peu colorée par le picrate de soude (Phot. 2 à 5, Pl. I et II).

Si l'on examine par voie micrographique les aciers recuits contenant de plus en plus de carbone, on obtient les résultats suivants :

Tout d'abord, dans les aciers extra-doux ou mieux dans le fer, on rencontre souvent des grains de scories ; ces impuretés ont parfois une importance considérable ; on y distingue deux éléments dont il nous est impossible actuellement de préciser la nature (2).

Si l'on considère un acier renfermant peu de carbone, si on l'attaque lentement, avec l'acide picrique, par exemple, on verra tout d'abord la perlite ; si l'on pousse plus loin l'attaque, on voit apparaître des polyèdres qui indiquent les grains de

(1) Différents auteurs croient à l'existence de plusieurs cémentites : cela ne nous semble encore qu'une hypothèse.

(2) Ce sont probablement des silicates ou des oxydes.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ferrite ; on remarquera que la perlite se trouve sur les bords des polyèdres.

Plus l'acier contiendra de carbone, plus la quantité de perlite sera importante ; ce fait est démontré dans les photographies d'aciers 1 à 4 de la planche I.

Lorsqu'on arrive à 0,900 0/0 de carbone, on a de la perlite pure.

L'une de nos photographies représente un acier à 0,750 de carbone ; on y voit quelques îlots blancs de ferrite (Phot. 4, Pl. I).

Une autre montre un acier extrêmement voisin de l'acier eutectique (Phot. 5, Pl. II) ; enfin, nous avons attaqué un acier hypereutectoïde au picrate de soude et nous l'avons photographié ; ici on remarquera la cémentite colorée en noir (Phot. 7, Pl. II). De même dans les fontes (Phot. 13 et 14, Pl. IV).

A une teneur en carbone supérieure à 0,900 0/0 de carbone, on a de la perlite et de la cémentite ; celle-ci est en quantité d'autant plus grande que le pourcentage de carbone est plus élevé (Phot. 5 à 8, Pl. II).

Dans le voisinage de l'eutectoïde, cette cémentite prend l'aspect d'un réseau entourant la perlite (Phot. 5, Pl. II).

Dans les aciers cémentés, on obtient, lorsque l'opération est poussée assez loin, de la cémentite indépendante qui se présente en aiguilles extrêmement fines. Si la teneur en carbone de la couche cémentée ne dépasse pas 0,850 0/0, on ne voit que de la perlite compacte. Lorsqu'on examine un acier recuit, on peut donc être fixé, tout au moins d'une façon approximative, sur sa teneur en carbone et par conséquent sur les propriétés mécaniques qu'il doit présenter s'il ne contient pas d'impuretés, notamment du soufre, du manganèse et du phosphore en quantités anormales. Cependant, dans cet examen, une hésitation peut se produire pour les aciers qui se trouvent dans le voisinage de l'acier eutectique (c'est-à-dire à 0,900 0/0 de carbone).

En effet de tels aciers présentent de très grandes quantités de perlite et quelques îlots blancs qui sont de la perlite ou de la cémentite, suivant que l'acier contient plus ou moins de 0,850 0/0 de carbone.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Pour trancher la question, nous avons un moyen absolument certain, c'est l'attaque au picrate de soude : si les îlots blancs se colorent en noir, nous avons affaire à de la cémentite ; sinon, nous nous trouvons en présence de ferrite.

Ferronite. — Bénédicks croit avoir établi que le constituant qui reste en clair dans les aciers renfermant moins de 0,27 0/0 de carbone après attaque à l'acide picrique n'est pas de la ferrite, c'est-à-dire du fer α pur, mais bien une solution de carbone dans le fer à 0,17 0/0 de carbone.

Pour démontrer ce fait, il s'appuie sur les points suivants :

1° L'aire occupée par la perlite est différente de celle calculée ;

2° La méthode d'Eggertz indique une perte en carbone après trempe de 0,27 0/0 (Osmond et Werth, Juptner) ;

3° Les propriétés mécaniques ont des variations brusques pour une teneur de carbone comprise entre 0,5 et 0,6 0/0 ;

4° La résistance électrique indique l'existence de cette solution à 0,27 0/0 de carbone.

Graphite. — Le graphite est une forme de carbone que l'on rencontre dans les alliages à teneur élevée en cet élément (fontes) sous forme de lamelles visibles après polissage (Phot. 9 à 12, Pl. III).

Constituants des systèmes en équilibre à température élevée. — Ces constituants sont, d'après le diagramme :

La solution fer γ-carbone (ou carbure de fer) appelée austenite par Osmond.

Cette même solution solide avec de la cémentite ou du graphite.

Austenite. — Lorsqu'on exagère toutes les conditions qui doivent augmenter l'effet de la trempe, on obtient de l'austenite.

Il suffit d'employer un acier qui contienne plus de 1,10 0/0 de carbone.

Il faut, de plus, que la température de trempe soit supérieure à 1.000° et que la température du bain de trempe soit au-dessous de 0°.

Avec les aciers au carbone on n'obtient jamais de l'austenite

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

pure, mais un mélange austenite-martensite ou, mieux, austenite-troosto-sorbite. Quand on prend des aciers de plus en plus riches en carbone (à partir de 1,10 0/0), on obtient de plus en plus d'austenite (Phot. 20, Pl.V).

Pour un acier à 1,65 0/0 de carbone, on peut, d'après Osmond, obtenir 70 0/0 de ce constituant. Pour un acier plus riche, il y a séparation de cémentite et la proportion d'austenite n'augmente plus.

L'austenite est un produit possédant une faible dureté minéralogique, elle se raie à l'aiguille. La teinture d'iode colore en même temps l'austenite et la martensite; l'acide chlorhydrique et l'acide picrique à 10 0/0 colorent la martensite seule. Dans un acier très carburé, trempé suivant les conditions indiquées par Osmond, on voit de la martensite (ou de la troosto-sorbite) affectant la forme de fers de lance et de l'austenite qui se trouve entre ceux-ci.

La proportion de carbone en solution dans l'austenite ne peut pas dépasser 2 0/0 (voir diagramme). L'austenite n'est pas magnétique [1].

Constituants de transition. — Ces constituants qui, bien entendu, ne sauraient trouver place sur le diagramme sont :

La martensite, la troostite et la sorbite, auxquels il faudrait ajouter la troosto-sorbite et l'osmondite, d'après les travaux récents. *Avant de définir, du moins autant qu'on peut le faire, ces différents constituants, disons qu'ils apparaissent comme les différents stades du passage de la phase austenite à l'eutectoïde perlite.*

En effet, si on prend, comme l'ont fait différents auteurs, notamment Gœrens, un acier ou une fonte austenitique et si on la chauffe à des températures croissantes, on voit apparaître vers 200° de la martensite, puis, si l'on continue à augmenter la température, de la troostite, ensuite de la sorbite, enfin de la perlite.

Entre la troostite et la sorbite, on obtiendrait même, d'après Heyn, une phase homogène qu'il a nommée *osmondite*.

Martensite. — La martensite est le constituant des aciers

[1] Voir à l'appendice les très intéressantes recherches de Maurer.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

trempés à une température supérieure à celle de dissolution de la cémentite.

Elle est caractérisée par des aiguilles que l'on ne voit qu'à un fort grossissement et après attaque profonde et qui sont orientées suivant les trois côtés d'un triangle équilatéral. Elle est un peu colorée par la teinture d'iode et l'acide picrique (Phot. 19, Pl. V).

Nous verrons ultérieurement que les propriétés de la martensite dépendent essentiellement de sa composition, qui, nous l'avons déjà dit, est variable.

Ce constituant n'est pas coloré par une attaque de cinq secondes à l'acide picrique; après cinq minutes on aperçoit les lignes fines déjà indiquées.

La martensite est une solution solide de carbone dans le fer, qui ne peut se confondre avec l'austenite. En effet la martensite est magnétique. On peut admettre (H. Le Chatelier, *Revue de Métallurgie*, 1908, p. 169) que le refroidissement brusque empêche la solution austenitique de se dédoubler, mais ne réussit pas, en dehors de quelque cas exceptionnels, à empêcher le fer γ de revenir partiellement dans cette solution à l'état de fer α, mélangé peut-être de fer β. Certains métallurgistes admettent que la martensite est la solution de carbone dans le fer β.

Troostite [1]. — *Si l'on trempe un acier pendant l'intervalle critique, ou bien à une température élevée, mais dans un bain moins actif que l'eau, l'huile par exemple, on obtient de la troostite* (Phot. 21 à 24, Pl. VI).

L'attaque pendant cinq secondes à l'acide picrique donne une coloration d'un brun foncé. La solution à 4 0/0 d'acide azotique dans l'alcool amylique donne une coloration nette de la troostite après sept minutes; la coloration est très foncée après

[1] Breuil a publié (janvier 1907) un long mémoire sur les constituants des aciers trempés dans le *Bulletin de la Société de l'Industrie minérale*. La classification de Breuil diffère assez sensiblement de celle généralement admise. Aussi pour ne pas amener de confusion nous la donnerons dans l'appendice. Disons seulement qu'il considère la troostite comme du carbone graphitique. Pour la troostite, voir à l'appendice le travail remarquable de Bénédicks.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

quinze minutes. Si l'on prolonge l'attaque, on voit des lamelles (Kourbatoff).

Le réactif suivant :

Une partie alcool amylique, 1 partie alcool éthylique, 1 partie alcool méthylique, 1 partie de solution à 4 0/0 d'acide nitrique dans l'anhydride acétique donne, après quinze minutes, une coloration très nette de la troostite (et de la troostosorbite), tandis qu'aucun autre constituant n'est coloré (Kourbatoff).

Benedicks admet que la troostite est une émulsion de cémentite. Cette opinion est généralement admise aujourd'hui [1].

Sorbite. — Il arrive souvent que, quel que soit le grossissement, on ne peut plus voir les deux constituants de la perlite.

On lui donne alors le nom de *sorbite*.

La sorbite se colore très rapidement sous l'influence de l'acide picrique. D'après H. Le Chatelier, on obtient ce constituant dans les trois principales conditions suivantes :

1° Trempe à très haute température de fonte aciéreuse aux environs de 2 0/0 de carbone : la sorbite entoure les masses de cémentite (Voir *Troosto-Sorbite*) ;

2° Le revenu de la martensite entre 200 et 300° : un échantillon d'acier trempé au milieu des points de transformation et formé par parties égales de troostite et de martensite donne, après attaque de quelques secondes, des taches noires de troostite se détachant sur un fond blanc de martensite.

En faisant revenir le métal à des températures progressivement croissantes, la martensite se colore de plus en plus pendant l'attaque et, à un certain moment, la coloration est identique à celle de la troostite dont elle ne peut plus être différenciée.

3° Quand on soumet au revenu des aciers trempés à des températures élevées et intégralement transformés en martensite ou même parfois renfermant aussi de l'austenite, le revenu, au lieu de se faire uniformément dans toute l'étendue du métal, se développe en certaines places sous forme de

[1] Voir les remarques d'Henry Le Chatelier, *Revue de Métallurgie*, 1908, p. 640.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

grands cristaux, qui présentent dans l'attaque aux réactifs les mêmes caractères que de la troostite.

La sorbite paraît être l'eutectoïde ferrite-cémentite se produisant à une température basse (250-300°), à laquelle les résistances passives sont considérables et, par conséquent, la liquation des constituants se faisant difficilement, les lamelles sont si fines que le microscope ne peut les mettre en évidence.

Troosto-Sorbite. — Dans une étude assez récente (*Revue de Métallurgie*, février 1905), Kourbatoff a désigné par troosto-sorbite un constituant obtenu à côté de la martensite et de l'austenite par la trempe à une température élevée d'aciers très riches en carbone et qui présente des caractères se rapprochant assez de la troostite. Le Chatelier avait déjà signalé l'existence et le mode de production de ce constituant qu'il avait rapproché de la sorbite.

La solution à 4 0/0 d'acide azotique dans l'alcool amylique donne une coloration brun foncé après cinq minutes (Kourbatoff).

Le réactif suivant :

Une partie alcool amylique, 1 partie alcool éthylique, 1 partie alcool méthylique; 1 partie de solution à 4 0/0 d'acide nitrique dans l'anhydride acétique, donne, comme pour la troostite, une coloration très nette après quinze minutes, alors qu'aucun autre constituant n'est coloré.

D'ailleurs, aucun réactif ne permet de distinguer a troostite et la troosto-sorbite. La seule différence se trouve dans leurs moyens de production et dans la structure générale de l'alliage, tandis que la troosto-sorbite forme des masses irrégulières entourées par un liseré plus noir, et que le milieu des taches est toujours plus clair et renferme généralement de la cémentite; la troostite obtenue en trempant pendant la recalescence se développe au milieu de la perlite et non plus autour des grains de cémentite.

Osmondite. — Recherches de Heyn. — Ce nouveau constituant a été défini par Heyn dans un très beau travail que nous allons analyser en détail.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

MARQUES DES PLAQUETTES	CHAUFFAGE AVANT TREMPE				REVENU	
	TEMPÉRATURE DU FOUR à l'introduction des plaquettes	TEMPÉRATURE DU FOUR au moment de la trempe	DURÉE DU CHAUFFAGE à la température maximum (900°)	DURÉE TOTALE du chauffage	DURÉE	MILIEU
			minutes	minutes	heures	
a 1 et 2	600°	900°	10	20	1	Eau bouillante (100°).
b 3 et 4	—	—	10	22	2	
a 5 et 6	—	—	10	19	1	Huile de navette à 200°.
b 7 et 8	—	—	10	25	2	
a 9 et 10	—	—	10	18	1	Huile de navette à 305°.
b 11 et 12	—	—	10	18	2	
a 13 et 14	—	—	10	18	1	Four Héräus à 415°.
b 15 et 16	—	—	10	15	2	
a 17 et 18	—	—	10	17	1	Four Héräus à 500°.
b 19 et 20	—	—	10	20	2	
a 21 et 22	—	—	10	25	1	Four Héräus à 600°.
b 23 et 24	—	—	10	15	2	
a 25 et 26	—	—	10	20	»	Non revenu.
b 27 et 28	—	—	10	18	»	Non revenu.
a 29 et 30	—	—	10	20	»	Refroidi dans le four.
b 31 et 32	—	non trempés	5	20	»	Refroidi dans le four.
c 1	600°	900°	10	35	3	Eau bouillante (100°).
c 2	—	—	10	30	3	
c 3	—	—	10	37	3	Four Héräus à 275°.
c 4	—	—	10	38	3	
c 5	—	—	10	20	3	Four Héräus à 405°.
c 6	—	—	10	15	3	
c 7	—	—	10	14	3	Four Héräus à 500°.
c 8	—	—	10	15	3	
c 9	—	—	10	16	3	Four Héräus à 640°.
c 10	—	—	10	15	3	
c 11	—	—	10	20	3	Huile de navette à 200°.
c 12	—	—	10	16	3	
c 13	—	—	10	17	1	Four Héräus à 400°.
c 14	—	—	10	16	1	
c 15	—	—	10	14	»	Non revenu.
c 16	—	—	10	13	»	
c 17 *c* 18	Laissés à l'état forgé naturel.					
d 1	600°	900°	10	25	2	Four Héräus à 400°.
d 2	—	—	10	23	2	Four Héräus à 500°.
d 3	—	—	10	28	2	Four Héräus à 600°.
d 4	—	—	10	22	2	Four Héräus à 700°.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Partant d'un acier ayant pour composition :

C = 0,95 ; Si = 0,35 ; Mn = 0,17 ; Ph = 0,012 ; S = 0,024,

Heyn l'a trempé à 900°, puis l'a fait revenir à différentes températures ; en arrêtant le revenu par une trempe dans l'eau à la température ambiante.

Le tableau ci-dessus indique ces traitements.

Nous citerons les principaux essais qui ont été faits :

1° Essais de dureté : ces essais ont montré que la dureté diminue au fur et à mesure que l'on élève la température de revenu, le temps de revenu restant constant.

Ce fait est bien connu, le point nouveau est le suivant :

La diminution est continue, mais non proportionnelle à la température. Heyn montre que l'excédent de dureté dû à la trempe a perdu 2,5 0/0 de sa valeur à 100° ; 14 0/0 à 200° ; 41 0/0 à 300° ; 70 0/0 à 400° ; 87,5 0/0 à 500° ; 97,5 0/0 à 600°.

La vitesse de détrempe est maximum à 300°.

2° Attaque de dix minutes par l'acide chlorhydrique (alcoolique) 1 centimètre cube d'acide chlorhydrique pour 100 centimètres cubes d'alcool absolu.

Le maximum d'intensité de la coloration est obtenue après un revenu vers 400°.

3° Solubilité dans l'acide sulfurique à 10 0/0 à l'abri de l'air : le maximum de l'attaque correspond à un revenu de 400°.

De ceci, Heyn conclut que la phase instable martensite ne passe pas directement à la phase stable perlite ; il existe entre les deux une phase métastable qu'il appelle *osmondite*.

4° Attaque à l'abri de l'air par l'acide sulfurique à 10 0/0, en vue de préciser les états du carbone : « On admet généralement, dit Osmond (*Revue de Métallurgie*, novembre 1906) que la martensite contient la plus grande partie du carbone à l'état de carbone de trempe, la perlite à l'état de carbone de cémentation, et que le passage de l'un à l'autre état se fait progressivement, la proportion de carbone de cémentation augmentant à mesure que la température de revenu s'élève. Les résultats de Heyn tendent à modifier grandement ces

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

idées. Des attaques ont été faites à l'abri de l'air par l'acide sulfurique à 10 0/0, et les résidus ont été filtrés dans une atmosphère de gaz d'éclairage. Dans ces conditions, le carbone qui se dégage à l'état de gaz est considéré comme carbone de trempe, et la proportion de carbone de cémentation est déduite de la teneur en fer au résidu, la cémentite ayant la formule Fe^3C; mais la somme ne reproduit pas le carbone total, ce qui conduit à la notion d'un nouvel état du carbone que Heyn désigne provisoirement par le symbole *Cf*, et qui n'est pas combiné au fer dans le résidu de l'attaque, bien qu'il puisse l'être dans le métal sous une forme inconnue. La proportion du carbone *Cf* croît quand la température de revenu monte de 100 à 400° environ et décroît quand cette température continue à monter de 400 à 600°.

« Il n'est peut-être pas nécessaire, ajoute Osmond, d'admettre l'existence d'un nouvel état du carbone. Si la cémentite n'est pas complètement inattaquable, mais seulement très peu attaquée par l'acide sulfurique à 10 0/0 à l'abri de l'air, le carbone *Cf* pourrait correspondre à la cémentite extrêmement divisée qui doit se trouver à l'état naissant. A partir de 400°, cette cémentite très divisée commencerait à se rassembler et deviendrait par conséquent moins attaquable. Cette interprétation, qui semble plausible jusqu'à preuve du contraire, se concilierait bien avec les idées actuellement admises.

« Mais le fait capital est que le carbone de trempe ne commence à se transformer en carbone de cémentation qu'à partir de 400° environ, la transformation étant achevée vers 600°. »

5° L'étude de la microstructure confirme les résultats précédents. Après attaque de dix minutes par l'acide chlorhydrique alcoolique à 1 0/0, la martensite montre des aiguilles bien formées et la préparation est incolore. La structure martensitique n'est pas modifiée par le revenu à 100 ou à 200°; mais la préparation se colore en jaune ou en brun. Après revenu à 275°, la structure aiguillée est devenue plus grossière et rappelle les mélanges d'austenite et de martensite, avec un constituant incolore et l'autre fortement coloré. A 405°, les aiguilles ont

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

disparu; la préparation paraît toute sombre sous le microscope et semble un mélange confus et marbré de deux constituants plus ou moins foncés : c'est le type de la troostite. A 500°, les parties relativement claires sont plus abondantes.

A 600°, on a des cellules irrégulières, claires, à contours arrondis, plus ou moins enveloppées de filaments plus foncés paraissant en relief.

« En résumé, la phase Z (Osmondite de Heyn), dit Osmond, obtenue par le revenu de la martensite à 400° environ, serait identifiée par les caractères suivants :

« *a*) Dureté intermédiaire entre celles de la martensite et de la perlite, plus rapprochée de la seconde;

« *b*) Coloration relativement homogène et d'intensité maximum après attaque par les acides en solution alcoolique;

« *c*) Solubilité maximum dans l'acide sulfurique aqueux à 1 0/0;

« *d*) Teneur maximum en C*f* et absence de cémentite insoluble dans l'acide sulfurique à 10 0/0 à l'abri de l'air;

« *e*) Résistance électrique très voisine de celle de la perlite;

« *f*) Pouvoir thermo-électrique très voisin de celui de la perlite;

« *g*) Maximum de magnétisme spécifique sur barreaux longs.

« Barus et Strouhal avaient aussi étudié par les mêmes méthodes l'influence de la durée du revenu et obtenu les lois suivantes :

« A chaque température de revenu correspond un maximum d'effet dont la valeur est d'autant plus grande et atteinte d'autant plus rapidement que la température de revenu est plus élevée.

« A 100°, l'effet maximum n'est pas atteint en une heure, mais les deux heures suivantes n'ajoutent pas beaucoup à l'action de la première. A 200°, l'effet est complet dans les dix premières minutes et, à 300°, une seule minute suffit. »

« Heyn a confirmé ces lois et relié la trempe au revenu par des considérations très ingénieuses et, semble-t-il, très justes. L'effet final dépendrait, dans les deux cas, du temps pendant lequel le métal a été maintenu, pendant l'échauffement (au revenu) ou le refroidissement (à la trempe), dans

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

chaque intervalle élémentaire de température entre la température critique et la température ordinaire. En d'autres termes si un acier, primitivement trempé à fond et amené ainsi à l'état de martensite, est maintenu au revenu pendant n secondes entre les températures t et t', l'effet est le même que si le même acier, pendant la trempe, avait mis le même temps à franchir le même intervalle $t' - t$. On passe à la limite en rendant $t' - t$ aussi petit que l'on veut et intégrant entre la température critique et celle de l'atmosphère. Il n'y aurait donc pas lieu de faire une distinction entre la troostite et la sorbite obtenues par trempe et les mêmes constituants obtenus par revenu.

« Il faut remarquer que le point critique est abaissé par la trempe à une température t_1. Par conséquent un acier trempé fait un séjour nul dans l'intervalle compris entre la position normale du point critique et t_1. C'est justement pour cela que la trempe est possible, le revenu étant extrêmement rapide quand on s'approche du point critique. D'après mes expériences sur les aciers quasi-trempés, il faut que t_1 soit inférieur à 400° environ pour que la trempe positive commence à se manifester, ce qui est exactement d'accord avec les résultats de Heyn. Heyn a contrôlé expérimentalement ses conceptions; des trempes ont été faites dans différents bains chauffés à différentes températures, de façon à obtenir des vitesses différentes de refroidissement, et les plaquettes trempées ont été soumises aux mêmes essais que les plaquettes revenues. Les résultats sont d'accord avec les prévisions dans les limites de précision des essais. Les mêmes rapports subsistent entre la dureté, la microstructure et la solubilité dans l'acide sulfurique à 1/100, soit qu'on ait fait revenir après trempe vive, soit qu'on ait procédé directement par trempe douce. »

Enfin Osmond termine ainsi ses remarques :

« Heyn me fait l'honneur, dont je suis très flatté, de me dédier sa phase z et pose enfin les conclusions suivantes, que je traduis à peu près textuellement :

« 1° La transformation de la martensite en perlite par le revenu n'est pas continue, mais passe par l'intermédiaire d'une

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

phase bien caractérisée que l'auteur propose d'appeler « osmondite ». Cette phase présente, par rapport à tous les états de transition compris entre la martensite et la perlite, un maximum de solubilité dans l'acide sulfurique à 1 0/0. De part et d'autre de ce maximum, du côté de la martensite comme du côté de la perlite, la solubilité va en décroissant.

« L'osmondite correspond à une température de revenu de 400° environ. Les formes de transition entre elle et la martensite d'une part, la perlite d'autre part, doivent recevoir respectivement les noms de troostite et de sorbite ;

« 2° Attaquée par l'acide sulfurique à 10 0/0 à l'abri de l'air, la troostite ne donne pas de résidu de cémentite, mais seulement du carbone libre C*f*. La cémentite n'apparaît dans le résidu que lorsqu'on est en présence de la sorbite,

« L'osmondite forme la limite : elle possède le maximum de carbone C*f*, dont la teneur va en décroissant du côté de la martensite comme du côté de la perlite ;

« 3° La coloration que présentent les aciers revenus ou trempés attaqués par les acides alcooliques est due à la séparation du carbone C*f*. L'osmondite offre donc le maximum de coloration (1) ;

« 4° Toute trempe pratique correspond à une trempe infiniment rapide suivie d'un revenu plus ou moins poussé. La valeur de ce revenu considérée comme mesure de la trempe dépend de la vitesse du refroidissement. On explique ainsi la présence de la troostite et de l'osmondite dans les aciers trempés. »

« Ces conclusions de Heyn ne sont guère que l'expression des faits d'expérience. Il me semble qu'on peut aller plus loin et c'est ce que je tenterai sous ma responsabilité.

« Tout d'abord, qu'est-ce que l'osmondite ? La réponse me paraît se trouver dans un autre mémoire de Heyn (2). Ce mé-

(1) Le maximum de coloration peut être dû simplement au maximum d'hétérogénéité déterminant une attaque irrégulière. Quand la coloration est due à une pellicule mince, comme les couleurs de revenu, le brun et le bleu foncé sont suivis par le bleu pâle, qui correspond à une épaisseur plus grande de la pellicule, et le maximum de coloration ne suppose pas alors une discontinuité.

(2) *Ueber die Nutzanwendung der Metallographie in der Eisenindustrie* (*Stahl und Eisen*, n. 10, 1906).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

moire est plutôt une œuvre de vulgarisation, mais il contient aussi des parties inédites. L'auteur a fait notamment revenir [1] à des températures croissantes de 100 en 100° des fils d'acier doux dont le diamètre avait été réduit par tréfilage de 5,2 à 3mm,7.

« Ces expériences rapprochées de celles faites sur acier trempé montrent que l'effet du revenu sur la ferrite écrouie est exactement le même que sur l'acier dur trempé dans le domaine de la sorbite.

PROPRIÉTÉS	ACIER TREMPÉ	FER ÉCROUI
Propriétés mécaniques	La dureté due à la trempe diminue de 70 0/0 de sa valeur au-dessous de 400° dans le domaine de la troostite et des derniers 30 0/0 entre 400 et 600° dans le domaine de la sorbite.	L'excédent de résistance dû à l'écrouissage ne perd que 20 0/0 de sa valeur au-dessous de 400°. Le surplus disparaît entre 400 et 600°. L'allongement se modifie corrélativement.
Résistance électrique.	Passe de son maximum (martensite) au voisinage de son minimum au-dessous de 400°, dans le domaine de la troostite et ne change plus notablement dans le domaine de la sorbite.	Reste au voisinage de la valeur minimum indépendamment de l'écrouissage.

« Cette comparaison paraît identifier le fer de l'osmondite au fer dur de Beilby, au fer α écroui [2].

« Si on me demande ce que j'entends par le fer α écroui, je pourrais répondre que je le définis par les propriétés que l'écrouissage communique au fer. Mais on peut se faire une idée objective assez satisfaisante, si l'on accepte la théorie cristallographique, qui est assez généralement adoptée en

[1] M. Osmond dit : « J'emploie le mot « revenu » pour désigner le réchauffage de l'acier écroui, bien qu'on dise ordinairement « recuit » ; il semble nécessaire de maintenir le parallélisme entre l'écrouissage et la trempe et de rappeler la similitude des faits par celle des mots. »

[2] Il reste possible que le fer écroui conserve une petite proportion de fer β, qui expliquerait la diminution de résistance par revenu au-dessous de 400°. Mais cette proportion ne peut être que faible et on la néglige ici (remarque d'Osmond).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

France et très clairement exposée dans le cours de minéralogie de Lapparent. Suivant cette théorie, un cristal est une colonie de polyèdres moléculaires, tous superposables et semblablement orientés, placés aux nœuds d'un assemblage réticulaire, dont toutes les mailles sont un même parallélipipède (un cube dans le cas du fer α). Cette définition admise, on pourra considérer le fer α écroui (à la limite d'écrouissage) comme formé des mêmes polyèdres moléculaires que le fer α recuit; mais ces polyèdres auront pris une orientation quelconque et toutes les mailles du réseau seront déformées.

« Cela posé, on voit qu'il y a ou qu'il peut y avoir trois choses dans la trempe :

« 1° Conservation du carbone sous la forme métastable à la température ordinaire de carbone ordinaire de trempe;

« 2° Conservation partielle (je dis partielle, à cause du retour du ferro-magnétisme) de fer allotropique métastable à la température ordinaire (la part exacte du fer β et du fer γ n'est pas encore faite);

« 3° Écrouissage par suite du changement de volume qui accompagne la transformation partielle.

« Aucun de ces points de vue n'est nouveau, mais jusqu'à présent les auteurs qui se sont occupés de la trempe se sont, le plus souvent, placés trop exclusivement à un seul d'entre eux. Ce qui est nouveau, c'est la possibilité de faire la part de chaque facteur.

« En ce qui concerne le carbone, les expériences de Heyn, si elles ne sont pas infirmées par d'autres, sont la première preuve *directe* que l'action du carbone est à peu près nulle sur les propriétés de l'acier trempé. En effet la dureté produite par la trempe a perdu 70 0/0 de sa valeur par revenu au-dessous de 400° (et le surplus est attribuable à l'écrouissage), tandis que le carbone de trempe ne se transforme en cémentite qu'entre 400 et 600°.

« Comme cependant l'acier trempé dégage, pendant le revenu, la plus grande partie de sa chaleur de trempe au-dessous de 400°, ce dégagement de chaleur ne peut plus être attribué

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

qu'au retour du fer allotropique à l'état α, et ce fer allotropique reste la seule cause possible des propriétés de l'acier trempé positivement. Quant à l'écrouissage, il a été invoqué comme cause de la trempe par André Le Chatelier et, dans des limites plus restreintes, par Grenet, alors que d'autres, comme l'auteur de cette note, sans en contester l'importance, ne s'en occupaient pas assez. Tout, à présent, peut se concilier.

« Il devient dès lors facile de serrer de plus près la définition des constituants de l'acier.

« La martensite est un mélange de fer α écroui et de fer allotropique ; elle contient le carbone à l'état de carbone de trempe en négligeant le carbone Cf.

« La troostite est une forme de transition où le fer allotropique passe de son maximum à une proportion nulle ou très faible. Le surplus du fer est à l'état α écroui et le carbone reste à l'état de carbone de trempe.

« L'osmondite est essentiellement du fer α écroui avec le carbone à l'état de carbone de trempe.

« La sorbite est une forme de transition où le carbone revient de l'état de carbone de trempe à celui de cémentation et le fer de l'état α écroui à l'état α recuit (ou cristallisé), avec liquation des deux constituants.

« La perlite est un mélange de cémentite et de fer α cristallisé.

« Les définitions paraissent tenir compte de tous les faits connus.

« S'il s'agit de classer un acier donné, ou, en cas d'hétérogénéité, une région donnée, d'un acier donné, il est évident que la micrographie à elle seule ne suffit pas et ne fournit qu'une première approximation, plus ou moins exacte, puisqu'elle n'est pas quantitative et dépend du jugement de l'observateur. Si on demande davantage, il faut avoir recours à une propriété physique mesurable, par exemple à la dureté ou à la résistance électrique, suivant les circonstances.

« La fragilité aussi pourrait rendre des services. Naturellement il y aurait à tenir compte, dans ces mesures, de la teneur en carbone et autres corps étrangers.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« Enfin les résultats de Heyn, en séparant nettement et quantitativement la troostite de la sorbite [1], séparent du même coup avec la même netteté les trempes positives (martensite et troostite) des trempes négatives (sorbite). Je ne parle pas de l'austenite, qui n'est pas en cause ici.

« De tout ceci, il résulte que l'on peut produire ces différents composés soit en modifiant la vitesse de refroidissement, c'est-à-dire les conditions de trempe, soit en opérant un revenu à température convenable. »

Telles sont les importantes remarques faites par Osmond sur les recherches de Heyn; nous avons tenu à les reproduire textuellement, parce qu'elles jettent assurément une grande clarté sur cette question si complexe des constituants de transition.

On voit quelle imprécision règne encore sur la nature des constituants de transition, autres que la martensite.

En résumé, ne faut-il pas voir, comme le dit Le Chatelier (Revue de Métallurgie, 1908, *p.* 169) *dans la troostite, la sorbite, la troosto-sorbite, l'osmondite, un seul constituant ayant reçu des noms différents suivant les circonstances de production. Ce serait probablement un agrégat très fin de ferrite et de cémentite.*

De plus, il faut bien noter que dans des alliages fer-carbone impurs d'autres constituants peuvent apparaître du fait des impuretés; comme exemple, nous donnons les micrographies d'une fonte phosphoreuse après différentes attaques (Phot. 15, 16 et 17). D'autre part, les traitements thermiques ou mécaniques peuvent singulièrement influencer la répartition des constituants (Phot. 25 à 32, Pl. VII et VIII).

THÉORIE DE LA TREMPE DES ACIERS

La théorie de la trempe des aciers a forcément été exposée au cours de l'étude du diagramme et des constituants.

[1] En l'absence de mesures exactes, j'ai jusqu'à présent placé trop bas cette limite entre la troostite et la sorbite. J'étais porté à la placer au voisinage du revenu à 320°, au lieu de 400°, ce qui me faisait comprendre dans la sorbite ce que Heyn appelle l'osmondite, avec son maximum de coloration. (Remarque de Osmond.)

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Toutefois, différents points sont à préciser :

Il faut considérer deux cas se rapportant l'un aux alliages renfermant moins de 2 0/0 de carbone (aciers), l'autre aux alliages renfermant plus de 2 0/0 de carbone (fontes).

Nous ne parlerons en ce moment que des premiers.

On se propose généralement d'obtenir par une telle trempe de la martensite. Pour cela il faut que le métal soit porté à une température légèrement supérieure au point de transformation le plus élevé.

Ce point de transformation varie suivant la ligne du diagramme.

On voit de suite comment variera la température de trempe avec la teneur en carbone. Nous y reviendrons dans la seconde partie.

Les deux points intéressants sur lesquels nous insisterons sont les suivants :

1° *Il est nécessaire que la température de trempe soit un peu supérieure au point de transformation le plus élevé ;*

2° *Il faut que la température de trempe ne soit pas beaucoup supérieure à ce point de transformation ;*

3° *Il est nécessaire de tenir compte dans une certaine mesure du temps de chauffage avant trempe.*

La température de trempe doit être un peu supérieure au point de transformation.

En effet ce point correspond à la formation de la solution solide (fer γ — carbone) qui engendrera par un brusque refroidissement de la martensite, plus ou moins mélangée d'austenite et des autres constituants de transition.

Il faut que la température soit plus élevée que le point de transformation : en effet, les transformations qui se passent sur les lignes considérées du diagramme sont des transformations reversibles ; le point de transformation à l'échauffement est, de ce fait, plus élevé qu'au refroidissement ; comme on part du métal froid, qu'on le chauffe avant trempe, il faut considérer nécessairement le point de transformation à l'échauffement; bien que l'acier soit trempé généralement au refroi-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

dissement, il est nécessaire que l'acier soit passé par le point de transformation à l'échauffement.

De plus, il faut évidemment que la transformation qui a lieu au point considéré du diagramme soit complète ; or, comme l'a fait remarquer Henry Le Chatelier dans un article d'une clarté et d'une précision remarquables surtout pour l'époque (*Revue générale des Sciences pures et appliquées*, 15 janvier 1897) et comme il l'a rappelé plus récemment dans la *Revue de Métallurgie* (1904, p. 335) la transformation qui se passe dans les aciers au point A_1 suit la loi générale qui régit la vitesse dans les phénomènes chimiques.

La vitesse, avec laquelle se produit une transformation à une température déterminée, est d'autant plus grande que :

1° La température absolue considérée est plus élevée;

2° Cette température est plus écartée du point de transformation.

Observons ce qui se passe, d'une part, pour une température supérieure au point de transformation; d'autre part, pour une température inférieure au point de transformation.

Pour une température supérieure au point de transformation les deux facteurs (température absolue, écart entre la température considérée et la température de transformation) agissent dans le même sens. La vitesse de transformation augmente donc très rapidement.

Au contraire, pour une température inférieure au point de transformation, ces deux facteurs agissent en sens inverse; en effet, lorsque la température à laquelle on se place augmente, la différence qui existe entre cette température et celle de transformation diminue.

Il arrive alors que la vitesse de transformation passe par un maximum.

Pour mieux faire comprendre ces phénomènes, qui sont d'ordre général et se rapportent à tous les phénomènes chimiques, nous rappellerons en les scindant les diagrammes schématiques, donnés par Le Chatelier (*Revue de Métallurgie*, 1904).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Sur l'axe des x on porte les températures, sur l'axe des y les vitesses de transformation. Le diagramme (*fig.* 60) représente un acier porté au-dessus de son point de transformation ; la vitesse de transformation croît très rapidement.

Le diagramme 61 représente la variation du phénomène au-dessous de son point de transformation. La vitesse de transformation passe par un maximum.

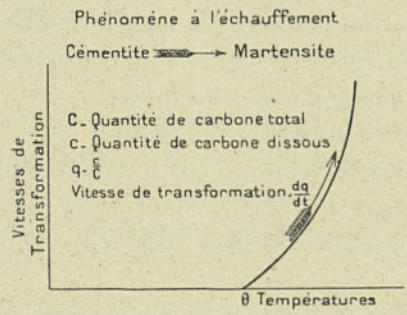


FIG. 60.

On voit donc que, si l'on considère un acier chauffé au-dessus de son point de transformation ; si on le refroidit lentement, la vitesse de transformation, nulle d'abord, augmente, passe par un maximum et tend vers zéro.

Mais, si l'on vient par un refroidissement brusque à faire passer l'acier d'une température supérieure à son point de transformation à une température pour laquelle la vitesse de transformation est devenue nulle, il n'y a plus de transformation possible : l'acier est trempé.

Suivant le bain de trempe utilisé, eau, huile, eau bouillante, bains métalliques, on peut passer plus ou moins rapidement cet espace critique, et toutes les recettes parfois si bizarres de la trempe n'ont pas d'autres motifs.

Considérons, enfin, un acier que nous avons trempé, nous sommes donc en ce moment en martensite. Réchauffons peu à peu cet acier ; nous allons lui faire subir un revenu pendant lequel petit à petit se reformera la perlite, et la transformation se fera avec une vitesse indiquée dans le diagramme

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

de la figure 61 en suivant une courbe analogue à celle du diagramme de la figure 62.

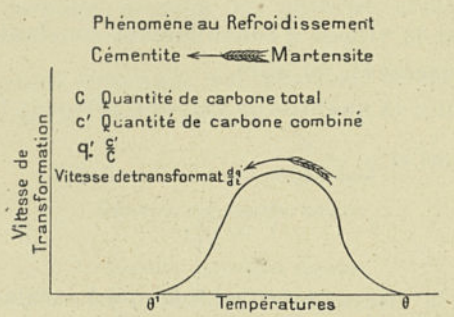


FIG. 61.

Si maintenant nous considérons, au lieu de la vitesse de transformation, le rapport du carbone combiné ou dissous au carbone total, nous aurons des courbes qui ont leur intérêt. La

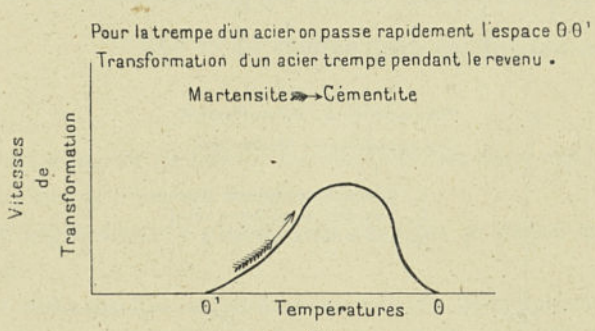


FIG. 62.

vitesse de transformation à l'échauffement peut être définie de la façon suivante :

Soit : c, quantité de carbone dissous ; C, quantité de carbone total, et

$$q = \frac{c}{C}.$$

La vitesse de transformation V sera :

$$V = \frac{dq}{dt}, \qquad (t = \text{le temps})$$

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ou

$$V = \frac{dq}{dT}, \qquad (T = \text{température})$$

si l'on suppose la vitesse d'échauffement constante.

Au refroidissement, on aura :

En appelant c' la quantité de carbone dissous ; C, la quantité de carbone total et $q' = \frac{c'}{C}$:

$$V' = \frac{dq'}{dT},$$

en supposant la vitesse de refroidissement constante ($V' =$ vitesse de transformation).

Si nous portons sur l'axe des x la température, sur l'axe des y le rapport $q = \frac{c}{C}$ pour l'étude du phénomène à l'échauffement et $q' = \frac{c'}{C}$ pour l'étude du phénomène au refroidissement, on obtient les diagrammes 63 et 64.

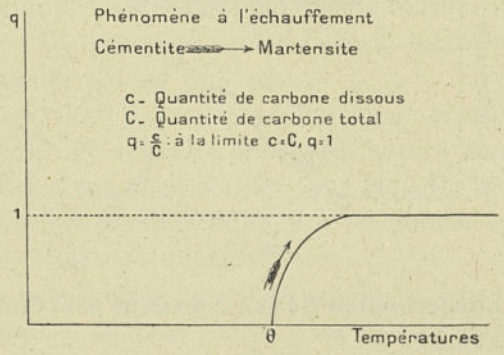


FIG. 63.

Le diagramme 64 montre un point d'inflexion qui correspond au maximum de la courbe du diagramme de la figure 62, puisque les premières courbes 61 et 62 sont les courbes des tangentes des dernières.

Ceci montre que :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

1° La transformation du carbone combiné en carbone dissous est rapide;

2° La ségrégation de la cémentite, c'est-à-dire la transformation du carbone dissous en carbone combiné est plus lente.

Telle est, aussi simplifiée que possible, la théorie moderne de la trempe des aciers au carbone.

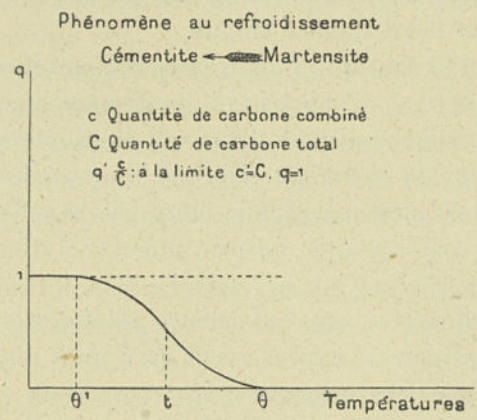


Fig. 64.

La température de trempe ne doit pas être bien supérieure au point de transformation le plus élevé.

Cette règle découle plutôt d'un résultat pratique que de la théorie.

On a remarqué — et nous reviendrons ultérieurement, sur ce point — que, si l'on élève la température de trempe bien au-dessus du point de transformation, la trempe a une intensité moindre et la fragilité augmente très nettement; c'est ainsi, par exemple, que, pour un acier à outil, la dureté diminue lorsqu'on élève trop la température de trempe, à moins qu'on le fasse revenir.

Le fait s'explique : il semble que plus la température est élevée, plus ce constituant complexe qu'est la martensite renferme de fer γ; au microscope, les aiguilles de martensite sont d'autant plus visibles, d'autant plus aisées à colorer que la

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

trempe a lieu à température élevée. Il ne faut pas, surtout lorsqu'on se propose d'obtenir une grande dureté, dépasser énormément le point de transformation le plus élevé : le maximum d'écart doit être de 50°.

Le temps de chauffage avant trempe peut jouer un certain rôle.

Le phénomène de trempe réside, répétons-le, dans la transformation de fer α en fer γ et la dissolution complète de la cémentite dans ce fer γ, la trempe ne pouvant maintenir que partiellement l'état stable à chaud.

En un mot, il faut qu'avant trempe la dissolution du carbure de fer dans le fer γ ait eu lieu, il faut même que la solution ainsi formée soit homogène. L'on voit alors intervenir le coefficient : *temps de chauffage*. Toutes choses égales d'ailleurs y compris la température, plus le temps de chauffage sera prolongé, dans une certaine mesure, plus la solution sera homogène.

Si ce coefficient a une importance relativement faible avec les aciers ordinaires, nous verrons qu'il en a une très grande pour certains aciers spéciaux.

Trempe des grosses pièces. — Nous avons supposé jusqu'ici que les transformations apportées par trempe se faisaient intégralement dans toute la masse du métal soumis au traitement.

Cela est vrai pour les pièces de dimensions relativement faibles. Il n'en est plus de même pour les masses métalliques volumineuses. Nous nous trouvons en présence de résultats très différents : si l'examen micrographique indique toujours de la martensite sur les bords, il montre de la troostite et de la sorbite à une certaine distance — souvent très faible — de la périphérie. Souvent même rencontre-t-on de la perlite au centre de la pièce.

La transformation n'est plus ici aussi complète que dans les pièces de faible volume ; il y a eu, en quelque sorte, un retour partiel à l'état normalement stable, c'est-à-dire à la perlite.

Ces aciers n'ont d'ailleurs pas les mêmes propriétés que ceux trempés sous un faible volume. Tandis que, par exemple, un morceau de petites dimensions, en acier dur, trempé à

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

bonne température dans l'eau froide, possède une très grande dureté et une énorme fragilité, ce même acier, trempé dans les mêmes conditions, mais sous un fort volume, n'est que bien peu fragile et possède une dureté plus faible.

L'effet de la trempe est donc moindre; il se rapproche de celui que l'on obtient en trempant de petites pièces dans un bain peu actif, tel que l'huile.

Cependant les propriétés mécaniques sont autres que celles des aciers recuits.

D'autre part, tandis que, dans les aciers qui, par trempe, deviennent martensitiques, le coefficient de dilatation et la valeur de la résistance électrique ne sont plus les mêmes que pour les aciers recuits, ici, pour les aciers trempés en grande masse, on ne trouve aucun changement à ce double point de vue.

Ceci tendrait donc à prouver que les constituants des aciers trempés en grande masse sont les mêmes que ceux des aciers recuits.

Mais alors deux questions se posent :

1° Pourquoi, si ces constituants sont les mêmes que ceux des aciers recuits, ne se comportent-ils pas de la même façon, vis-à-vis des réactifs micrographiques?

2° Si ces constituants sont les mêmes que ceux des aciers recuits, pourquoi n'y a-t-il pas identité dans les propriétés mécaniques des deux espèces d'aciers?

La troostite, constituant des plus caractéristiques des aciers dont nous nous occupons actuellement, n'est pas encore bien connue, elle a donné lieu déjà à de nombreuses discussions, comme nous l'avons vu. Cependant l'opinion émise récemment par Carl Bénédicks, dont les travaux sur les aciers au carbone sont si remarquables, semble excellente et a, je crois, été admise par la plupart des métallurgistes qui s'occupent de ces questions. Carl Bénédicks croit, comme nous l'avons dit, que la troostite est une émulsion de cémentite; ce composé y serait à l'état colloïdal.

Ceci permettrait d'expliquer l'identité de la résistance élec-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

trique et du coefficient de dilatation dans les aciers trempés à troostite et les aciers recuits.

Mais comment se fait-il que les propriétés mécaniques ne soient pas les mêmes dans ces deux sortes d'aciers? Deux théories ont été émises; elles sont toutes deux fort souriantes et ne se contrarient nullement.

La première a été émise en 1895, par André Le Chatelier; elle a été reprise tout dernièrement par Grenet. Elle peut se résumer comme suit : il n'y a pas conservation de l'état spécial dans lequel se trouvent le fer et le carbone à la température de trempe; mais il se fait, à basse température et dans le métal à l'état solide, un retour de cet état instable (martensite) à l'état normalement stable (perlite) à froid.

Or, la transformation de martensite en cémentité se fait avec augmentation considérable de volume. Qu'en résulte-t-il? Cette transformation, se faisant dans un milieu solide, le métal se trouve forcément écroui. On sait parfaitement que lorsqu'on écrouit un métal quelconque, en le laminant, en le forgeant, en l'étirant, etc., on augmente sa charge de rupture et surtout sa limite élastique, on diminue ses allongements et sa striction. C'est bien cet effet que l'on rencontre dans les aciers à troostite.

La seconde théorie, émise tout dernièrement par Henry Le Chatelier (*Revue de Métallurgie*, avril 1906, p. 153), s'appuie sur l'observation de Bénédicks qui admet l'existence de cémentite à l'état colloïdal dans la troostite. Qui dit cémentite à l'état colloïdal dit cémentite en un état de division extrêmement grand.

« On est alors amené, dit Henry Le Chatelier, à faire intervenir les tensions superficielles existant au contact des corps différents constituant cet agrégat. Or, la grandeur de ces forces croît très vite avec la petitesse des dimensions des éléments en contact. Par exemple, l'ascension capillaire de l'eau, négligeable dans un tube de verre de 1 millimètre de diamètre, pourra développer une pression de 15 atmosphères dans un tube de 1/10 000 de millimètre de diamètre. Or, les éléments de

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

la troostite, indiscernables au microscope, ont un diamètre bien plus faible encore.

« A ce point de vue, la différence de dureté entre l'acier trempé et l'acier recuit serait de même nature que la différence de fluidité observée entre des liquides de nature différente simplement superposés ou intimement mélangés à l'état d'émulsion. »

Ces deux théories expliquent nettement ce fait que les propriétés mécaniques ne sont pas les mêmes dans les aciers à troostite que dans les aciers recuits.

Nous nous trouvons donc, dans la trempe, en présence de deux phénomènes bien distincts qu'il nous paraît utile de résumer ici :

1° *Trempe de pièces de faible volume dans un bain très actif, tel que l'eau courante : il y a alors, la température de trempe étant bonne, production de martensite. Les propriétés mécaniques dépendent avant tout de la composition de l'acier et par conséquent de sa teneur en carbone, comme nous le verrons en détail dans la seconde partie ; pour un acier dur, on aura une très grande dureté minéralogique et une fragilité énorme.*

Le cas que nous venons d'examiner est relativement rare dans l'industrie ; il se présente cependant dans certains outils trempés.

2° *Trempe de pièces d'assez gros volume dans un bain très actif ou de pièces de faible volume dans un bain peu actif tel que l'huile.*

Il se produit alors, et plus spécialement, de la troostite ; sur le bord même, on trouve généralement de la martensite.

Ici, les propriétés mécaniques ne sont plus les mêmes que dans le cas précédent : c'est ainsi qu'un acier dur verra augmenter nettement sa limite élastique, diminuer ses allongements ; sa fragilité sera augmentée, mais dans des proportions relativement faibles. Il en sera de même de la dureté minéralogique.

C'est là le cas le plus fréquent dans l'industrie, c'est celui de la plupart des pièces de construction.

Dans le premier cas, il y a une véritable transformation du métal, le carbone passe à l'état de solution dans le fer, grâce

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

à un état allotropique de celui-ci ; on est, en somme, en présence d'un métal autre que celui qui existait à l'état recuit.

Dans le second cas, on peut admettre actuellement que le métal possède en partie les mêmes constituants qu'à l'état recuit, mais ces constituants sont à un état de division très grand ; le métal a subi un refroidissement trop lent pour que la transformation demeure aussi grande que dans le premier cas envisagé ; il y a un retour à l'état stable à la température ordinaire ; mais les constituants sont restés extrêmement divisés.

L'écrouissage provenant du changement de volume qui accompagne la transformation indiquée ou l'état colloïdal permettent d'expliquer, tous deux, les changements apportés dans les propriétés mécaniques par la trempe envisagée ainsi.

THÉORIE DU RECUIT DES ACIERS TREMPÉS

La théorie du recuit de l'acier trempé est extrêmement simple :

La trempe a eu pour effet de créer un état instable à la température ordinaire ; cela par brusque refroidissement d'un acier chauffé au-dessus de son point de transformation le plus élevé.

Le recuit, qui a pour but la restitution au métal de l'état normalement stable, à température ordinaire, consistera essentiellement dans un chauffage au-dessus du point de transformation *suivi d'un refroidissement lent*.

Autrement dit, on fait traverser à l'acier le même intervalle critique que dans la trempe, mais ici avec une vitesse suffisamment lente pour que la transformation n'ait pas lieu.

Nous n'insisterons pas sur la théorie du recuit de l'acier écroui ; on n'aurait qu'à appliquer les principes énoncés plus haut.

Nous tenons au contraire à nous arrêter sur la température de recuit, que ce recuit ait lieu sur pièces trempées ou écrouies.

Nous avons montré que la température de recuit d'une

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

pièce trempée doit, comme celle de trempe, être un peu supérieure au point de transformation le plus élevé.

La pratique démontre qu'il en est de même pour les aciers écrouis. Mais, d'autre part, il est nécessaire évidemment que le temps de chauffage soit suffisant pour que toute la pièce soit à la température voulue.

Enfin, il ne faut pas que la température de recuit soit bien supérieure au point de transformation le plus élevé. Ce principe découle d'une série d'essais extrêmement remarquables auxquels restent attachés les noms de Howe, Sauveur, Stead, Brinell, etc.

De ces travaux on est amené à tirer une série de lois que l'on peut exprimer ainsi :

Première loi. — *Pour un acier déterminé, chauffé à une température supérieure au point de transformation le plus élevé, le grain prend une dimension déterminée, caractéristique de la température.*

Nous l'appellerons *dimension normale.*

Deuxième loi. — *La dimension du grain croît proportionnellement à la température, lorsque celle-ci croît à partir du point de transformation le plus élevé.*

Troisième loi. — *L'influence de la température est d'autant plus importante que la teneur en carbone de l'acier est plus élevée.*

Autrement dit, à même température de recuit, le grain normal d'un acier est d'autant plus gros que la teneur en carbone est plus forte.

Quatrième loi. — *Si l'on porte un acier à une température supérieure à son point de transformation le plus élevé et si, par un traitement antérieur, l'acier possède un grain inférieur au grain normal, le grain du métal augmentera jusqu'à ce qu'il ait atteint les dimensions de ce dernier.*

Cinquième loi. — *Il faut un certain temps de séjour à une température pour que le métal atteigne la grosseur normale à cette température.*

Sixième loi. — *Si l'on chauffe un métal à une certaine température, que le grain ait pris les dimensions normales à cette*

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

température et qu'on vienne à le maintenir à une température moins élevée, mais toujours au-dessus du point de transformation et sans qu'il y ait eu refroidissement au-dessous de ce point de transformation, le grain ne se contracte pas.

Soit un acier porté à 1.200°, le grain acquiert les dimensions caractéristiques de cette température; faisons tomber la température à 900°, le grain aura toujours les mêmes dimensions; il ne se contracte pas.

Il en serait tout autrement si, au lieu de refroidir le métal à 900°, on avait baissé la température à 500°, au-dessous du point de transformation et qu'on l'ait réchauffé *ensuite* à 900°.

Septième loi. — *Lorsque la température d'un acier reste au-dessous du point de transformation, son grain ne varie pas.*

Huitième loi. — *Lorsqu'un acier est refroidi lentement après avoir été chauffé au-dessus de son point de transformation, il possède un grain de dimensions sensiblement égales à celles qu'il avait à la température de chauffage.*

Neuvième loi. — *On peut déduire de là qu'un métal, après recuit, possède un grain d'autant plus gros que la température à laquelle il a été porté est plus éloignée du point de transformation.*

Nous parlerons dans la seconde partie de la relation qui existe entre la grosseur du grain et les propriétés mécaniques.

THÉORIE DU REVENU DES ACIERS

Nous avons déjà vu ce qui se passe lorsqu'on chauffe à une température inférieure à son point de transformation le plus élevé un acier trempé : la structure change et l'acier revient, par stades, à l'état normalement stable à la température ordinaire, ainsi que nous l'avons vu précédemment, notamment dans l'étude de Heyn et dans les remarques d'Osmond.

Une température de 100-150° est suffisante pour produire déjà une différence structurale.

Il est bien évident que l'influence d'un revenu dépend :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

1° De la température de ce revenu ;

2° De la durée du chauffage.

La relation qui existe entre la trempe et le revenu vient d'être énoncée d'une façon extrêmement claire par Heyn : ainsi que nous l'avons vu, *l'état final des traitements, trempe et revenu, dépend du temps pendant lequel le métal a été maintenu pendant l'échauffement dans le cas du revenu, pendant le refroidissement, dans le cas de la trempe, dans chaque intervalle élémentaire de température entre le point critique et la température ordinaire.*

En d'autres termes, si un acier trempé à fond, qui est par suite à l'état martensitique, est maintenu au revenu pendant n secondes entre t et t' degrés, on obtient le même effet que si, pendant la trempe, on avait mis également n secondes à franchir l'intervalle $t'-t$.

De la double trempe. — Dans un très remarquable travail, Richard et Stead ont montré que si le traitement thermique est conduit de façon à produire de la *sorbite*, on a un métal bien supérieur à celui simplement recuit : la limite est beaucoup plus élevée et la charge de rupture un peu supérieure à celle des métaux recuits.

Pour obtenir de la sorbite, il faut tremper au-dessus du point de transformation et faire revenir à une température qui peut varier entre 300° et 700°, suivant le métal et la dureté que l'on veut avoir et l'on termine par un refroidissement à l'air ou bien par une trempe à l'eau.

Ce traitement a reçu le nom de double trempe.

Il consiste donc en une trempe dans les conditions ordinaires suivie d'un revenu que l'on arrête par une trempe.

En somme, la double trempe permet surtout d'arrêter le revenu d'une façon certaine.

Ce traitement indiqué d'abord par Walerand a été repris par André Le Chatelier et est utilisé dans la marine française. Y a-t-il là autre chose que l'effet d'une trempe suivie d'un revenu ?

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Aucune étude bien précise n'a été faite sur ce point, quoique des métallurgistes admettent que la seconde trempe n'a pour effet que de bien arrêter le revenu.

THÉORIE DE LA TREMPE ET DU RECUIT DES FONTES

La trempe d'une fonte, qui a pour but de la durcir superficiellement, se traduit par la transformation superficielle de la fonte grise en fonte blanche. Ceci, comme nous le verrons, s'obtient par la trempe en coquille.

La trempe de la fonte ne consiste donc nullement dans la production de la martensite, ainsi qu'on l'a souvent écrit.

Lorsqu'on coule de la fonte liquide, on peut obtenir :

De la fonte blanche, par un refroidissement rapide ;

De la fonte grise, par un refroidissement lent.

Ceci découle nettement du diagramme même, nous n'avons pas à y revenir. Dans le chapitre suivant, nous montrerons l'influence des différents éléments sur la structure des fontes.

Le recuit d'une fonte blanche pourra donner de la fonte grise : en effet, l'état stable d'une fonte correspond à la présence du graphite. Cet état stable sera d'autant plus rapidement atteint que le temps de recuit sera plus prolongé, la température du recuit plus élevée.

Mais il est bien à noter que l'on ne pourra passer de la fonte grise à la fonte blanche qu'en passant par l'état liquide.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE VII

THÉORIE DES TRAITEMENTS THERMIQUES DES FONTES ET DES ACIERS SPÉCIAUX

Relation entre la trempe et les points de transformation. — Loi de Roberts-Austen. — Nous avons vu qu'en général la trempe correspond au passage par l'un des points de transformation. De plus, l'étude du diagramme des aciers au carbone nous a montré le rôle de ces points de transformation.

Si au lieu de considérer les aciers ordinaires ou mieux les alliages fer-carbone, on examine les aciers spéciaux, c'est-à-dire les alliages de fer-carbone avec d'autres corps, on peut se demander ce que deviennent les points de transformation.

Roberts-Austen chercha à traduire par une règle générale l'influence des corps étrangers sur les points de transformation des alliages fer-carbone.

Il disait dans une conférence faite en 1889, à Newcastle :

« La relation avec la loi périodique de Mendeléef se retrouvera peut-être dans la propriété que possède un élément donné de retarder ou d'avancer la transformation du fer en sa variété allotropique. »

Il fut conduit quelques années après à énoncer la loi suivante :

Les éléments dont le volume atomique est inférieur à celui du fer abaissent le point de transformation magnétique et au refroidissement le point de transformation du carbone en augmentant en quelque sorte le pouvoir dissolvant de l'alliage pour cet élément. Au contraire, les corps dont le volume ato-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

mique est supérieur à celui du fer hâtent au refroidissement la combinaison du carbone et relèvent le point de transformation du fer vers la température de transformation du fer pur.

Il faut entendre par volume atomique d'un corps le rapport de son poids atomique à la densité.

De plus il est à noter que la comparaison entre deux aciers ne saurait avoir lieu que si les deux alliages ont même teneur en carbone.

Le volume atomique du fer est 7,2.

D'après la loi énoncée ci-dessus, les principaux corps qui abaisseraient les points de transformation sont :

Le carbone qui a pour volume atomique			.....	3,6
Le bore	—	—	.....	4,1
Le nickel	—	—	.....	6,7
Le manganèse	—	—	.....	6,9
Le cuivre	—	—	.....	7,1

Les principaux corps devant relever les points de transformation sont :

Le chrome ayant pour volume atomique			.....	7,7
Le tungstène	—	—	.....	9,6
L'aluminium	—	—	.....	10,9
Le silicium	—	—	.....	11,2
Le molybdène	—	—	.....	11,3
L'arsenic	—	—	.....	13,2
Le phosphore	—	—	.....	13,5
Le soufre	—	—	.....	15,7

Nous ne pensons pas que, dans l'état actuel de la question, cette loi puisse être regardée comme juste : le bore notamment n'abaisse pas les points de transformation.

Nous allons examiner les recherches qui ont été faites sur les points de transformation des différents aciers spéciaux et en même temps sur leur microstructure. Nous en déduirons l'influence des traitements thermiques.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ACIERS AU NICKEL

Points de transformation. — Certains aciers au nickel présentent d'une façon intense ce phénomène tout à fait spécial que l'on appelle l'*hystérésis*. Si l'on considère un acier ordinaire et qu'on étudie sa courbe d'échauffement et sa courbe de refroidissement, on note que les points de transformation présentés par ces deux courbes ne se trouvent pas aux mêmes températures, les points au refroidissement étant légèrement plus bas qu'à l'échauffement. Ceci est dû à ce que les transformations ne sont pas instantanées, comme nous l'avons déjà expliqué.

Le nickel augmente considérablement l'hystérésis, du moins lorsque son pourcentage n'est pas trop élevé.

Un acier à 4 0/0 de nickel présente une hystérèse de 100° pour les points de transformation magnétique. Pour 8 0/0 de nickel, l'hystérésis atteint 200°, 480° pour 15 0/0 de nickel, et 500° pour 20 0/0.

Ce sont donc des alliages *irréversibles ;* ils peuvent, à une même température, exister à l'état magnétique ou non magnétique, suivant le cycle des températures antérieures.

Voici les résultats obtenus par Osmond :

COMPOSITION				POINTS DE TRANSFORMATION MAGNÉTIQUE	
C	Ni	Si	Mn	AU REFROIDISSEMENT	A L'ÉCHAUFFEMENT
				degrés	degrés
0,19	0,27	0,31	0,79	715	735
0,19	3,82	0,20	0,65	628	710
0,17	7,65	0,21	0,68	530	710
0,23	15,48	0,24	0,93	145	623
0,16	24,75	»	0,32	27	540
0,61	26,20	»	0,46	< 0	»

Jusqu'ici nous n'avons considéré que les alliages renfermant moins de 25 0/0 de nickel.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Au delà de cette teneur, pour une faible teneur en carbone, il y a un changement très important ; tous les alliages sont réversibles, les points de transformation à l'échauffement et au refroidissement différant à peine de 10°.

Voici les points de transformation obtenus par Osmond :

COMPOSITION			POINTS DE TRANSFORMATION MAGNÉTIQUE	
C	Ni	Mn	AU REFROIDISSEMENT	A L'ÉCHAUFFEMENT
			degrés	degrés
0,23	31,44	0,49	124	138
0,46	35,70	0,28	232	276
0,30	43,04	0,68	375	401
0,11	58,30	0,38	523	557
0,68	69,20	0,41	557	590
0,07	76,75	0,68	545	582
0,12	88,95	0,38	457	488
0,09	92,20	0,74	415	450
0,10	94,70	0,86	388	425
0,12	98,50	0,55	345	384

Dans une note présentée à l'Académie des Sciences, le

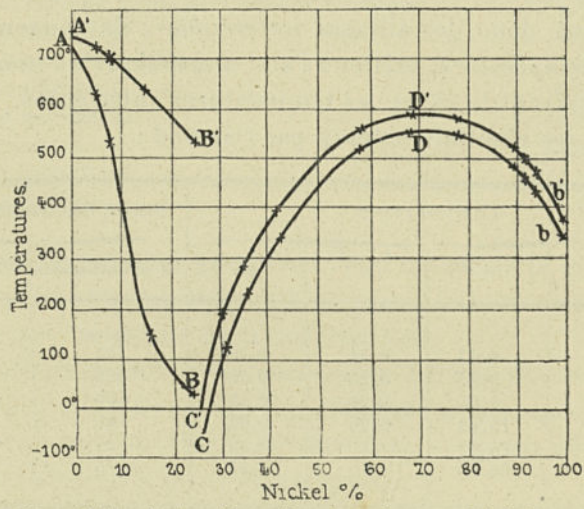


Fig. 65. — Points de transformation des aciers au nickel (Osmond).

3 juillet 1899, L. Dumas fit remarquer que les positions des

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

points de transformation magnétique ne dépendaient pas seu-

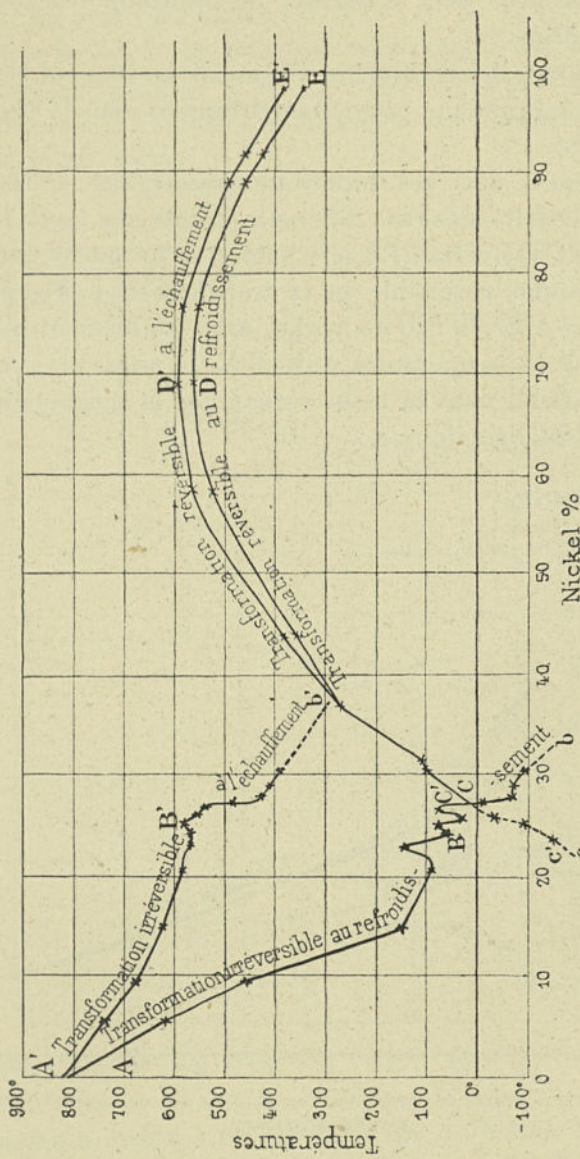


Fig. 66. — Points de transformation des aciers au nickel (Dumas).

lement de la teneur en nickel ; elles peuvent varier entre des limites éloignées de plusieurs centaines de degrés, suivant les

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

teneurs en carbone et en manganèse. La présence de ces deux éléments a pour effet d'abaisser de beaucoup les points de transformation.

Les résultats des recherches d'Osmond sur le point de transformation magnétique peuvent être résumés dans la courbe de la figure 65.

L. Dumas a, dans ses importantes recherches sur les aciers au nickel, fait ressortir différents points de haut intérêt, notamment que certains aciers subissent en même temps la transformation réversible et la transformation irréversible.

Un acier à 27,72 0/0 de nickel est sensiblement non magnétique à la température ordinaire; il est devenu magnétique réversible dans la neige carbonique et magnétique irréversible dans l'air liquide.

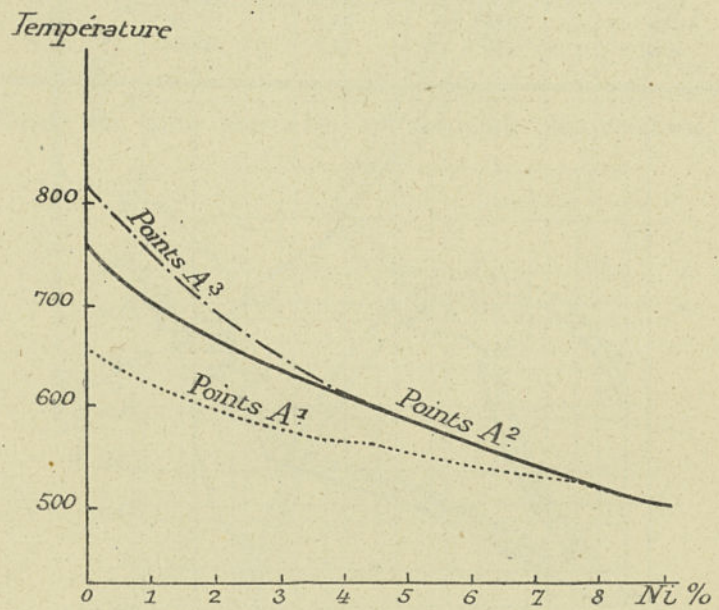


Fig. 67. — Points de transformation dans les aciers à basse teneur de nickel (Osmond).

C'est ainsi que Dumas a été conduit à prolonger les courbes déterminées par Osmond (*fig.* 66).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Les aciers au nickel à faible teneur en carbone possèdent, en dehors du point de transformation A_3, des points A_2 et A_1 comme les aciers au carbone.

Mais le nickel a une influence très notable sur la position de ces points; de plus A_3 et A_2 se réunissent pour une teneur d'environ 4 0/0 de nickel et A_1 lui-même semble disparaître pour 8 0/0 de nickel.

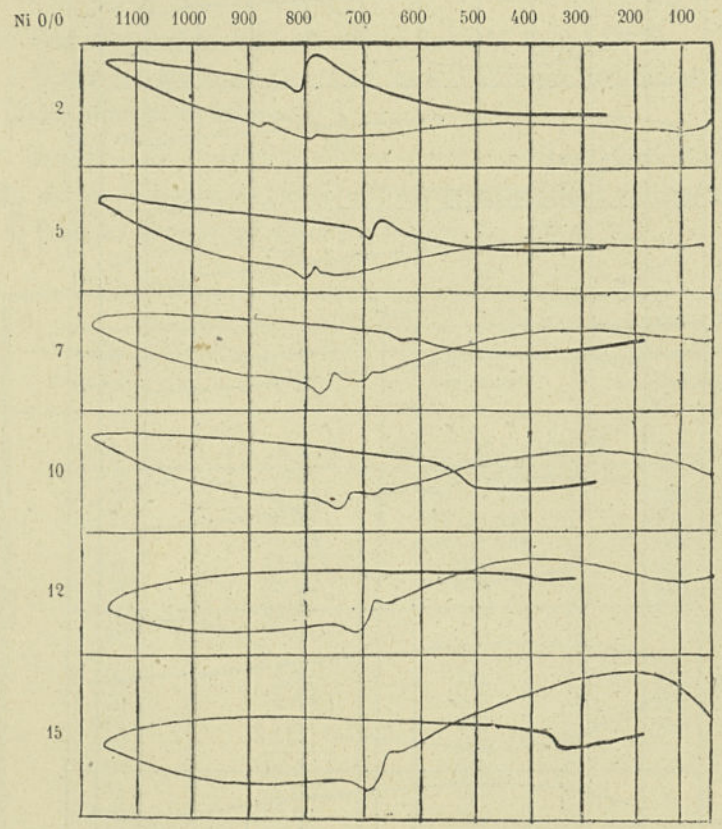


Fig. 68. — Points de transformation des aciers au nickel (Boudouard).

Osmond a étudié à ce point de vue différents échantillons préparés par Hadfield et renfermant environ 0, 160 0/0 de carbone.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

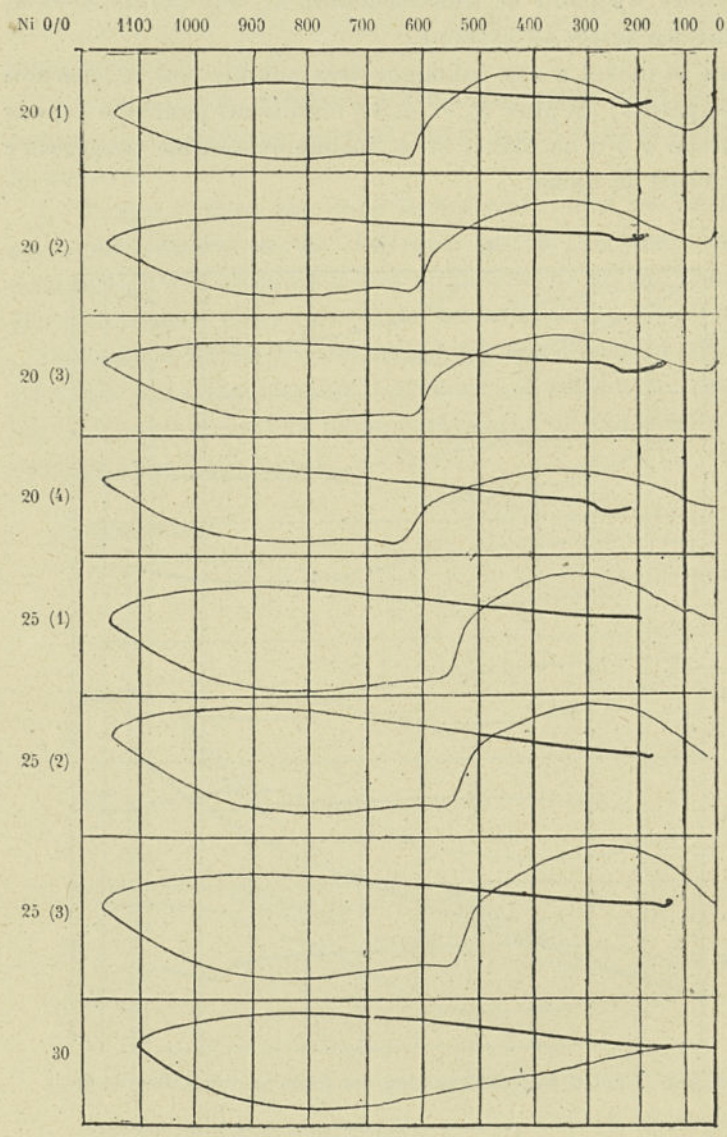


Fig. 69. — Points de transformation des aciers au nickel (Boudouard).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

TENEUR EN Ni 0/0	A_3	A_2	A_1
0	820	750	660
0,27	775 — 765	715 — 695	645 — 635
0,94	755 — 745	695 — 685	625 — 615
3,82	645 — 635		565 — 550
7,65	515 — 505		

Ces recherches sont résumées dans la figure 67.

Il n'a été question jusqu'ici que d'alliages fer-nickel à très faible teneur en carbone.

Boudouard a déterminé les points de transformation par la méthode thermo-électrique; ses résultats sont résumés dans le tableau suivant et dans les figures 68, 69 et 70.

COMPOSITION		REFROIDISSEMENT	
CARBONE	NICKEL	ÉCHAUFFEMENT	REFROIDISSEMENT
0,07	2,23	860 — 775 — 725	830 — 710 peu visible.
0,125	5,23	770 — 695	710
0,125	7,10	690 — 660	650
0,132	10,10	675 — 650	575
0,125	12,07	640 — 510	420
0,110	15,17	620	360
0,176	20,40	600	300
0,160	25,85	510	175
0,120	30,00	»	»
0,800	2,20	705	695
0,776	4,90	675	625
0,815	7,09	665	560
1,050	9,79	625	»
0,760	12,27	625	»
0,796	15,04	590	»
0,800	20,01	560	»
0,790	25,06	515 peu visible.	»
0,810	29,96	»	»

On voit nettement l'influence du carbone, tandis qu'il faut 30 0/0 de nickel dans la série des aciers à 0,120 0/0 de carbone pour faire disparaître le point de transformation au

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

refroidissement, il suffit de 9,79 0/0 de nickel avec 1,05 0/0 de carbone pour produire le même effet.

Micrographie. — L'examen micrographique (Phot. 33 à 36, Pl. IX) d'acier au nickel dans lequel on a fait varier le nickel et le carbone conduit à les diviser en trois classes distinctes :

CLASSES	MICROGRAPHIE	ACIERS A 0,120 C	ACIERS A 0,800 C
1	Perlite.....	Ni < 10	Ni < 5
2	Martensite.....	10 < Ni < 27	5 Ni < 15
3	Fer γ.....	27 < Ni	15 < Ni

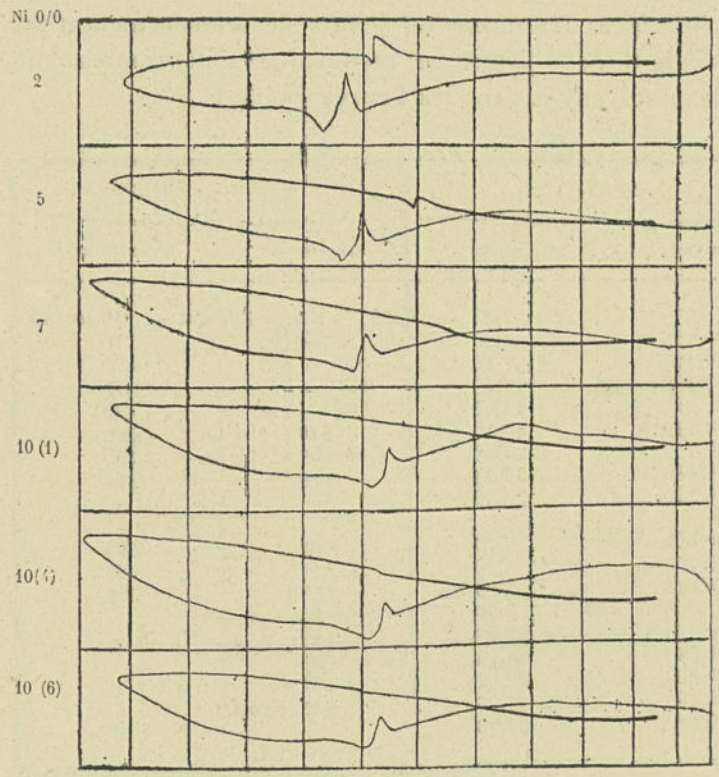


FIG. 70. — Points de transformation des aciers au nickel (Boudouard).

Nous n'entrons pas dans les détails des recherches qui nous ont conduit à ces conclusions. On les retrouvera dans nos

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

livres sur *les Aciers spéciaux* et dans notre traité sur *les Alliages métalliques*.

Insistons seulement sur deux points :

1° La structure à fer γ est caractérisée par des polyèdres extrêmement nets qui se colorent plus ou moins sous l'influence de l'acide picrique : c'est l'austenite pure ;

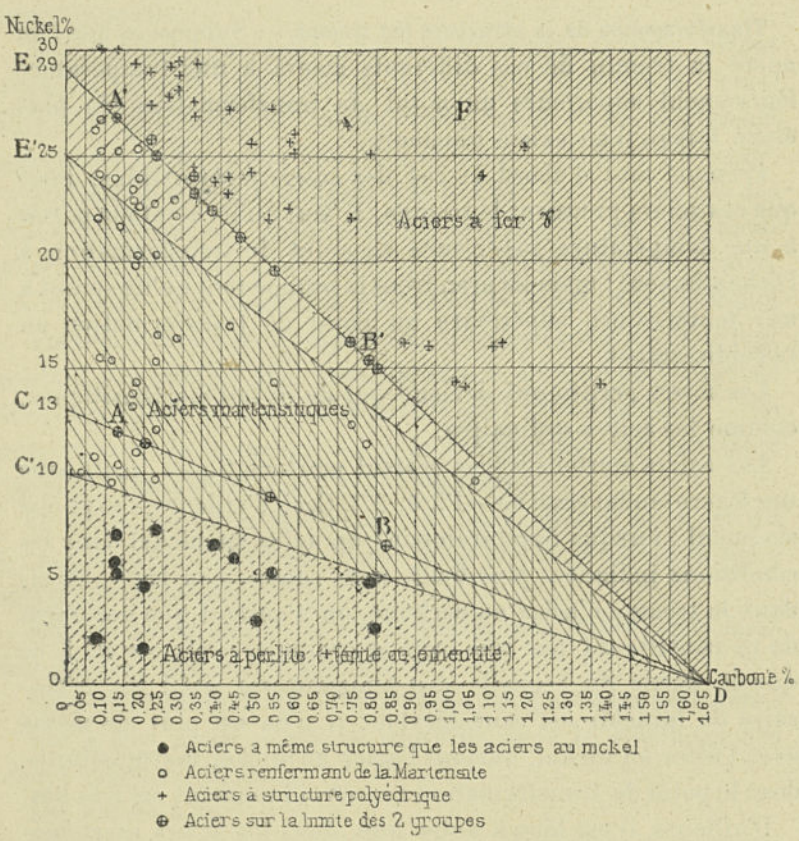


FIG. 71. — Diagramme des aciers au nickel.

2° Le passage de la première à la seconde classe comme celui de la seconde à la troisième ne se fait pas subitement, mais bien progressivement. On trouve donc des mélanges de perlite et de martensite ainsi que de martensite et de fer γ.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Les aciers ayant cette constitution sont en somme des termes transitoires.

Nous rappelons le diagramme donnant la structure des aciers au nickel en fonction de la composition (*fig.* 71).

En résumé on a trois groupes d'aciers : les aciers perlitiques, les aciers martensitiques, les aciers à fer γ.

Transformation de la structure par trempe. — Supposons que l'on opère la trempe de ces différents aciers à une température légèrement supérieure au point de transformation (le plus élevé lorsqu'il en existe plusieurs).

Prenons tout d'abord le cas des aciers irréversibles. Pour que ces aciers prennent la trempe, il faut qu'ils aient été portés à une température supérieure au point de transformation à l'échauffement ; mais ils prendront la trempe tant qu'ils seront à une température supérieure au point de transformation au refroidissement.

Les aciers perlitiques deviendront de ce fait martensitiques, comme les aciers ordinaires.

Les aciers martensitiques restent martensitiques, mais avec une légère tendance au fer γ (Phot. 37). Ceci, d'ailleurs, s'explique aisément : lorsque nous trempons un acier au nickel dans les conditions indiquées plus haut, nous sommes en fer γ. Or si, dans la trempe d'acier au carbone, on n'obtient que des traces de ce constituant par une trempe ordinaire, cela est dû à ce que la partie de l'échelle des températures qu'il est nécessaire de franchir est considérable ; il n'en est plus de même avec l'acier au nickel, surtout l'acier au nickel martensitique, dont le point de transformation au refroidissement est très bas.

D'ailleurs, il est bien à noter que, dans les aciers martensitiques, plus la teneur en nickel est élevée, toutes choses égales d'ailleurs, plus il se forme de fer γ dans la trempe, ce qui s'explique par la position de plus en plus basse du point de transformation. De plus on sait parfaitement qu'un acier au nickel perlitique à teneur en carbone assez élevée (0,300 au moins) donne généralement après trempe une dureté minéralo-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

gique moins grande qu'un acier ordinaire de même composition, mais ne renfermant pas de nickel, la trempe étant toujours faite à température légèrement supérieure au point de transformation. (Nous insistons sur ce dernier point parce que dans l'industrie on a pris souvent l'habitude de tremper les aciers au nickel, à même température que les aciers au carbone. Nous reviendrons longuement sur cette question dans la seconde partie.)

Nous pensons que cette différence de dureté notable surtout avec les aciers à 4 ou 5 0/0 de nickel s'explique par la formation d'un peu de fer γ, ou plus exactement d'une martensite plus riche en fer γ que celle des aciers au carbone. On a souvent remarqué dans l'industrie que le frottement donné par les aciers au nickel est, suivant le terme d'atelier, un frottement *gras;* nous pensons que c'est là qu'il faut en chercher la cause. Le remède — si remède il y a besoin — réside dans l'emploi d'une température de trempe aussi basse que possible. Il ne faut surtout pas oublier que la température de trempe (point de transformation au refroidissement) doit être inférieure — et cela parfois de beaucoup — à la température de chauffage (point de transformation à l'échauffement).

Il serait peut-être intéressant de faire revenir un acier au nickel trempé, ce revenu ayant pour but de détruire le fer γ qui pourrait exister.

Nous avons examiné les aciers perlitiques et les aciers martensitiques; restent les aciers à fer γ.

Ceux-ci se subdivisent en deux groupes d'ailleurs peu nets :

Les aciers à fer γ qui se trouvent dans le voisinage des aciers martensitiques ;

Les autres à fer γ.

La trempe agit sur ces deux catégories d'aciers d'une façon très différente :

1° Pour les aciers dans le voisinage des aciers à fer γ, la trempe relève les points de transformation. Le point de transformation au refroidissement est relevé d'une façon extrêmement nette (par exemple de 150 à 450°), tandis que le point de

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

transformation à l'échauffement est peu changé (différence de 25 à 50 au maximum) ; en un mot la trempe diminue l'hystérèse.

Ces faits découlent nettement des recherches de Dumas.

2° Pour les autres aciers à fer γ, il n'y a pas d'influence sur les points de transformation ;

3° Pour les premiers, ils sont non magnétiques avant trempe ; ils sont magnétiques après trempe ;

4° Aucun changement ne survient dans les propriétés magnétiques des autres aciers à fer γ ;

5° Au point de vue microstructure, la trempe n'a aucune influence sur les derniers, tandis qu'elle fait apparaître dans les premiers de la martensite ou de la troosto-sorbite (Phot. 38, Pl. X).

Ces observations se corroborent. Les aciers devenant magnétiques doivent contenir un autre constituant que du fer γ. D'autre part, le point de transformation au refroidissement étant relevé, nous sommes dans la région de la martensite.

Il s'ensuit que les propriétés de ces aciers changent complètement et que l'acier devient fragile et perd ses allongements.

Nous reviendrons sur les propriétés mécaniques dans la seconde partie.

On peut se demander quels sont, parmi les aciers à fer γ, ceux qui sont susceptibles de semblable transformation.

Ce sont, avons-nous dit, les premiers aciers à fer γ, mais peut-on préciser davantage? Les recherches que nous avons faites ont nettement établi que, toutes choses égales d'ailleurs, plus les aciers renferment de carbone, plus le nombre des aciers caractérisés par la teneur en nickel et pouvant se transformer est importante.

Ainsi, si l'on considère les aciers au nickel à 0,120 0/0 de carbone, les aciers à fer γ commencent à peu près à 30 0/0 de nickel, les aciers que l'on peut transformer sont exactement dans le voisinage de 30 0/0 ; dès 32 0/0, on n'observe plus de transformation.

Si l'on examine au même point de vue les aciers au nickel renfermant 0,800 0/0 de carbone, ils sont à fer γ dès que la

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

teneur en nickel atteint 15 0/0; mais ici on transformera par trempe tous les aciers contenant entre 15 et 25 0/0 de nickel; l'échelle des transformations est beaucoup plus étendue que dans le premier cas.

Dans tous les cas, la transformation est d'autant plus accusée, la quantité de martensite formée d'autant plus grande que la teneur en nickel est plus faible; ainsi trempés de la même façon, deux aciers à 0,800 0/0 de carbone, l'un contenant 25 0/0 de nickel, l'autre 15 0/0, ce dernier présentera beaucoup plus de martensite que le premier. Quand on considère les autres aciers à fer γ et qu'on les trempe au-dessus du point de transformation, on ne produit aucune transformation. Nous verrons que les propriétés mécaniques sont cependant légèrement modifiées (partie II, chap. XXIII).

En résumé, les aciers au nickel perlitiques deviennent martensitiques par trempe.

Les aciers au nickel martensitiques restent martensitiques ou présentent une tendance au fer γ d'autant plus accentuée que, toutes choses égales d'ailleurs, ils ont une teneur en nickel plus élevée.

Les aciers à fer γ ne sont pas modifiés par trempe, à moins qu'ils ne se trouvent dans le voisinage des aciers martensitiques, alors ils se présentent ce constituant en plus ou moins grande abondance.

Transformation de la structure par recuit. — Les aciers perlitiques ne subissent par recuit aucune transformation autre que celle des aciers au carbone, mais, pour atteindre le même effet, il faut une température moins élevée.

Les aciers martensitiques restent martensitiques par recuit, quelque lent que soit le refroidissement.

Nous avons fait des expériences réitérées à ce point de vue, nous n'avons jamais pu transformer un acier martensitique en acier perlitique. Si le recuit a lieu à température élevée (800-900°), on peut noter une tendance à la structure polyédrique.

Pour les aciers à fer γ, la question est plus complexe.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Dumas a montré que le recuit a des effets analogues à la trempe; il tend à diminuer l'hystérésis, c'est-à-dire que, après le recuit, la distance séparant les deux points de transformation (échauffement et refroidissement) tend à devenir moindre.

Ceci indique que par le recuit comme par la trempe les aciers ayant des points de transformation voisins de la température ordinaire peuvent de non magnétiques devenir magnétiques.

Les premiers aciers polyédriques seuls sont atteints par le recuit au point de vue microstructure; ils donnent de la martensite et de la troosto-sorbite comme la trempe (Phot. 39 et 40, Pl. X).

Mais le recuit atteint des aciers à plus forte teneur en nickel que la trempe.

En résumé : par recuit les aciers perlitiques restent perlitiques, les aciers martensitiques restent martensitiques, bien qu'en équilibre instable ; quelques aciers à fer γ sont transformés.

ACIERS AU MANGANÈSE

Points de transformation. — Bien que les points de transformation des aciers au manganèse aient fait l'objet de recherches moins importantes que ceux des aciers au nickel, il y a cependant des résultats bien établis.

Osmond a montré que le manganèse abaisse les points critiques du fer.

Voici les résultats qu'il a présentés à l'Académie des Sciences en 1897 :

COMPOSITION			RALENTISSEMENT PRINCIPAL	RECALESCENCE
C	Mn	Si		
0,29	0,27	0,05	800 — 715	685
0,32	0,50	0,06	760 — 690	664
0,43	1,00	0,03	725 — 690	648
0,46	1,08	0,07	720 — 643	643

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le point de transformation magnétique s'abaisse plus vite que le point de recalescence, et ces deux points coïncident déjà, quand la teneur en manganèse s'élève à 2,50 0/0, en un point critique unique dont la température est voisine de 400°. Si le manganèse croît au delà de 2,5 0/0, le point critique en apparence unique et qui se manifeste au refroidissement tombe au-dessous de 400° (*fig.* 72).

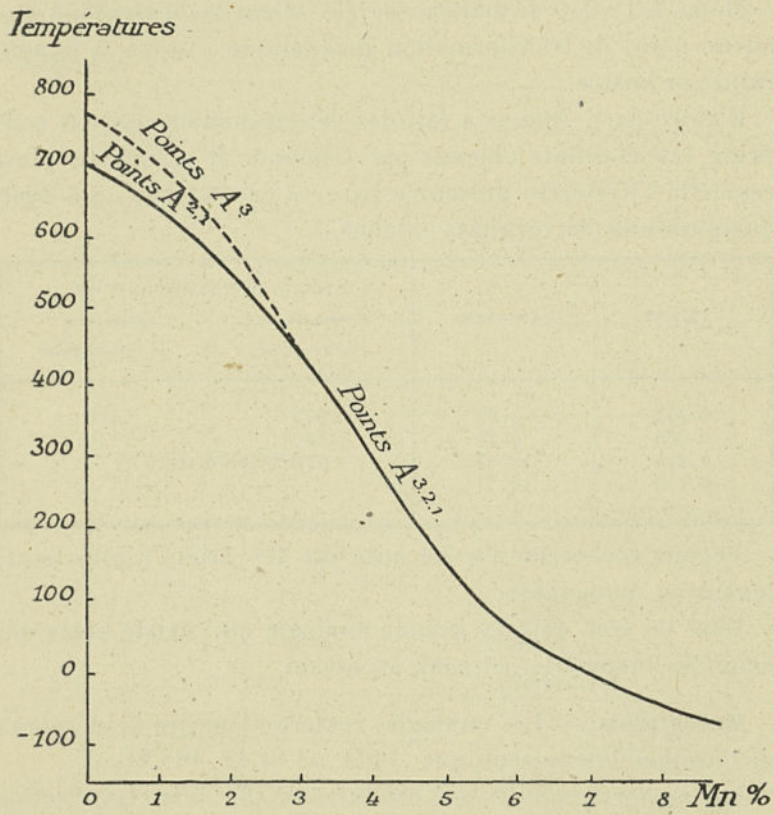


FIG. 72. — Points de transformation des aciers au manganèse (Osmond).

Un acier :

C	0,450
Si	0,11
Mn	4

a son point de transformation entre 300 et 200.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Un autre acier :

C	0,320
Si	0,26
Mn	5

présente un point critique qui est au-dessous de 100°.

A partir de 7 0/0 de manganèse le point critique au refroidissement devient très voisin de la température ordinaire.

Même à 12 0/0 de manganèse, les aciers ne présentent plus aucun point de transformation magnétique jusqu'à la température ordinaire.

D'autre part, Dumas a fait des déterminations qui ont confirmé les résultats obtenus par Osmond. Il a fait, de plus, ressortir l'hystérèse présentée par ces aciers ; voici, en effet, quelques-uns des résultats obtenus :

CARBONE	MANGANÈSE	POINTS DE TRANSFORMATION	
		A L'ÉCHAUFFEMENT	AU REFROISSEMENT
0.353	3.09	672	425
0.066	8.29	660	175
0.295	10.83	non transformé à — 78	
0.135	12.77	—	—

Aucune recherche n'a été faite sur les aciers à plus haute teneur en manganèse.

Mais on voit déjà la grande analogie qui existe entre les aciers au manganèse et ceux au nickel.

Micrographie. — Les analogies ressortent encore bien mieux de l'examen micrographique (Phot. 41 et 42, Pl. XI).

Les recherches faites ont conduit, en effet, à la classification suivante :

CLASSES	MICROGRAPHIE	ACIERS A 0,200 C	ACIERS A 0,800 C
1	Perlite	$Mn < 5$	$Mn < 3$
2	Martensite ou troosite	$5 < Mn < 12$ 0/0	$3 < Mn < 7$
3	Fer γ	$Mn > 12$	$Mn > 7$

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

On voit que cette classification se rapproche beaucoup de celle donnée pour les aciers au nickel.

Deux points cependant sont à noter :

1° Les changements de classe se font pour des dosages de manganèse bien inférieurs à ceux de nickel ;

2° La seconde classe présente soit de la martensite pure, soit un mélange martensite et troostite, soit de la troostite sensiblement pure.

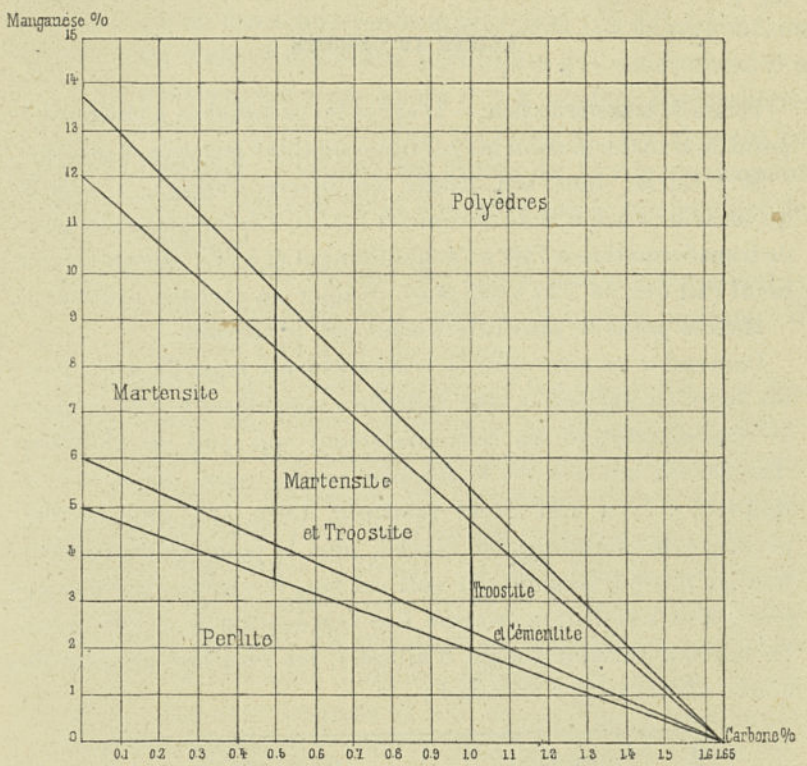


Fig. 73. — Diagramme des aciers au manganèse.

Ceci dépend essentiellement de la teneur en carbone ; la troostite apparaît dès 0,5 0/0 de carbone.

Il est, d'ailleurs, à noter que, dans les aciers au nickel les plus carburés, on trouve non pas de la martensite pure, mais des aiguilles de troosto-sorbite.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le diagramme de la figure 73 résume la constitution des aciers au manganèse.

Transformation de la structure par trempe et recuit. — On raisonnera sur les aciers au manganèse identiquement comme on l'a fait sur les aciers au nickel. Il nous faut cependant remarquer que les aciers caractérisés par la troostite donneront par trempe de la martensite pure ou mélangée d'un peu de fer γ.

ACIERS AU CHROME

Points de transformation. — D'après les recherches d'Osmond, le point de transformation magnétique semble à peu près invariable.

Mme Curie, dans son *Étude des aciers trempés*, a montré qu'un acier à 3,4 0/0 de chrome et 1,07 0/0 de carbone a ce point de transformation à 746° à l'échauffement et à 727° au refroidissement (au lieu de 725 à 695 pour un acier au carbone ordinaire).

Mais le point le plus intéressant est le suivant :

Osmond a montré que la température à laquelle a été porté un acier au chrome a une influence considérable sur le point de transformation au refroidissement qui suit ce chauffage (Discussion qui a suivi le *Rapport sur les aciers au chrome*, de Hadfield : Iron and Steel Institute, 1892, II) ; plus la température de chauffage est élevée, plus le point de transformation au refroidissement qui suit est bas, le chrome paraît s'opposer à la dissolution comme à la ségrégation de la cémentite. Le tableau suivant donne, d'ailleurs, les résultats pour un des aciers observés par Osmond :

TEMPÉRATURE DE CHAUFFAGE MAXIMUM	TRANSFORMATION AU REFROIDISSEMENT
835	713 — 716
1030	682 — 692
1220	635 — 643
1320	640 — 600

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Micrographie. — Les aciers au chrome forment en quelque sorte le type intermédiaire entre les aciers au nickel ou au manganèse d'une part et les aciers au tungstène ou au molybdène d'autre part (Phot. 43 à 46, Pl. XII).

En effet les aciers au chrome sont perlitiques ou martensitiques comme les aciers au nickel ou au manganèse ; mais ils présentent aussi un carbure double comme les aciers au tungstène ou au molybdène.

Dans l'étude des aciers renfermant 0,200 0/0 de carbone, on trouve tout d'abord des aciers perlitiques qui contiennent 0 à 7 0/0 de chrome; dans ces aciers il y a un fait particulièrement intéressant à noter et qui a été mis tout spécialement en vue par Osmond : c'est que les grains de ferrite deviennent de plus en plus petits au fur et à mesure que le pourcentage de chrome augmente.

A partir de 7 0/0 de chrome, les aciers sont martensitiques; cette martensite apparaît sous l'action de l'acide picrique ; il en est ainsi jusqu'à 14,5 0/0 de chrome.

A ce pourcentage l'acide picrique ne fait apparaître que des polyèdres assez mal définis entourés de points blancs extrêmement brillants. Si l'on fait une attaque à l'acide chlorhydrique ou au bisulfate de potassium, on voit apparaître, dans l'intérieur des polyèdres, de la martensite extrêmement fine. Ce point a son importance; il prouve, en effet, que la martensite, qui contient une quantité assez élevée de chrome en solution, est de nature spéciale. Au delà de ce pourcentage on rencontre des polyèdres qui sont toujours entourés de grains blancs brillants, mais dans lesquels il est impossible de faire apparaître de la martensite. Petit à petit ces grains blancs envahissent la préparation et on obtient une image qui est comparable à celle d'un beau ciel étoilé, comme l'a dit Osmond.

Si l'on examine les aciers renfermant environ 0,800 0/0 de carbone, on trouve d'abord des aciers perlitiques jusqu'à 3 0/0 de chrome.

De 3 à 9 0/0 de chrome, les aciers présentent une troostite très compacte semblable à celle que l'on rencontre dans les

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

aciers au manganèse. L'acier à 9 0/0 de chrome attaqué à l'acide picrique nous a donné des polyèdres bordés de petits rognons noirs; ce même acier attaqué à l'acide chlorhydrique ou au bisulfate de potassium nous a donné de la martensite dans l'intérieur des polyèdres.

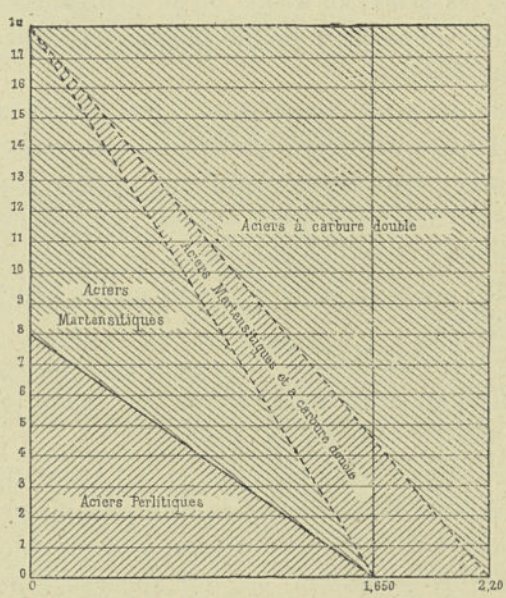


Fig. 74. — Diagramme des aciers au chrome.

A 14,5 0/0, on obtient toujours de la martensite dans les polyèdres; mais elle est très clairsemée. On aperçoit des grains blancs très brillants. A 18,6 0/0, on ne voit plus du tout de martensite, les grains blancs sont plus nombreux, et cela continue, tant que le pourcentage de chrome augmente.

Qu'est-ce donc que ces grains blancs que l'on trouve dans une classe déterminée d'aciers au chrome ?

Par cémentation on peut faire naître ce constituant spécial dans un acier perlitique ou martensitique.

C'est donc un carbure.

Au point de vue micrographique ce constituant présente différents caractères qui le rapprochent de la cémentite; c'est

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ainsi qu'il est coloré en noir par le picrate de soude en solution sodique.

On note, de plus, que la teneur en chrome allant en augmentant, toutes choses égales d'ailleurs, les grains se colorent d'autant moins facilement par le picrate. On doit donc admettre que le chrome entre dans la composition de ce carbure. Ce doit être un carbure double.

En résumé, la micrographie nous conduit, pour les aciers au chrome, aux subdivisions suivantes :

CLASSES	MICROSTRUCTURES	ACIERS A 0,200 C	ACIERS A 0,800 C
1	Perlite.....	De 0 à 7 0/0 Cr	De 0 à 3 0/0 Cr
2	Martensite ou troostite.....	De 7 à 15 0/0 Cr	De 3 à 10 0/0 Cr
3	Constituant spécial et martensite....	De 15 à 20 0/0 Cr	De 10 à 18 0/0 Cr
4	Constituant spécial.	Teneur en Cr > 20 0/0	Teneur en Cr > 18 0/0

Le diagramme de la figure 74 résume la constitution des aciers au chrome. Il est tout particulièrement à noter que la ligne qui sépare les aciers martensitiques des aciers à martensite et à carbure a été tracée hypothétiquement, comme il a été indiqué dans nos mémoires particuliers.

Transformation de la structure par trempe. — Si l'on soumet les aciers perlitiques à une trempe à température légèrement supérieure au point de transformation le plus élevé, on produit évidemment de la martensite.

D'après ce que nous avons dit, la température de trempe sera d'autant plus basse que la teneur en chrome sera plus élevée (il n'est question ici que des aciers perlitiques).

Les aciers martensitiques restent après trempe martensitiques avec une légère tendance au fer γ.

Les aciers au chrome à carbure ne voient leur structure transformée que par une trempe faite à très haute température vers 1.200° (Phot. 47 et 48, Pl. XII).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le carbure double se dissout, et il semble se former du fer γ qui apparaît en petits polyèdres blancs.

On peut se demander si la température de 1.200° est nécessaire pour que le carbure se dissolve. Ne suffirait-il pas de prolonger le chauffage à 850° pour opérer la dissolution? Les expériences faites ne sont pas suffisamment précises, pour que l'on puisse l'affirmer, bien que ce soit très probable.

Transformation de la structure par recuit. — Les aciers perlitiques ne subissent aucune transformation particulière.

Les aciers martensitiques ont leur structure accentuée par le recuit; dans certains de ces aciers, on voit apparaître de la troostite.

Les aciers à carbure double sont peu modifiés; les grains blancs de carbure double augmentent cependant. Lorsque le recuit est assez prolongé, dans les aciers à carbure on remarque que les grains de ce constituant viennent se ranger et former les bords de polyèdres remplis d'un eutectique (Phot. 49, Pl. XIII).

D'autre part, dans un acier à 40,2 0/0 de chrome très carburé, un recuit à 1.200° pendant quatre heures donne la texture très nette d'un eutectique (Phot. 50, Pl. XIII).

Dans tous les cas, les aciers au chrome sont légèrement adoucis par un recuit à 900° de faible durée.

ACIERS AU TUNGSTÈNE

Point de transformation. — D'après les déterminations faites, il semble que le tungstène tende à relever les points de transformation du carbone.

A_3 paraît se rapprocher de la valeur qu'il a pour le fer pur et tend ensuite à disparaître.

De plus la position des points critiques varie énormément avec le cycle des températures antérieures et de la vitesse de refroidissement, comme pour les aciers au chrome.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Osmond cite l'exemple d'un acier dont la composition est la suivante :

C	0,42
W	6,25
Si	0,05
S	0,01
Ph	0,02
Mn	0,28

Lorsqu'il est refroidi à partir de 920°, cet acier donne deux points critiques : l'un, vers 690° ; l'autre, vers 650°.

Lorsqu'il a été chauffé à 1.015°, le premier point est à peu près le même (670°), mais le second s'abaisse à 625° environ.

Lorsqu'on le porte à 1.210°, le premier point critique n'est presque plus sensible, le second reste très accentué et s'abaisse à 500°. Le point critique inférieur paraît bien correspondre au point de recalescence des aciers au carbone.

D'autre part, Otto Böhler, utilisant la méthode de Roberts-Austen, a montré qu'un acier contenant 0,850 0/0 de carbone et 7,78 0/0 de tungstène présente deux points critiques (710 et 550°) ; le premier est visible seulement si le métal n'a pas été chauffé au-dessus de 1.100° environ. Le second n'apparaît que si la température a dépassé 1.000°. Entre ces deux températures, on voit les deux points.

De plus, la prolongation du chauffage à une température donnée équivaut, au point de vue de la position et de la forme des points critiques, à un chauffage plus court à une température supérieure.

Micrographie. — Les aciers au tungstène présentent deux structures : les aciers perlitiques et les aciers à carbure double (Phot. 51 et 52, Pl. XIII). Nous entendons par là des aciers qui contiennent non pas de la cémentite, mais bien le carbure double. Ces aciers présentent généralement un fond de sorbite.

Si l'on considère les aciers à 0,200 0/0 de carbone, de 0 à 10 0/0 de tungstène, ils ont même constitution que les aciers au carbone ; mais la perlite est plus déliée que dans

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ceux-ci ; même à un faible grossissement, on aperçoit les lamelles alternantes de ferrite et de cémentite.

A 10 0/0 de tungstène, on voit des lamelles ou des points extrêmement fins qui apparaissent en blanc par l'acide picrique.

C'est ce constituant que l'on rencontre dans tous les aciers contenant jusqu'à 40 0/0 de tungstène.

Pour les aciers à environ 0,800 0/0 de carbone, de 0 à 5 0/0 de tungstène, on trouve de la perlite.

Dès 5 0/0, on voit apparaître le constituant spécial : tantôt il est en points extrêmement petits, généralement en filaments déliés ; parfois même quelques grains ont échappé au traitement mécanique et ont gardé une forme cristalline très nette.

L'acier à 39,9 0/0 de tungstène n'a pu être forgé ; il présente des particularités micrographiques très intéressantes ; les cristaux du constituant spécial ont pu se former lentement et se développer pendant le refroidissement, et, comme ils n'ont pu être brisés par le traitement mécanique, ils ont gardé une netteté très grande.

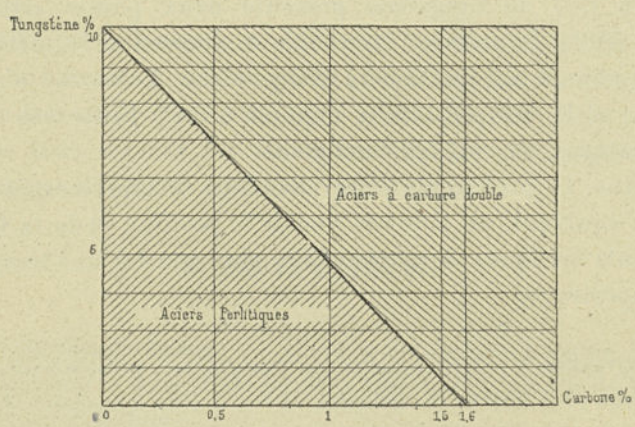


FIG. 75. — Diagramme des aciers au tungstène.

En résumé, la micrographie des aciers au tungstène conduit à la subdivision suivante :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CLASSES	MICROGRAPHIE	ACIERS A 0,200 C	ACIERS A 0,800 C
1	Perlite	W < 10	W < 5
2	Carbure double.....	W > 10	W > 5

Le constituant est bien un carbure double parce qu'on le fait apparaître par simple cémentation. Il est à noter que les aciers à perlite peuvent être des aciers à ferrite et perlite ou à perlite et cémentite, mais ils ne contiennent jamais de carbure spécial.

Le diagramme de la figure 75 résume la structure des aciers au tungstène.

Transformation de la structure par trempe. — Les aciers perlitiques deviennent martensitiques; mais il faut une trempe à température un peu plus élevée que pour les aciers au carbone.

Sur les aciers à carbure double la trempe à 850° produit une martensite extrêmement fine et laisse une partie du carbure non dissous, du moins lorsque la teneur en tungstène est assez élevée. Plus la température de trempe est supérieure à 850°, moins la quantité de carbure respectée par la trempe est importante.

Les premiers aciers à carbure double prennent superficiellement la trempe à l'air; c'est dire qu'à la surface il se forme des aiguilles de martensite, lorsqu'on chauffe aux environs de 1000° et qu'on refroidit à l'air.

Recuit. — Le recuit n'amène aucune transformation particulière; dans les aciers à carbure, ce constituant augmente de volume.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ACIERS AU MOLYBDÈNE

Points de transformation. — Peu de travaux ont été faits sur les points de transformation des aciers au molybdène.

Cependant Mme Curie a donné les points de transformation magnétique de trois de ces aciers.

COMPOSITION		POINTS DE TRANSFORMATION MAGNÉTIQUE		DIFFÉRENCES
C	Mo	au chauffage	au refroidissement	
0,51	3,5	730	686	44
1,25	3,4	730	689	41
1,72	3,9	710	683	27

On ne peut rien déduire d'un aussi petit nombre d'observations.

Micrographie. — Les aciers au molybdène sont semblables aux aciers à tungstène : ils sont ou à perlite ou à carbure double (Phot. 53 et 54, Pl. XIV).

La série des aciers à environ 0,200 0/0 de carbone nous a donné les résultats suivants : de 0,5 à 1 0/0 de molybdène, ils présentent de la perlite, mais cette perlite est beaucoup plus déliée que dans les aciers au carbone ordinaire.

A 2 0/0 de molybdène, on note déjà un changement de structure : la perlite devient extraordinairement divisée; à 5 0/0 de molybdène, on ne voit plus de perlite; on est en présence d'un constituant spécial caractérisé par un vermiculé très ténu. Les aciers à plus haute teneur en molybdène vont tous donner cette même structure. Parfois le traitement mécanique a épargné quelques cristaux de constituant spécial que l'on distingue en rognons plus ou moins prononcés.

Dans la série des aciers à 0,700 0/0 de carbone, on a tout

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

d'abord une perlite très divisée. Dès 1,2 0/0 on aperçoit quelques grains blancs isolés du constituant spécial. Ces points blancs s'accentuent au fur et à mesure que le molybdène augmente.

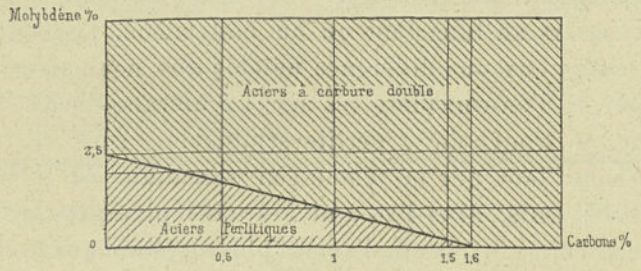


FIG. 76. — Diagramme des aciers au molybdène.

A 10 0/0, on voit en dehors des rognons blancs un véritable eutectique qui doit être formé par la ferrite et le constituant spécial.

Le tableau suivant résume les résultats obtenus par voie micrographique :

CLASSES	STRUCTURES	ACIERS A 0,200 C	ACIERS A 0,800 C
1	Perlite.....	Mo < 2	Mo < 1
2	Carbure	Mo > 2	Mo > 1

Le diagramme de la figure 76 est, bien entendu, analogue à celui des aciers au tungstène.

Au point de vue traitement, on raisonnera sur ces aciers comme sur les aciers au tungstène.

ACIERS AU VANADIUM

Points de transformation. — D'après les différents essais qui ont été faits sur ce sujet, notamment par Fütz (*Revue de Métallurgie*, août 1907, p. 776), l'influence du vanadium est peu

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

sensible sur Ar_1, sauf dans les basses teneurs pour lesquelles il paraît y avoir une légère augmentation. Le vanadium ne modifie pas l'hystérésis.

Micrographie (Phot. 55 à 58). — Ces aciers se rapprochent un peu des aciers au tungstène ou au molybdène. Cependant il existe entre eux une différence notable que nous signalerons plus loin. Si l'on considère ces aciers renfermant 0,200 0/0 de carbone, on trouve de la perlite semblable à celle des aciers au carbone, tant que la teneur en vanadium est inférieure à 0,7 0/0 ; mais, dans l'attaque à l'acide picrique, la ferrite semble se colorer en brun, d'autant plus aisément que la teneur en vanadium est plus élevée.

Au delà de 0,7 0/0 de vanadium, on voit toujours de la perlite, mais on aperçoit très nettement dans cette perlite des grains blancs qui apparaissent même par polissage en bas-relief.

On voit ces grains blancs envahir de plus en plus la préparation, de telle sorte qu'à 3 0/0 de vanadium on ne voit plus du tout de perlite, mais bien des grains blancs qui affectent toujours la forme triangulaire.

Les aciers à 0,800 0/0 de carbone donnent des résultats analogues ; seuls changent les pourcentages en vanadium, pour lesquels on note les changements micrographiques.

On voit que, jusqu'à 0,5 0/0, on obtient de la perlite pure ; au delà de 0,5 0/0 on trouve de la perlite et le constituant spécial. Enfin, à partir de 7 0/0, on ne rencontre plus du tout de perlite, on ne voit plus que le constituant spécial très développé et en abondance d'autant plus grande que le pourcentage du vanadium est plus élevé.

Un point assez curieux à noter est la constitution des aciers qui renferment simultanément la perlite et le constituant spécial :

Ils présentent une texture se rapprochant beaucoup des aciers à 0,600-0,700 0/0 de carbone, alors qu'ils en contiennent réellement 0,900 à 1 0/0.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Nous en verrons ultérieurement l'explication. En résumé, la constitution des aciers au vanadium bruts de forge est résumée dans le tableau suivant :

CLASSES	STRUCTURES	ACIERS A 0,200 C	ACIERS A 0,800 C
1	Perlite.....	Va < 0,7	Va < 0,5
2	Perlite et carbure....	0,7 < Va < 3	0,5 < Va < 7
3	Carbure et perlite....	3 < Va	7 < Va

Le constituant spécial est bien un carbure ; il se produit par simple cémentation.

On trouve ici une classe d'aciers, qui est, en somme, intermédiaire entre la première et la troisième ; mais elle est extrêmement importante ; elle montre, en effet, que le carbure se forme au détriment de la perlite ; tandis que le carbure augmente, la perlite diminue et la ferrite prend naissance.

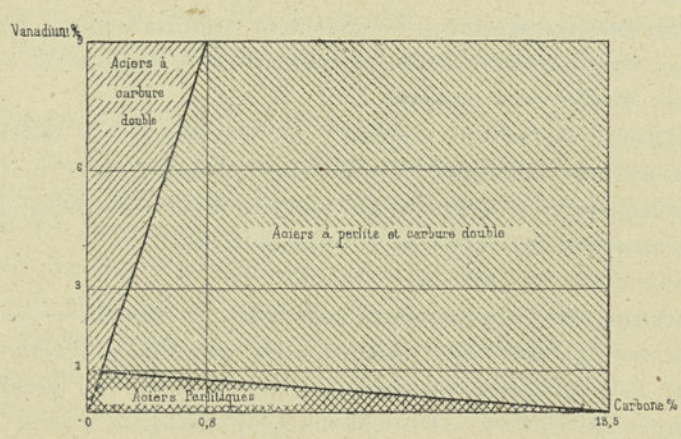


Fig. 77. — Diagramme des aciers au vanadium.

Dans les aciers au tungstène ou au molybdène, le carbure double semble se former par transformation de la cémentite ordinaire en cémentite spéciale.

Il existe des aciers au vanadium très carburés formés de carbure et de ferrite ; tandis que les aciers au tungstène ou

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

au molybdène très carburés renferment toujours de la perlite ou de la sorbite, mais jamais de ferrite pure.

Le diagramme des aciers au vanadium est représenté dans la figure 77.

On y trouve tout d'abord la droite, qui sépare les aciers perlitiques des aciers qui renferment du carbure. Mais ceux-ci doivent être divisés en deux groupes : les aciers dont tout le carbone est à l'état de carbure et ceux qui renferment et du carbure de vanadium et de la perlite. L'autre droite, qui découle des recherches que nous venons de décrire, semble bien indiquer cette séparation. Elle montre que plus l'acier renferme de carbone, plus il faut de vanadium pour que tout le carbone soit à l'état de carbure.

Transformation de la structure par trempe. — La trempe à 850° modifie tous les aciers perlitiques en donnant de la martensite.

Avec tous les aciers qui renferment simultanément de la perlite et du carbure double, on obtient de la martensite, et le carbure double reste inaltéré.

Enfin les aciers dans lesquels tout le carbone se trouve à l'état de carbure double ne subissent aucune transformation par la trempe, et cela quelle que soit la température de trempe, quelle que soit la vitesse de refroidissement.

Transformation de la structure par recuit. — Les aciers perlitiques ne subissent une transformation que s'ils sont très carburés. Il y a précipitation de carbone à l'état de graphite (Phot. 58, Pl. XV). C'est un phénomène analogue à celui que nous rencontrerons dans les aciers au silicium.

Les aciers à carbure double ne subissent aucune transformation.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ACIERS AU SILICIUM

Points de transformation. — Osmond a montré que le point A_3 tend à remonter et à se rapprocher du point critique du fer pur. De plus, ce point est d'autant moins sensible que le pourcentage de silicium est plus élevé. Vers 2 0/0 on ne peut plus le constater. Le point A_2 tend à s'abaisser, tandis que le point A_1 tend à remonter pour coïncider avec le point A_2.

Dans le fort intéressant mémoire qu'il a présenté à la réunion de septembre 1903 de l'Iron and Steel Institute, Thomas Baker a étudié la variation des points de transformation.

Il constate, comme Osmond, comme M. le professeur Arnold, que 5 0/0 de silicium font disparaître le point A_3. Le point A_2 se déplace d'environ 8° pour chaque 1 0/0 de silicium. Quant au point A_1, il était très peu visible dans les aciers étudiés par Baker, ceux-ci étant extrêmement peu carburés.

Micrographie (Phot. 59 et 60, Pl. XV). — Les aciers au silicium présentent ou de la perlite ou du graphite, parfois ces deux constituants simultanément. La série des aciers renfermant environ 0,200 0/0 de carbone nous a donné les résultats suivants :

De 0,5 à 5 0/0 de silicium, on a la structure perlitique. A 5 0/0 de silicium, on aperçoit des taches blanches par polissage, en bas-relief, et on distingue nettement avant toute attaque des points noirs très fins, qui sont du graphite. Après attaque, on retrouve ces constituants et de la perlite qui se trouve hors des taches blanches. Pour une teneur plus élevée en silicium, mais inférieure à 20 0/0, on n'a plus que des plages blanches bordées de graphite ; parfois on distingue autour de ce graphite quelques grains très brillants, toujours en très petites quantités.

Dans un acier à 20 0/0, on voit nettement du graphite et deux constituants, dont l'un très bien cristallisé. Pour une

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

teneur en silicium très grande, on rencontre des cristaux très bien définis entourés d'un eutectique ; ils sont d'autant plus importants que le silicium est en plus grande quantité.

L'étude des aciers renfermant 0,800 0/0 de carbone conduit identiquement aux mêmes résultats, à cela près que la perlite ou le graphite s'y trouvent en plus importante quantité.

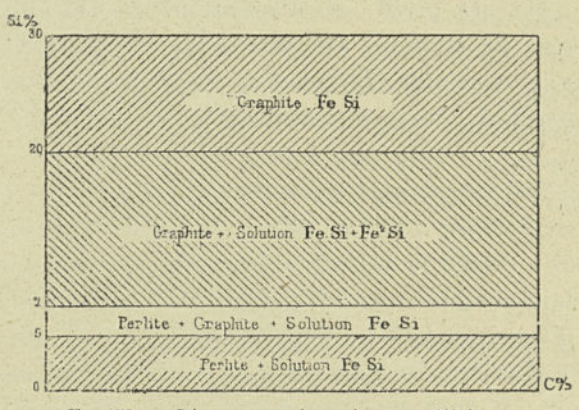


FIG. 78. — Diagramme des aciers au silicium.

Il faut donc conclure de suite que la teneur en silicium a seule une influence sur la constitution de ces aciers et que le carbone n'en a aucune.

Nos recherches sur les aciers au silicium sont résumées dans le diagramme de la figure 78, qui est extrêmement simple. Le plan est divisé en 4 régions par des parallèles à l'axe des x (le carbone n'a, en effet, aucune influence sur la constitution de ces aciers), menées par les points, 5, 7 et 20 0/0 de silicium. Au-dessous de la première nous avons tout le carbone combiné ; entre la seconde droite et la première, il y a une partie du carbone qui est combinée, l'autre qui est à l'état de graphite. Au-dessus de la seconde droite, il n'y a plus de perlite [1], mais bien du graphite seulement ; l'espace compris entre la deuxième et la troisième droite correspond aux aciers dont le silicium est

[1] Des recherches fort intéressantes faites par M. Wust, il semble découler que dans les alliages riches en silicium une partie de carbone pourrait diminuer à l'état de combinaison.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

à l'état de solution et qui peuvent contenir, en outre, un peu de composé Fe^2Si. Au-dessus de cette troisième droite se trouvent les aciers contenant le composé FeSi. Toutefois, nous notons une divergence que nous ne saurions expliquer, entre la composition de certains ferrosiliciums et de certains aciers à même teneur en silicium.

Transformation de la structure par trempe. — Les aciers au silicium perlitiques subissent les mêmes transformations que les aciers ordinaires au carbone.

Les aciers dont le carbone est précipité à l'état de graphite ne subissent aucune transformation. Quant aux aciers qui renferment et de la perlite et du graphite, ils montrent après trempe une structure un peu spéciale qui est la même, quelle que soit la température de trempe. Les îlots de perlite sont remplacés par des îlots de martensite ; le reste est formé de grandes plages blanches ne contenant aucune trace de martensite. Ceci est bien en rapport exact avec la théorie.

Transformation de la structure par recuit. — Le recuit précipite le carbone combiné à l'état de graphite (Phot. 60, Pl. XV). Le temps de recuit nécessaire pour que tout le carbone, soit à l'état de graphite est d'autant plus faible que :

1° La teneur en silicium est plus forte;

2° La température est plus élevée.

Comme pour les fontes (recherches de Charpy et Grenet), nous avons noté que :

1° La séparation du graphite commence à une température d'autant plus basse que la teneur en silicium est plus forte ;

2° La séparation du graphite une fois commencée se continue aux températures inférieures à celle où s'amorce la réaction;

3° A température constante, la séparation du graphite s'effectue progressivement avec une vitesse d'autant plus faible que la température est plus basse et la teneur en silicium plus faible.

Nous ne parlons pas ici des aciers à l'aluminium, au cobalt

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

à l'étain et au titane, qui ne présentent pas d'intérêt industriel. Nous renverrons, à leur sujet, à nos traités spéciaux; il nous paraît intéressant de donner les résultats des aciers au bore.

ACIERS AU BORE

En 1895, Moissan et Charpy ont communiqué à l'Académie des Sciences les résultats de leurs recherches sur un acier au bore contenant 0,17 0/0 de carbone et 0,58 0/0 de bore.

Leurs conclusions peuvent se résumer comme suit :

1° L'acier considéré donne un point critique à 1.140° en dehors des points A_3, A_2, A_1;

2° Les propriétés mécaniques varient de la façon suivante avec le traitement thermique :

TRAITEMENT	R	A 0/0	TRAITEMENT	R	A 0/0
Forgé et recuit...	46	11	Trempé à 1.100°..	129,5	3,1
Trempé à 800°....	85,6	5,1	Trempé à 1.200°..	92,3	0,9
Trempé à 900°....	120	2,7			

De plus, Moissan et Charpy ont remarqué que la dureté des aciers au bore n'augmente pas par la trempe.

Nous avons fait une étude systématique des aciers au bore ; la préparation de ces alliages ne présente aucune difficulté spéciale, le ferro-bore est un produit obtenu couramment au four électrique.

Nous donnons dans le tableau suivant les analyses et les propriétés mécaniques d'aciers au bore que nous avons examinés, et que nous n'avons pas encore publiés, du moins dans nos livres. De plus, ces aciers n'ayant pas encore donné lieu à des applications industrielles, il n'en sera pas question dans la seconde partie de ce livre.

Les essais montrent nettement l'influence du bore qui augmente la charge de rupture à l'état normal et surtout d'une façon intense après trempe.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

On remarquera tout spécialement la grande fragilité de tous ces aciers normaux, bien que les allongements de quelques-uns atteignent 27 et 34,50/0.

COMPOSITION						PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES A L'ÉTAT NORMAL					PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES A L'ÉTAT TREMPÉ A 800°				
						Essai à la traction				Essai au choc en kilogr.	Essai à la traction				Essai au choc en kilogr.
C	Bo	Mn	Si	S	Ph	R	E	A 0/0	Σ		R	E	A 0/0	Σ	
0,180	0,215	0,076	0,232	0,012	0,023	37,5	20,2	34,5	57,5	3	68,5	57	7,5	36,5	6
0,224	0,462	0,292	0,163	0,015	0,015	39,6	20,2	27	55	3	147,5	100	6,5	30,6	6
0,207	0,844	0,600	0,782	0,014	0,013	50,1	29,8	14,0	26,8	3	175	130	4	10,6	6
0,281	1,514	0,600	0,641	0,005	0,018	51,7	31,5	5,5	4,5	2	120	126	1	0	3
0,471	0,155	0,370	0,283	0,020	0,020	51	34,5	17	27,3	3	A mal cassé				3
0,595	0,406	0,295	0,292	0,016	0,023	54	39	18	22,8	3	»	»			1

On notera aussi que la fragilité est également moindre après trempe ; la microstructure nous donnera l'explication de ce fait.

Enfin, il est à retenir que le pourcentage du bore qui donne le maximum d'effet pour les aciers peu carburés est de 0,8 0/0.

Micrographie. — Lorsqu'on examine la structure de ces aciers, après l'attaque à l'acide picrique, on aperçoit de la perlite en quantité légèrement inférieure à celle qui correspond à la teneur en carbone de l'acier.

La ferrite présente une coloration un peu irrégulière qui semble indiquer la présence d'une solution solide fer-bore. De plus, elle montre quelques grains ronds, très durs, que met en relief le polissage. Si l'on attaque au picrate de soude, tous ces grains apparaissent en brun noir, comme la cémentite.

L'importance de ce constituant spécial croît avec la teneur en bore et cela sans que la perlite diminue.

La trempe à 850° fait disparaître ces grains ronds dans les aciers à faible teneur en bore ; mais dès que cet élément est

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

en quantité un peu importante (0,8 0/0 environ), le constituant spécial subsiste, même lorsque la trempe est faite à 1.300° et que le temps de chauffage avant trempe est prolongé.

Un recuit à haute température développe un peu les grains ronds ; la cémentation n'a pas d'influence sur la plus ou moins grande quantité de ce corps, mais un recuit oxydant (en présence d'oxyde de fer) le détruit.

Il faut conclure de là à l'existence d'un boro-carbure de fer à faible teneur en carbone. La teneur en bore de l'acier intervient seule dans la plus ou moins grande quantité de ce constituant.

En résumé, ces recherches montrent que :

Les aciers au bore normaux sont constitués par une solution solide fer-bore à très faible teneur en bore, de la perlite et un corps spécial qui paraît un boro-carbure de fer.

La présence de ce composé amène une très grande fragilité qui disparaît par trempe, lorsque ce composé entre lui-même en solution.

Enfin, les propriétés des aciers au bore trempés méritent d'attirer l'attention des industriels.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ACIERS QUATERNAIRES

ACIERS NICKEL-MANGANÈSE

La structure des aciers nickel-manganèse se déduit de celles des aciers au nickel et des aciers au manganèse. Le diagramme que nous donnons a été tracé *a priori* et a été vérifié par de nombreux essais (*Revue de Métallurgie*, 1905, p. 825).

Considérons trois axes de coordonnées *ox*, *oy* et *oz*, portons sur *oz* les teneurs en carbone, sur *ox* les teneurs en nickel, sur *oy* les teneurs en manganèse.

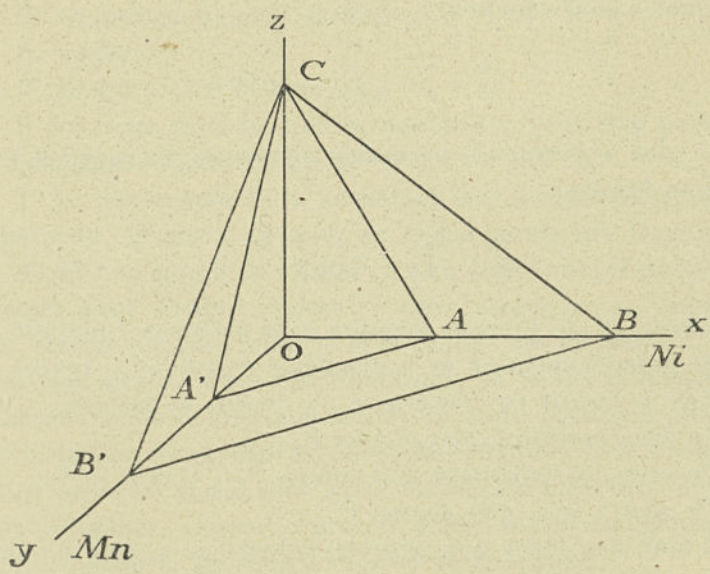


Fig. 79. — Diagramme des aciers nickel-manganèse.

Dans le plan *zox*, traçons le diagramme des alliages fer-carbone-nickel ; dans le plan *zoy*, traçons celui des alliages fer-carbone-manganèse. Le premier se compose des deux

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

droites 1,650-29 et 1,650-13 CB, CA; et le second des deux droites 1,650-13,5 et 1,650-6 CB′, CA′.

Admettons pour le moment que le nickel et le manganèse ajoutent purement et simplement leurs effets.

Joignons les points A et A′, d'une part, et BB', d'autre part. Il est à noter que ces deux droites sont sensiblement parallèles.

Nous aurons ainsi le diagramme des aciers nickel-manganèse.

Le trièdre donné par les trois axes et le plan P correspondra aux aciers perlitiques; l'espace compris entre les deux plans P et P′ correspondra aux aciers martensitiques; l'espace situé en avant du plan P′ correspond aux aciers à fer γ.

On peut d'ailleurs traduire autrement ce diagramme.

Le plan séparant les aciers perlitiques des aciers martensitiques a pour équation :

$$\frac{x}{13} + \frac{y}{6} + \frac{z}{1,650} - 1 = 0.$$

Le plan séparant les aciers martensitiques des aciers à fer γ a pour équation :

$$\frac{x}{29} + \frac{y}{13,5} + \frac{z}{1,650} - 1 = 0.$$

Soient : P, le premier membre de la première équation ; et P′, le premier membre de la deuxième équation (x, teneur en nickel ; y, teneur en manganèse ; z, teneur en carbone).

Un acier perlitique doit donner $P < 0$.

Un acier martensitique doit donner $P > 0$ et $P' < 0$.

Un acier à fer γ doit donner $P' > 0$.

Il faut bien noter que, pour des valeurs de x, y, z, qui donneront à P et P′ des valeurs voisines de 0, on aura des aciers qui seront à la limite de deux classes dans les zones de transition.

Enfin, pour des valeurs de P′ très peu supérieures à 0, on devra avoir des aciers qui sont susceptibles de subir les transforma-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

tions qu'on a indiquées pour les aciers au nickel et les aciers au manganèse.

Ce diagramme, nous l'avons dit, a été vérifié avec soin.

Aux points de vue trempe, recuit et revenu, on raisonnera sur les aciers nickel-manganèse comme sur les aciers au nickel et les aciers au manganèse de même structure.

ACIERS NICKEL-CHROME

Les recherches que nous avons faites sur ces aciers nous ont conduit aux conclusions suivantes :

1° Les structures présentées par les aciers normaux sont :

A. La perlite, avec ferrite ou carbure ;

B. La martensite ;

C. La martensite avec carbure ;

D. Le fer γ ;

E. Le fer γ avec carbure.

Il est sous-entendu que la martensite peut être pure, ou accompagnée de ferrite ou de fer γ.

2° Le mécanisme de la formation des structures, lorsqu'on ajoute du chrome à un acier au nickel paraît être le suivant :

A. Si l'on ajoute du chrome à un acier au nickel perlitique, l'acier peut d'abord conserver cette structure, si l'addition de chrome est assez faible et si la somme des éléments C + Ni est peu élevée; dans ces conditions, la seule influence du chrome est de donner à la ferrite un grain beaucoup plus fin. Si l'addition du chrome est assez importante et si les teneurs en carbone et en nickel sont assez élevées, la structure devient martensitique. Comme dans les aciers nickel-manganèse, la formation de la martensite dépend de la somme :

$$C + Ni + Cr.$$

L'équivalence entre ces trois corps est la suivante :

1,650 0/0 C équivaut à 29 0/0 Ni et à 18 0/0 Cr.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le chrome a donc une action intermédiaire entre celle du manganèse et celle du nickel.

B. Si l'on ajoute du chrome à un acier au nickel martensitique, l'acier peut d'abord rester martensitique si l'addition de chrome est assez faible ; pour une proportion assez élevée de ce corps, il se forme du carbure en quantité qui paraît dépendre de la teneur en carbone, et enfin on obtient généralement un mélange de martensite, de carbure et de fer γ.

Il arrive parfois, lorsque la teneur en chrome est suffisante, que l'on obtient une structure formée seulement de fer γ et de carbure.

C. L'addition de chrome dans un acier au nickel à fer γ n'apporte d'abord aucun changement dans la structure ; mais lorsque la teneur en chrome est assez importante, il y a formation de carbure.

Ce phénomène commence à une teneur d'autant plus faible en chrome que la teneur en carbone est plus importante, et la quantité de carbure libre présent dans un acier est d'autant plus forte que, toutes choses égales d'ailleurs, la teneur en carbone et en chrome de l'acier est plus élevée.

En un mot, l'effet du chrome s'ajoute à celui du nickel pour produire la martensite ou le fer γ; mais la teneur en chrome étant assez élevée, il y a formation de carbure qui est en quantité d'autant plus importante que les teneurs en carbone et en chrome sont d'autant plus élevées.

On raisonnera donc sur les modifications apportées aux aciers nickel-chrome par la trempe, le recuit et le revenu, comme on l'a fait sur les aciers au nickel ou au chrome de même structure.

ACIERS NICKEL-TUNGSTÈNE ET NICKEL-MOLYBDÈNE

Le tungstène et le molydène aident à la formation de la martensite et du fer dans les aciers ou nickel ; on voit de suite le rôle que ces métaux peuvent jouer sur les propriétés mécaniques.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Voici quelques exemples :

C	Ni	W	Mo	Structure
0,19	6,08	0,27	»	Perlite, ferrite et traces de martensite.
0,15	5,60	0,29	»	Perlite, ferrite, martensite.
0,16	5,32	2,27	»	Ferrite, martensite.
0,19	6,20	5,94	»	Ferrite, martensite.
0,175	6,00	»	0,51	Ferrite et traces de martensite.
0,146	5,92	»	2,04	Martensite.
0,248	5,80	»	5,13	Martensite et traces de carbure.

ACIERS NICKEL-SILICIUM

L'étude que nous avons faite sur les aciers au nickel et au silicium conduit aux conclusions suivantes :

Ces aciers se divisent en six classes :

1° Les aciers perlitiques ;

2° Les aciers renfermant simultanément de la perlite et du graphite ;

3° Les aciers dont tout le carbone est à l'état de graphite ;

4° Les aciers martensitiques ;

5° Les aciers à martensite et à graphite, qui peuvent contenir de la ferrite ;

6° Les aciers à fer γ ;

7° Les aciers à fer γ et à graphite, lesquels peuvent contenir en même temps de la ferrite et de la martensite.

Ces subdivisions pouvaient se déduire des études que nous avons faites des aciers au nickel et des aciers au silicium.

I. Il faut noter que dans les aciers à fer γ (même ceux qui ne renferment pas de graphite), on voit apparaître quelques points blancs qui peuvent être constitués par un siliciure.

Le silicium peut faire passer un acier au nickel du groupe à fer γ au groupe martensitique.

De même il retarde la formation de la martensite.

II. L'effet du nickel au point de vue constitution est de s'opposer, surtout dans les aciers perlitiques et les aciers martensitiques, à la précipitation du carbone à l'état de graphite.

La présence du graphite dans un acier nickel-silicium ne

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

dépend pas seulement de la teneur en silicium de cet acier, mais bien aussi de sa teneur en carbone. A même dose de nickel, plus la teneur en carbone est élevée, moins il faut de silicium pour qu'il y ait présence de graphite.

III. Un recuit prolongé à 900° ne change pas — du moins dans la limite des expériences faites — l'état du carbone contenu dans un acier nickel-silicium, au contraire de ce qui se passe avec les aciers au silicium.

IV. La présence du silicium a pour effet de faciliter les transformations du fer γ en martensite.

L'influence des traitements thermiques sur les aciers au nickel et au silicium se déduit de ce que nous avons dit pour les aciers au nickel et les aciers au silicium, à condition de comparer les aciers de même structure.

ACIERS NICKEL-VANADIUM

D'après les recherches que nous avons faites sur ces aciers; ils se divisent en six groupes :

1° Aciers perlitiques;
2° Aciers à carbure et ferrite;
3° Aciers martensitiques;
4° Aciers à martensite et à carbure;
5° Aciers à fer γ;
6° Aciers à fer γ et à carbure.

De suite, une question se pose : nous savons que, dans les alliages fer-carbone-vanadium, quand la teneur en vanadium est assez élevée, tout le carbone est absorbé par le vanadium pour former du carbure.

Prenons un acier au nickel à fer γ, ajoutons du vanadium à cet acier; quand il sera en quantité assez importante, il s'emparera du carbone, on aura du carbure de vanadium, mais à ce moment-là, la teneur en carbone baissant, l'acier de polyédrique pourra devenir martensitique, si sa teneur en nickel est convenable.

Tel était le résultat que nous pensions trouver; il n'en est

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

rien, et les aciers à 30 0/0 de nickel de la première série que nous avons étudiée donnent un exemple frappant. Il semble y avoir un certain équilibre que la teneur en vanadium ne peut détruire.

Au point de vue des traitements, on raisonnera sur les aciers nickel-vanadium, comme on l'a fait précédemment sur les aciers au nickel, mais en tenant compte de ce fait que le carbure qui prend naissance est celui que nous avons rencontré dans les aciers au vanadium et dont nous connaissons les propriétés.

ACIERS CHROME-TUNGSTÈNE

Certains aciers chrome-tungstène constituent les aciers à outils à coupe rapide. Nous allons en esquisser la théorie :

On appelle aciers à outils à coupe rapide, des alliages à base de fer qui ont la propriété de pouvoir travailler les produits métallurgiques à une vitesse telle que les copeaux sortent à une température élevée (souvent au rouge sombre) et cela sans que l'outil perde la trempe qu'il possède.

Historique. — La découverte des aciers à outils à coupe rapide est due à deux ingénieurs des usines de Bethlehem, White et Taylor. C'est à l'Exposition de 1900, à l'annexe de Vincennes, que l'on vit pour la première fois ces aciers. On se souvient assurément de la stupéfaction que l'on éprouva en voyant travailler un tour sur acier demi-dur avec une vitesse de 45 mètres par minute avec une coupe de $4^{mm},7$ et une avance de $1^{mm},5$.

Pendant longtemps, on crut que cette découverte était le fait du hasard, mais des documents récemment publiés [1] prouvent qu'au contraire elle résulte de recherches d'un ordre tout à fait scientifique, qu'elle a nécessité deux années de travail et que les essais ont porté sur 200 tonnes d'acier d'un prix de revient très élevé.

[1] *Revue de Métallurgie*, 1907.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Composition des aciers à coupe rapide. — Le tableau suivant donne la composition d'un certain nombre d'aciers à coupe rapide.

ANALYSE D'ACIERS A COUPE RAPIDE

Nos	C	Cr	W	Mo	Mn	Si	S	Ph
1	0,68	2,83	9,92	non dosé	traces	0,80	0,01	0,01
2	0,79	2,90	18,28	—	0,25	2,35	»	»
3	0,72	5,25	13,55	—	0,18	0,92	0,01	»
4	0,45	8,20	22,70	—	0,23	0,40	traces	traces
5	0,62	3,05	14,30	0,52	0,20	1,55	»	»
6	0,71	3	12	non dosé	0,30	0,20	»	»
7	0,43	4,50	15,50	—	0,17	0,22	»	»
8	0.45	1,60	13	—	0,02	0,16	»	»
9	0,45	2,05	9,50	—	0,18	0,60	»	»
10	0,60	8	13,50	—	0.30	0,40	»	»
11	0,20	2,10	7	—	0,18	0,25	»	»
12	0,85	6	11,50	»	»	»	»	»
13	0,95	7	21	1,50	0,20	0,70	»	»
14	0,80	5,50	11,50	»	0,10	0,10	0,015	0,015

Les cinq premières analyses correspondent à des aciers à outils très connus. Les numéros 6 à 11 ont été analysés par Henry Le Chatelier et donnés dans la *Revue de Métallurgie*.

Les trois dernières compositions nous ont été fournies par des aciéries elles-mêmes.

On notera que :

1° La caractéristique de ces aciers réside dans leur teneur en chrome et en tungstène ;

2° La teneur en carbone est très variable de 0,20 à 0,95 0/0 ;

3° La teneur en chrome varie de 2,1 à 8,20 0/0 ;

4° La teneur du tungstène varie de 7 à 23 0/0 ;

5° Il est à noter que quelques marques contiennent du silicium en quantités assez notables (1,55 et 2,35 0/0) ;

De plus dans deux marques d'aciers que nous n'avons pas analysées complètement, on a trouvé un peu de titane.

H. Le Chatelier donne comme composition moyenne des aciers à outils :

C = 0,50, Cr = 3, W = 12, Mo = 1, Si = 0,2, Mn = 0,2.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Gledhill, dans un travail d'une très grande importance et sur lequel nous reviendrons [1], a donné pour composition d'un des meilleurs aciers :

$$C = 0{,}55, \quad Cr = 3{,}5, \quad W = 13{,}5.$$

On voit que ces chiffres se rapprochent beaucoup des précédents.

Taylor, dans son mémoire (*Revue de Métallurgie*, avril 1907), propose :

C	W	Cr	Va
0,682	17,81	5,95	0,32
0,674	18,19	5,47	0,29

Le vanadium améliore sensiblement les aciers.

En résumé, les aciers à coupe rapide sont des aciers chrome-tungstène.

Nous étudierons l'influence des différents éléments dans la seconde partie.

Examinons maintenant la constitution des aciers au chrome et au tungstène.

Constitution des aciers chrome-tungstène (Phot. 61 à 64, Pl. XVI). — L'étude que nous avons faite sur la constitution des aciers chrome-tungstène nous a montré que :

1° Les constituants présentés par les aciers à l'état normal sont : la perlite, la martensite, le carbure qui doit être un carbure triple de fer, de chrome et de tungstène et qui peut être accompagné soit de martensite, soit de sorbite (ou de troostite), soit de fer γ;

2° La structure la plus commune des aciers chrome-tungstène normaux est celle des aciers à coupe rapide utilisés par l'industrie; elle est constituée par des grains de carbure sur un fond de troostite ou de sorbite.

Influence des traitements sur la structure. — En général, les traitements ne présentent aucun cas particulier qui n'ait déjà été signalé, si ce n'est en ce qui concerne la trempe.

[1] Association des Ingénieurs de Coventry, 4 mars 1904.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

On peut résumer l'influence de ce dernier traitement comme suit :

A. Sur les aciers perlitiques et martensitiques, la trempe a l'influence que nous avons déjà analysée pour diverses catégories d'aciers ; elle transforme les aciers perlitiques en aciers martensitiques en surélevant d'une façon très nette leurs charges de rupture et leurs limites élastiques, en abaissant leurs allongements et leurs résistances au choc. Ces changements sont d'une importance beaucoup plus grande que dans les aciers au carbone ordinaires. Les aciers martensitiques sont légèrement adoucis par trempe, par suite de la formation d'un peu de fer γ.

B. Les aciers à carbure donnent par trempe des résultats extrêmement intéressants qui dépendent de la température et du temps de chauffage. Plus la température est élevée au-dessus de 850°, le temps de chauffage avant trempe étant le même, ou plus ce temps est élevé, la température étant constante, moins la quantité de carbure subsistant après trempe est importante. Dans les aciers étudiés en faisant varier le temps de chauffage et en maintenant la température à 1.200°, nous avons pu faire disparaître tout le carbure et obtenir avec les aciers normalement constitués de sorbite et de carbure la structure qui paraît être celle à rechercher dans les aciers à coupe rapide, à savoir de la martensite extrêmement fine, presque invisible au microscope remplissant des polyèdres. Peut-être y a-t-il un peu de fer γ, cela est même probable, mais, dès le commencement du travail des outils, l'échauffement le fait disparaître.

Ceci prouve qu'industriellement parlant, pour obtenir les meilleurs résultats avec les aciers à coupe rapide, on doit faire subir un traitement défini par la température et le temps de chauffage avant trempe, lesquels varient avec la quantité de carbure contenu dans l'acier et par conséquent avec sa composition.

Points de transformation. — Osmond a montré que le chauffage a une influence extrêmement nette sur les points critiques des aciers chrome-tungstène.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Plus la température de chauffage est élevée, plus le point critique dans le refroidissement qui suit est bas.

Reprenons la courbe déjà étudiée pour les aciers au carbone (*fig.* 62, p. 163).

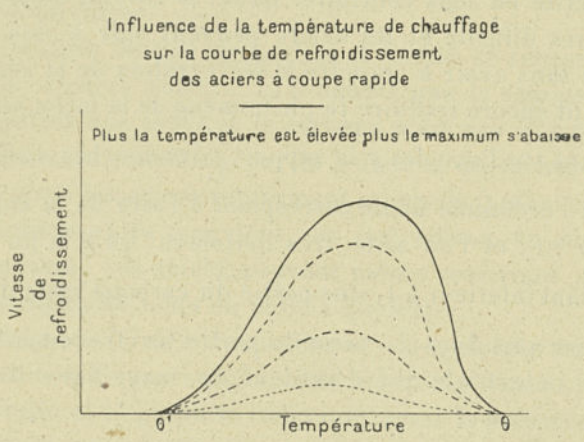


Fig. 80.

Le maximum se déplace vers la gauche (*fig.* 80).

De plus, dire qu'il y a un abaissement du point de transformation, c'est dire que la ségrégation de la cémentite, c'est-à-dire la transformation martensite-cémentite, se fait lentement, plus lentement que dans les aciers au carbone.

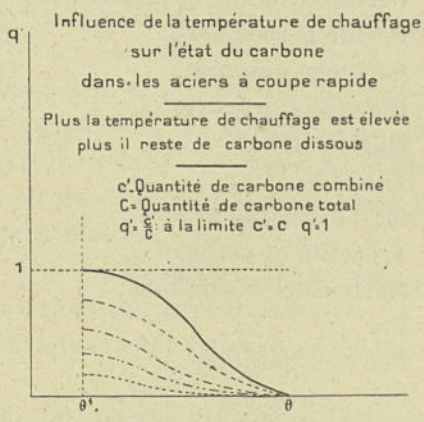


Fig. 81.

Le moyen le plus simple pour traduire ce phénomène est d'admettre, si les points θ et θ' sont fixes, que la courbe s'affaisse.

Dans ces conditions, on conçoit très bien qu'à la limite, la courbe venant se con-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

fondre avec l'axe des x, l'acier soit *self-hardened*, quasi trempé. L'acier prend la trempe à l'air.

Or, nous avons dit précédemment que le revenu se faisait suivant une courbe analogue à celle du refroidissement lent, mais décrite en sens contraire. Donc, le revenu doit être lui-même très difficile et les aciers peuvent agir à des vitesses énormes sans avoir à craindre la ségrégration de la cémentite.

On peut encore traduire le phénomène de la façon suivante : en portant sur l'axe des y le rapport $\frac{c'}{C}$ les courbes s'affaissent, (puisque l'ordonnée finale correspond à l'aire de la courbe de la figure 80), et l'on note très nettement qu'à la fin le rapport $\frac{c'}{C}$ étant inférieur à 1, une partie du carbone reste dissoute.

Nous verrons dans la seconde partie les traitements et les résultats industriels qui découlent du magnifique travail de Taylor.

RÉSUMÉ

Les aciers spéciaux ternaires peuvent présenter les différentes structures suivantes :

Perlite et ferrite ou cémentite ;
Perlite et carbure ;
Perlite et graphite ;
Ferrite et graphite ;
Martensite ;
Troostite ;
Martensite et carbure ;
Troostite et carbure ;
Martensite et graphite ;
Fer γ ;
Fer γ et graphite ;
Fer γ et carbure.

On peut aussi rencontrer des structures plus complexes, telles que martensite, sorbite et carbure ; martensite, ferrite et graphite, etc.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

A noter qu'il existe, bien entendu, des termes de passage, tels que ferrite et martensite, martensite et fer γ.

En aucun cas, on n'a rencontré dans un même acier plusieurs carbures; du moins autant que la micrographie permet de les différencier.

La structure formée de perlite et ferrite se rencontre dans toutes les espèces d'aciers. Elle dénote que la somme des éléments autres que le fer et le carbone n'est pas très élevée.

La structure constituée par la perlite et un carbure peut se trouver dans les aciers renfermant moins de 0,800 0/0 de carbone, contenant du tungstène, du molybdène, du chrome, ou du vanadium; ces aciers peuvent même renfermer du nickel et du manganèse, mais en petites quantités.

La structure formée de perlite et de graphite indique la présence de silicium en quantités assez importantes.

La ferrite et le graphite indiquent aussi la présence du silicium, mais en quantité élevée (Si = 5 0/0), sans que l'on puisse présumer des autres éléments contenus.

Quand on rencontre simultanément de la troostite et du carbure, on se trouve dans le même cas que lorsqu'on trouve les constituants perlite et carbure, mais ici on peut affirmer qu'on est en présence de teneurs assez élevées de chrome, de tungstène et de molybdène.

La structure martensitique ne peut appartenir qu'à des aciers renfermant du nickel, du manganèse et du chrome. Ces métaux peuvent entrer deux par deux dans l'alliage; de même l'acier peut contenir un autre corps tungstène, molybdène ou vanadium, mais en quantités faibles.

La présence simultanée de martensite et de carbure indique que l'acier appartient à l'une des catégories suivantes :

Aciers nickel-chrome, nickel-tungstène, nickel-molybdène, nickel-vanadium;

Aciers manganèse-chrome, manganèse-tungstène, manganèse-molybdène, manganèse-vanadium;

Aciers chrome-tungstène, chrome-molybdène, chrome-vanadium.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Si la structure est formée de martensite et de graphite, on peut affirmer la présence de silicium en quantités assez fortes.

La structure à fer γ indique la présence de nickel ou de manganèse en proportions élevées, à moins que l'on ait un acier nickel-manganèse ; dans ce cas, c'est la somme carbone-nickel-manganèse qui est élevée. On ne peut rien présumer sur la présence des autres corps.

Avec la structure à fer γ et carbure on peut affirmer se trouver en présence d'un acier qui renferme simultanément nickel ou manganèse (haute teneur) et chrome, tungstène, molybdène ou vanadium. La structure fer γ et graphite ne peut être donnée que par les aciers nickel-silicium et manganèse-silicium, à haute teneur en nickel ou manganèse et renfermant des quantités très notables de silicium.

Influence de la trempe sur la structure. — La trempe amène généralement la perlite à l'état de martensite ; il suffit qu'elle soit faite à température convenable (exception, toutefois, pour les aciers renfermant une teneur assez forte en aluminium).

Le même traitement respecte la martensite ou lui donne simplement une tendance au fer γ et par conséquent un léger adoucissement dans les propriétés mécaniques.

La sorbite est transformée en martensite, si l'acier est trempé à température convenable.

Le fer γ n'est pas transformé par trempe, exception faite toutefois pour certains aciers, qui sont sur la limite des aciers martensitiques.

Quant aux aciers à carbure, les modifications apportées par la trempe dépendent de la nature du carbure : pour le carbure des aciers au chrome, il faut une température de 1.200° pour le dissoudre ; pour les carbures renfermant du tungstène ou du molybdène, même avec du chrome, une température de 800° suffit ; mais il faut, pour faire disparaître tout le carbure, un chauffage d'autant plus prolongé que la température est plus basse et la quantité de carbure plus élevée. Le carbure de vanadium n'est jamais atteint par trempe.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le recuit ne modifie généralement pas la structure; la perlite devient plus déliée, les aiguilles de martensite plus visibles, les polyèdres de fer γ et les grains de carbure plus volumineux.

Seuls quelques aciers à fer γ qui sont sur la limite des aciers martensitiques sont transformés avec formation de martensite, et quelques aciers renfermant du silicium ou du vanadium voient se produire du graphite ou augmenter leur teneur en ce produit.

Relation entre la structure et les propriétés mécaniques à l'état normal. — Nous avons montré précédemment quelles étaient les différentes structures d'aciers spéciaux. Ne pouvant pas nous étendre sur les propriétés mécaniques de tous les aciers normaux ou recuits, nous donnerons seulement la relation qui existe entre la structure et les propriétés mécaniques.

Il faut distinguer les structures simples, dans lesquelles on ne trouve qu'un seul constituant, et les structures complexes, où l'on rencontre deux ou plusieurs constituants.

Les structures simples sont : la martensite et le fer γ. A la structure martensitique correspondent les propriétés suivantes : charge de rupture et limite élastique très élevées, allongements moyens, rarement très faibles, assez grande fragilité, dureté très forte ; difficultés de travail énormes.

A la structure à fer γ correspondent les propriétés suivantes :

Charge de rupture un peu élevée, limite élastique très faible, allongement et résistance au choc généralement beaux, mais qui, dans certains cas, peuvent devenir ordinaires ; forgeage assez aisé, assez grosses difficultés de travail aux machines-outils.

Si l'on passe aux aciers à structure complexe, on peut dire que :

1° Tous les aciers à graphite sont inutilisables ; dès que le graphite apparaît, l'acier est fragile, souvent impossible à laminer ou marteler ;

2° Tous les aciers à carbure ont les propriétés caractéristiques de l'autre constituant qui l'accompagne ; mais ces pro-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

priétés sont atténuées et surtout la fragilité est augmentée.

Il est impossible d'affirmer quoi que ce soit, lorsqu'on est en présence d'un acier perlitique. Les propriétés dépendent non seulement de la quantité de perlite, mais surtout des éléments autres que le carbone. On peut cependant dire que la charge de rupture et la limite élastique ne peuvent guère dépasser de plus de 30 kilogrammes les valeurs de charge de rupture et limite élastique de l'acier ordinaire à même teneur en carbone ; mais on ne sait rien de la fragilité et des allongements.

On voit donc qu'il n'existe pas de lien entre la structure perlitique et les propriétés mécaniques. Or les aciers ayant cette structure sont de toute première importance. Il nous paraît donc utile d'insister en prenant les principaux types d'aciers perlitiques.

Faisons de suite remarquer qu'un acier spécial n'est jamais défini par des pourcentages en éléments spéciaux, comme on le fait dans l'industrie ; mais bien aussi par sa teneur en carbone. Dire que l'on est en présence d'un acier à 2 0/0 de nickel ne signifie rien ; il faut préciser en donnant le pourcentage de carbone. Par exemple, on définira un acier en disant qu'il renferme 0,300 0/0 de carbone et 2 0/0 de nickel ; cela supposera que les autres éléments, manganèse, silicium, soufre, phosphore, sont en doses ordinaires.

Pour résumer les propriétés des aciers perlitiques, nous dirons que : dans tous ces aciers, il y a une augmentation progressive de la charge de rupture (la comparaison étant établie, bien entendu, par rapport aux aciers ordinaires de même composition, aux éléments spéciaux près) et de la limite élastique ; dans les uns, il n'y a pas de diminution sensible des allongements, il y a augmentation de la résistance au choc : ceci arrive avec le nickel ; dans les autres, on constate une légère diminution des allongements et de la résistance au choc ; le chrome, le vanadium, le bore, le tungstène et le molybdène agissent ainsi. — Il y a d'autres éléments, au contraire, qui donnent, même en faibles proportions, une fragilité très grande : l'étain est le type le plus frappant ; mais il

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

est vrai qu'il apparaît un constituant nouveau, un stannure de fer, qui joue un rôle néfaste. Le silicium entraîne avec lui de la fragilité, du moins lorsque son pourcentage est assez élevé.

Influence de la trempe sur les propriétés mécaniques. — Il y a relation étroite entre la structure d'un métal à l'état normal et cette structure après traitement thermique, et par conséquent les propriétés mécaniques de l'acier ainsi traité.

Nous les résumerons très brièvement, renvoyant à nos études particulières pour de plus amples détails.

Les aciers perlitiques voient tous augmenter par trempe leur charge de rupture, leur limite élastique, leur fragilité, tandis que les allongements et les strictions diminuent. La variation se fait donc dans le même sens que pour les aciers au carbone, mais avec une acuité d'autant plus grande que la teneur en élément étranger est plus élevée. De plus, cette différence des propriétés de l'acier normal et de l'acier trempé, qui est, bien entendu, fonction de la teneur en carbone, dépend aussi de l'élément étranger en présence : celui qui agit avec les pourcentages les moins élevés est assurément le vanadium. Un acier contenant 0,200 0/0 de carbone et 0,70 0/0 de vanadium donne à l'état normal environ 55 kilogrammes après trempe; à 800°, il fournit 80 à 90 kilogrammes.

Les aciers martensitiques présentent deux cas bien distincts :

1° Les uns, ceux qui sont les plus près des aciers perlitiques, durcissent, par trempe ; c'est-à-dire que la loi de variation de leurs propriétés est la même que celle des aciers perlitiques ; cela provient de ce que ou ces aciers renferment un peu de ferrite, ou bien la trempe homogénéise la solution solide qu'est la martensite ;

2° Les aciers voisins des aciers à fer γ sont adoucis par trempe, par suite de l'augmentation des proportions de ce constituant ; leur charge de rupture et leur limite élastique s'abaissent, tandis que les allongements et la résistance au choc augmentent.

Les aciers à fer γ se divisent aussi en deux groupes au point

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

de vue de la trempe : en général, ils sont adoucis, et cela nettement; exception faite, toutefois, pour ceux qui sont dans le voisinage des aciers martensitiques; ceux-là, comme l'on sait, sont transformés par trempe en devenant partiellement martensitiques. La trempe naturellement les durcit.

Les aciers à carbure sont toujours durcis par trempe, si celle-ci dissout le carbure ou si elle modifie la structure du fond (sorbite ou troostite); mais le traitement n'a aucune action sur les aciers à carbure, lorsque celui-ci ne se dissout pas et que les autres constituants ne sont pas modifiés. Un exemple frappant est fourni par les aciers au vanadium à carbure double dont les propriétés avant et après trempe sont absolument identiques.

Enfin, les aciers à graphite ne sont modifiés par trempe qu'en ce qui concerne les autres constituants; ils suivent alors la loi générale.

Influence du recuit sur les propriétés mécaniques. — Le recuit, d'une façon générale, produit un adoucissement; si le temps est trop prolongé, ou la température trop élevée, il y a, comme nous l'avons dit, une diminution simultanée de la charge de rupture et des allongements. Toutefois, cette règle comporte quelques exceptions.

Lorsque le recuit produit du graphite dans un acier qui, à l'état normal, ne renferme pas ce constituant, il y a une augmentation considérable de la fragilité; de plus, le recuit produit, comme la trempe, une augmentation de dureté dans les aciers à fer γ qui sont sur la limite des aciers martensitiques.

Conclusions. — Nous reproduisons ici les conclusions que nous avons exposées au Congrès des Méthodes d'essais de Bruxelles.

Après ces recherches, il semble que le champ des études industrielles soit considérablement rétréci et que le fabricant d'aciers spéciaux ne peut s'éloigner de la ligne de conduite que l'on va tracer en se basant sur la microstructure.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Tout d'abord le fabricant doit écarter tout acier présentant une structure contenant soit du graphite, soit de la martensite.

Inutile de revenir sur la question du graphite.

Quant à la martensite, elle crée des difficultés d'usinage telles qu'on ne voit pas les applications d'aciers ayant cette structure du moins à l'état pur.

Les aciers à carbure ne présentent aucun intérêt lorsqu'ils renferment du fer γ.

Ils n'en ont que lorsqu'ils sont à perlite ou à sorbite, et encore dans ce cas-là ne peuvent-ils offrir des débouchés que pour des cas spéciaux dont les plus intéressants sont les aciers pour roulement et les aciers à outils. Il reste donc deux structures :

Les aciers perlitiques ;

Les aciers à fer γ.

Ces derniers ne peuvent être obtenus que par une forte dose de nickel ou de manganèse (ou des deux métaux) ; pour éviter les aciers faciles à transformer par trempe, recuits, refroidissement, etc..., il faut que les doses soient plus importantes qu'on ne le pense généralement.

Le prix de revient est donc élevé.

De plus, il est nécessaire de rappeler que la limite élastique de ces aciers est faible et leur usinage difficile. Ceci en rend les usages extrêmement restreints.

Et l'on arrive ainsi à cette conclusion que :

Mises à part, les structures à perlite et carbure ou à sorbite et carbure, qui sont fort intéressantes dans les aciers à outils et dans quelques cas particuliers de la construction mécanique et la structure à fer γ, à laquelle on ne peut faire appel qu'exceptionnellement, la seule structure que l'on doive chercher pour les applications courantes est la structure perlitique.

On peut ajouter que la structure perlitique peut avoir une tendance à la martensite.

Ceci dit, on peut préciser en disant que les aciers ayant cette structure et présentant des propriétés mécaniques intéressantes ne doivent pas généralement renfermer beaucoup de carbone.

Le champ des recherches industrielles se trouve donc res-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

treint à des aciers renfermant des quantités relativement faibles d'éléments, quelques cas spéciaux étant, je le répète, mis à part.

FONTES SPÉCIALES

Théorie générale. — Nous pensons nécessaire d'indiquer ici d'une façon très sommaire l'influence des différents éléments sur les structures de la fonte.

Certains éléments aident à la précipitation du graphite ; ce sont, comme nous le verrons, le nickel, le silicium, l'aluminium.

D'autres corps retardent la précipitation du carbone à l'état de graphite : ce sont le manganèse et le chrome.

Ces éléments favorisent la trempe de la fonte ; celle-ci consistant essentiellement dans la production de fonte blanche.

Une étude sur ces fontes spéciales dont nous avons déjà publié quelques résultats nous permet d'indiquer les lois suivantes :

1° Les éléments qui entrent en solution dans le fer précipitent le carbone à l'état de graphite ;

2° Les éléments qui forment avec la cémentite des carbures doubles s'opposent à la précipitation du carbone.

Il faudrait donc ajouter au manganèse et au chrome qui blanchissent la fonte, le tungstène et le molybdène.

Les éléments qui aident à la précipitation du graphite jouent en quelque sorte le rôle de la mousse de platine dans certaines réactions ; ils amorcent la décomposition de la cémentite.

Plusieurs études ont été faites avec quelque précision sur ce sujet ; l'une publiée dans la *Giesserei Zeitung* (III, p. 541, 1906) donne comme fonte la plus convenable pour la trempe celle contenant environ 1 0/0 de silicium, 3,30 de carbone total, 0,80 de carbone combiné, 2,50 de graphite ; soufre, 0,04 ; phosphore, entre 0,30 et 0,50 ; manganèse, entre 0,60 et 0,80.

L'auteur a étudié l'influence du silicium en prenant des fontes où les autres éléments restent constants, le silicium variant

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

de 0,74 à 1,40; celle du manganèse, en faisant varier sa teneur de 0,60 à 3,25, et l'influence de la température de coulée. Il donne plusieurs tableaux que Weiss a résumés comme suit dans la *Revue de Métallurgie*.

1° *Influence du carbone.* — Le facteur essentiel de la trempe est la teneur en carbone total, et celle en carbone combiné, ou peut-être plus exactement le rapport de l'une à l'autre.

2° *Influence du silicium.* — Cet élément, guide essentiel du chef de haut fourneau, peut se trouver en défaut dans le phénomène de trempe, car, en plus de l'état physique de la fonte sur lequel nous n'avons pas encore de données précises, mais qui doit être pour la trempe et la résistance au choc d'une importance considérable, généralement on admet que le silicium favorise la production du graphite; mais le graphite est dû surtout à la température de formation de la fonte et à sa température de coulée.

L'auteur cite les conclusions de Charpy et Grenet : plus le silicium est élevé, plus est basse la température à laquelle le graphite se sépare, et à une même température, le graphite se forme d'autant plus lentement que la température et le silicium sont plus bas.

En résumé, le silicium favorise la formation du graphite, mais moins que la température de coulée et la température de formation de la fonte.

3° *Influence du phosphore.* — D'après ses essais, l'auteur se disait en droit de conclure que le phosphore diminue la trempe (1). Mais comme cette opinion est en contradiction avec celle d'autres ingénieurs, l'auteur la donne sous réserves et sauf vérifications ultérieures.

4° *Influence du manganèse.* — Ce corps augmente la trempe parce qu'il augmente la proportion de carbone combiné.

5° *Influence de la température de coulée.* — Plus on coule chaud, plus on a de trempe. La raison en est encore inexpliquée.

(1) Ceci est bien d'accord avec la théorie générale esquissée plus haut.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

6° *Influence de l'aluminium.* — L'aluminium rendant la fonte plus grise diminue la trempe.

Pour étudier les conditions de production de la couche superficielle dure, Adamson a opéré sur des charges de 25 kilogrammes de fonte fondue dans des creusets chauffés dans un feu de coke. La température du métal était prise avec un pyromètre optique de Wanner, dont l'exactitude des indications avait été vérifiée par comparaison avec un pyromètre électrique.

La pièce servant à l'expérience de trempe était coulée dans un moule conique en terre, fermée, à la partie inférieure, par une plaque de métal épaisse. La profondeur du moule était de $12^{cm},5$, ses dimensions au sommet $15^{cm} \times 5$ centimètres et, à la base, $13^{cm},75 \times 4^{cm},3$. Les barreaux servant aux essais de rupture avaient $1^{cm},05$ de longueur, une section transversale de $2^{cm},05 \times 5$ centimètres et étaient appuyés pour la rupture sur des supports distants de $0^{m},90$.

On coulait deux éprouvettes de trempe. La température de coulée était donc un peu différente pour les deux éprouvettes coulées, en général, à trois minutes d'intervalle. Elle était voisine de 1.250° pour la première et de 1.200° pour la seconde. On prenait la moyenne des résultats obtenus pour chacun d'eux.

Influence du silicium. — Le tableau I donne les résultats des expériences. Le silicium, comme on le sait, réduit l'épaisseur de la couche trempée.

TABLEAU

ANALYSES							ESSAIS DE TREMPE		ESSAIS DE FLEXION	
CARBONE TOTAL	GRAPHITE	CARBONE COMBINÉ	SILICIUM	MANGANÈSE	SOUFRE	PHOSPHORE	TEMPÉRATURE centigrade	ÉPAISSEUR de la couche trempée millimètres	KILOG.	FLÈCHE mm.
3,30	2,32	0,88	0,74	0,97	0,03	0,63	1215 1107	18,75 18,75	1.485,5	13,75
3,33	2,58	0,75	1,166	0,80	0,032	0,54	1222 1187	9,37 3,12	2.009,4	11,75
3,28	2,61	0,67	1,40	0,76	0,029	0,557	1240 1187	1,55 1,55	1.916,4	12,50

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Influence du phosphore. — Le tableau précédent donne les résultats des essais. Le phosphore diminue dans une certaine mesure l'épaisseur de la trempe.

Influence du maganèse. — Le tableau précédent donne les résultats. Le manganèse maintient en combinaison le carbone et augmente par suite l'épaisseur de la couche trempée.

D'après l'intéressante étude faite récemment par le professeur Wust, les éléments qui aident à la formation du graphite augmentent la longueur du palier correspondant à l'eutectique dans les courbes de refroidissement, ceux qui blanchissent la fonte produisent le phénomène inverse.

Mais il est de toute évidence que, si l'on fait varier la vitesse de refroidissement, on peut produire des phénomènes inverses.

D'ailleurs l'étude des fontes ordinaires et spéciales est entièrement liée à l'étude des alliages ferro-métalliques.

FONTES AU MANGANÈSE ET FERRO-MANGANÈSE

Le manganèse, nous l'avons dit, blanchit les fontes; il forme un carbure double (Phot. 65, Pl. XVII).

Toutefois Wust a montré que l'on peut, avec une vitesse suffisante, annihiler l'effet du manganèse et avoir une fonte grise.

Les observations que nous avons faites sur les ferro-manganèses et les spiegels du commerce nous ont donné les résultats suivants :

Sur les spiegels, cristaux magnifiques entourés d'eutectique.

Ces cristaux apparaissent par polissage en bas-relief et sont colorés en gris par le picrate de soude en solution sodique. Ils doivent être formés d'un carbure double. Dans les ferro-manganèses, le fond de la masse semble être formé de la même matière, qui est en abondance. On voit peu de perlite.

L'étude de Carnot et Goutal semble prouver, comme nous l'avons vu, l'existence des composés :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

$Fe^3C,4Mn^3C$	pour des teneurs	en manganèse	de	74 à 85 0/0
$Fe^3C,2Mn^3C$	—	—	de	60 à 74 0/0
$2Fe^3C, Mn^3C$	—	—	de	30 à 60 0/0
$4Fe^3C, Mn^4C$	—	—	au-dessus de	18 0/0

Mais il ne faut pas oublier que le silicium et le soufre se combinent au manganèse pour donner les composés MnSi, et MnS.

Les ferro-manganèses ne doivent pas contenir le carbure Mn^3C découvert par Troost et Hautefeuille.

Nous avons montré récemment [1] que le manganèse, comme le nickel, produit du fer γ dans les fontes (Phot. 66 et 67, Pl. XVII), mais tandis que le nickel aide à la production du graphite, le manganèse forme un carbure double ; l'eutectique qui l'entoure est formé de fer γ et de carbure ; ce n'est pas l'eutectoïde, mais bien l'eutectique du système fer-carbone.

FONTES AU SILICIUM ET FERRO-SILICIUMS

Nous avons dit que le silicium aide la précipitation du carbone à l'état de graphite.

Charpy et Grenet (*Bulletin de la Société d'encouragement*, 103, 398, 1902) ont fait à ce sujet des recherches intéressantes, qui ont montré que :

a) La ségrégation du graphite commence à une température d'autant plus basse que la teneur en silicium est plus grande et, une fois commencée, cette ségrégation se continue encore à des températures plus basses que celle où elle a commencé.

b) A une température constante, la vitesse de ségrégation du graphite croît avec cette température et avec la teneur en silicium.

c) Enfin, et ceci est très important, l'état final ne dépend que de la teneur en carbone qui reste en solution, le silicium ne faisant que diminuer le temps nécessaire pour atteindre cet équilibre.

[1] *Revue de Métallurgie*, 1908, numéro de mai.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

De nombreuses études ont été faites sur la constitution des ferro-siliciums.

Hahn fut le premier à s'occuper des alliages fer-silicium. Il chercha à les obtenir en faisant agir simultanément le silicium et le sodium sur un chlorure double de fer et de sodium. Il obtint ainsi un produit à 20 0/0 de silicium qui laissait dans l'acide fluorhydrique un résidu à 50 0/0 de silicium de formule $FeSi^2$. Frémy obtint ensuite un composé cristallisé contenant 33 0/0 de silicium et de formule FeSi, en faisant agir le chlorure de silicium sur le fer chauffé au rouge.

Par action directe du silicium sur le fer ou sur l'oxyde de fer, Moissan obtient, en 1895, un troisième composé Fe^2Si.

En partant d'un mélange de quartz, de charbon et de fer chauffé au four électrique, de Chalmot a obtenu des alliages qu'il dit être formés du composé $FeSi^2$ et Fe^3Si^2.

D'autre part, Lebeau, en 1899, faisait réagir le fer sur un excès de siliciure de cuivre à la température du four électrique. On traite le culot obtenu par l'acide azotique pour dissoudre le siliciure de cuivre et par la soude pour enlever la silice formée dans l'opération. On obtient alors de très beaux cristaux correspondant à la formule FeSi.

Carnot et Goutal ont pu obtenir, en attaquant un ferro-silicium pauvre en manganèse par l'acide sulfurique, un résidu cristallin magnétique correspondant à FeSi.

Osmond, en traitant un échantillon à 11,72 0/0 de silicium par le chlorure double de cuivre et d'ammonium, a obtenu un résidu renfermant 19,20 0/0 de silicium et correspondant sensiblement à Fe^2Si. Lebeau est arrivé au même résultat sur des ferro-siliciums à 10 et 20 0/0 de silicium.

Nous avons dit déjà les résultats auxquels nous sommes arrivés sur les aciers au silicium.

Enfin à Gottingen F. Dœrinckel a tracé le diagramme complet des alliages fer-silicium montrant l'existence des combinaisons Fe^2Si et FeSi ; Fe^2Si donne des cristaux mixtes avec le fer ; FeSi correspond au maximum de la courbe.

D'autre part, il a été isolé différents siliciures de manganèse

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

qui entrent assurément dans la constitution des produits industriels, surtout des silico-spiegels.

Vigouroux a isolé le composé Mn^2Si; de Chalmot, la combinaison $MnSi^2$; et Carnot et Goutal, le corps MnSi.

Enfin, Lebeau a donné des modes de préparation de ces différentes combinaisons (*Bulletin de la Société chimique de Paris*, XXIX, p. 185, 1903). Il a, de plus, étudié certains produits industriels dans lesquels il a retrouvé les composés Mn^2Si et MnSi.

FONTES AU CHROME ET FERRO-CHROMES

Le chrome blanchit les fontes : ceci découle d'une étude très intéressante faite par Gœrens et Stadeler que nous résumerons d'après la *Revue de Métallurgie* (avril 1907, p. 189).

Nous savons que les aciers au chrome renferment un carbure double dont la composition semble variable avec la teneur en chrome; nous savons notamment que le picrate de soude colore d'autant moins facilement ce carbure que le produit renferme plus de chrome (Phot. 68, Pl. XVII).

Si l'on attaque un acier très riche en chrome par l'eau régale, le carbure, lorsqu'il est riche en chrome, est respecté.

Ces cristaux de carbure, nous les avons retrouvés dans les ferro-chromes; ils sont parfois très développés et souvent entourés d'eutectique, comme le montre l'une des photographies. Dans les ferro-chromes à 65 0/0 Cr et 5 0/0 C, il est très difficile de faire apparaître la texture par attaque à l'eau régale.

Si pour la même teneur en chrome, la teneur en carbone augmente, il n'y a plus d'attaque, et la masse paraît même homogène; c'est ce que nous avons obtenu sur un ferro-chrome à 65 0/0 Cr et 9 0/0 C. Parfois on trouve le carbure en lamelles entourées de perlite et qui ne sont pas susceptibles d'être colorées par le picrate.

Pour des teneurs en chrome très élevées (99 0/0), on obtient

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

des polyèdres immenses de chrome entourés de petites quantités de carbure qu'il est impossible de colorer.

L'étude chimique des ferro-chromes a donné des résultats qui ont quelque intérêt. Carnot et Goutal ont isolé les carbures doubles suivants : $Fe^3C,3Cr^3C^2$ dans des ferro-chromes à 59 0/0 de chrome et 9 0/0 C en les traitant par l'acide chlorhydrique; $3Fe^3C,Cr^3C^2$ dans des aciers chromés à 2 0/0 Cr et 2 et 0,5 0/0 C.

Behrens et Van Lunge ont obtenu un carbure auquel ils ont donné la formule Cr^3FeC^2 en traitant un ferro-chrome à 50 0/0 de chrome par l'acide chlorhydrique concentré. Il n'y a pas d'ailleurs grande différence entre cette formule et celle ($3Fe^3C,2Cr^3C^2$) donnée par Carnot et Goutal. Enfin, Wiliams a obtenu au four électrique un carbure $3Fe^3C,2Cr^3C^2$.

Henry Le Chatelier a montré que le chrome modifie très peu la résistance électrique des aciers (il en est de même du tungstène et du molybdène); il semble donc bien ne pas être à l'état dissous.

Enfin, à Gottingen Treitscke et Tammann (*Zeit. an. Chemie*, LV, 402, 1907) ont esquissé une étude intéressante sur les alliages fer-chrome.

Ces alliages, préparés par fusion des deux métaux, présentent au refroidissement des phénomènes thermiques anormaux pour des systèmes binaires et qui ne peuvent s'expliquer, comme pour les alliages FeMo étudiés plus loin, que par l'existence d'un composé à vitesse de formation relativement faible; seulement, ici, Fe et Cr paraissent donner avec ce composé des séries ininterrompues de cristaux mixtes, car les alliages produits par voie aluminothermique, c'est-à-dire les plus fortement chauffés, ont une structure homogène. L'existence d'un troisième retard sur les courbes de refroidissement indique qu'il doit y avoir un point eutectique correspondant à la ségrégation simultanée de trois genres de cristaux pour les alliages dans lesquels la diffusion n'a pas été suffisante pour donner un alliage homogène.

D'une façon générale, on peut dire que l'équilibre s'établit

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

entre FeCr et leur composé X à des températures situées entre 1.700 et 2.500° pendant un laps de temps de cinq à dix minutes, et, si l'on refroidit alors assez vite, cet équilibre aux températures de commencement de cristallisation ne s'établit plus pendant la ségrégation respective des cristaux mixtes riches en Cr et en Fe et la cristallisation s'achève comme dans un système à trois éléments.

FONTES AU TUNGSTÈNE ET AU MOLYBDÈNE. — FERRO-TUNGSTÈNES FERRO-MOLYBDÈNES

Les études que nous avons entreprises sur les fontes au tungstène et au molybdène ne sont pas encore terminées.

Différents carbures de tungstène ont été isolés : W^2C, obtenu, par Moissan, par union directe du carbone et du tungstène au four électrique, WC obtenu par Williams en réduisant l'acide tungstique par le charbon en excès, en présence de carbure de fer qui servait de dissolvant.

Cette dernière préparation peut être rapprochée de celle du composé FeSi, obtenu par Lebeau dans des circonstances analogues. D'autre part, Carnot et Goutal ont isolé d'aciers carburés (2 et 2,2 0/0 de carbone) renfermant l'un 6,1, l'autre 7,8 de tungstène, le carbure double Fe^3C,WC, en les traitant par l'acide chlorhydrique étendu.

Williams a obtenu aussi au four électrique le composé $2Fe^3C$, $3W^2C$. Behrens a signalé dans le ferro-tungstène à 50 0/0 de tungstène un alliage cristallisé en octaèdres dont la formule serait voisine de Fe^2W et Carnot et Goutal ont isolé dans un acier peu carburé (C = 0,500) et renfermant 6 0/0 de tungstène un composé répondant sensiblement à la formule Fe^3W.

D'autre part, de ferro-tungstène préparé à Philadelphie en 1892, de Bermeville put isoler le composé Fe^4W.

Enfin, dans les usines Biermann, au Hanovre, on isola, à différentes reprises de grands cristaux correspondant à la formule $Fe^3W^3C^3$.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

On voit combien ces résultats sont complexes et variés. Dans les examens micrographiques que nous avons faits sur les ferro-tungstènes, nous avons rencontré dans l'attaque à l'eau régale de la perlite et des plages blanches ; ces dernières se colorent inégalement par le picrate. Elles sont formées probablement d'un carbure double dont la composition n'est pas constante.

Dans les alliages les plus riches en tungstène et suffisamment carburés, on peut colorer toute la surface, hormis quelques grains qui restent d'un blanc très net.

Enfin, dans les alliages à haute teneur en tungstène, mais très peu carburés (0,38), on trouve des cristaux blancs durs entourant une masse facile à rayer ; les cristaux se colorent par le picrate.

Ce doit être du carbure double entourant du tungstène.

Les résultats micrographiques que nous avons obtenus sur les ferro-molybdènes sont en tous points semblables à ceux recueillis sur les ferro-tungstènes : corps dur entourant un constituant plus mou, le premier se colorant plus ou moins par le picrate de soude.

H. Le Chatelier a montré que le tungstène et le molybdène modifient très peu la résistance électrique des aciers ; il semble donc bien ne pas être à l'état dissous.

Carnot et Goutal ont isolé des ferro-molybdènes les composés suivants :

Fe^3Mo^2 d'aciers peu carburés ;

Fe^3Mo^2C d'aciers fortement carburés.

Enfin, Lautsch et Tammann (*Zeit. an. Chemie*, LV, 386, 1907) ont donné quelques indications sur les alliages fer-molybdène. L'étude thermique a été faite pour ces alliages jusqu'à une teneur de 60 0/0 Mo ; les résultats obtenus présentent des anomalies qui les rapprochent des systèmes ternaires et indiquent l'existence d'un composé de Fe et Mo dont la vitesse de formation et de dissociation est faible en comparaison de la vitesse de variation de concentration due à la cristallisation dans le mélange fondu. La composition de ce dernier se trouve modi-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

fiée pendant la solidification comme si l'on ajoutait au système binaire en cours de cristallisation des quantités constamment faibles d'un troisième élément. D'autre part, les alliages MoFe préparés par voie aluminothermique et qui ont été, par suite, portés à une température voisine de 2.100°, et ceux obtenus par fusion des deux métaux à 1.800° diffèrent au point de vue structure, les premiers renfermant beaucoup plus du composé X que les seconds; une trempe à 1.200° ne modifie en rien ces structures, ce qui indique que les réactions à l'état solide ne peuvent pas être la cause de ces différences. Les phénomènes de la solidification ne peuvent, par suite, être interprétés que par l'existence de ce composé X à vitesse de formation et de décomposition lente, et être représentés par un diagramme à trois dimensions. Ce composé apparaît comme élément de cristallisation primaire dans les alliages préparés par voie aluminothermique et, par suite, Fe et Mo ne forment avec lui, que dans une limite restreinte, des cristaux mixtes.

FERRO-ALUMINIUMS ET FONTES A L'ALUMINIUM

Les alliages aluminium-fer ont été étudiés de divers côtés. L'étude la plus récente et la plus complète a été faite par Gwyer, au laboratoire de Tammann (*Zeit. an. Chem.*, LVII, 126, 1898). Elle aboutit aux conclusions suivantes :

1° Les alliages renfermant de 100 à 66 0/0 de fer sont formés d'une solution solide;

2° La constitution des alliages contenant de 66 à 48 0/0 de fer n'a pu être entièrement éclaircie;

3° Les alliages contenant de 48 à 0 0/0 de fer renferment le composé $FeAl^3$.

Hogg a montré (*Iron and Steel Institute*, 1894, II) que l'aluminium précipite le carbone des fontes à l'état de graphite.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Il a trouvé notamment qu'une fonte ayant pour composition :

C total	3,67
C graphite	0,40
Si	0,48
Mn	0,11

donne, après addition d'aluminium, les résultats suivants :

Avec 1 0/0 d'Al,	C graphite	3,48
Avec 4 0/0 d'Al,	—	2,05
Avec 12 0/0 d'Al,	—	0,16

Ces expériences paraissent indiquer que la quantité de graphite dépend essentiellement de la teneur en aluminium, et que, pour 1 0/0 de ce corps, tout le carbone est presque à l'état de graphite.

FERRO-VANADIUMS ET FONTES AU VANADIUM

Les recherches faites par Vogel et Tammann (*Zeit. an. Chem.*, LVIII, 73, 1908) montrent que le fer et le vanadium forment une série ininterrompue de cristaux mixtes avec un minimum pour 32 0/0 Va. Le vanadium employé contenait 1,21 0/0 de silicium ; il fondait à 1.750°. Lorsque les alliages fer-vanadium renferment du carbone, il se forme un carbure qui ne paraît pas se dissoudre lorsqu'on l'introduit dans un bain d'acier. Il faut donc utiliser un ferro-vanadium aussi peu carburé que possible.

On a beaucoup parlé des fontes au vanadium et de leurs propriétés remarquables, notamment au point de vue frottement ; mais aucune étude systématique n'a encore été publiée.

FERRO-TITANES ET FONTES AU TITANE

Il n'y a aucune étude technique générale sur ces produits. L'introduction du titane dans les fontes augmente, assure-t-on, leur dureté minéralogique et diminue l'usure au frottement.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE VIII

THÉORIE DE LA TREMPE ET DU RECUIT DES ALLIAGES DE CUIVRE ET D'ÉTAIN. — BRONZES

Avant-Propos. — Nous nous bornerons à exposer ici les résultats des travaux récents, renvoyant à notre *Traité des Alliages métalliques* pour plus de détails.

Pour rendre plus facilement lisible le diagramme d'Heycock et Neville, nous rappellerons les formes de diagramme (*fig.* 82) qui correspondent :

1° A la formation d'un eutectoïde ou d'un eutectique ;

2° A l'existence d'un point de transformation.

Considérons d'abord le cas du point d'eutexie.

Nous avons deux branches de courbes Am et Bm, aboutissant à un minimum m. L'espace AmB correspond à une phase 2, laquelle est liquide dans le cas de l'eutectique.

Suivant Am, il se forme un corps 1, suivant Bm un corps 3.

Ces deux corps forment un eutectique qui correspond à la transformation univariante de l'horizontale $a'b'$; dans cet eutectique, les corps seront dans les proportions :

$$\frac{1}{3} = \frac{mb'}{ma'}.$$

Les droites Aa' et Bb' limitent les phases 2 et 3 à l'état pur.

Dans le cas de l'eutectique, Aa' et Bb' font partie du solidus.

Considérons maintenant le cas d'un point de transformation T auquel aboutissent deux branches de courbe AT et TB. On

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

sait que, suivant Tt, se passe une réaction qui, si on appelle 2 la phase qui existe au delà de la courbe ATB, 1 la phase qui existe en même temps que 2 au-dessus de la droite tT et 3 la phase qui existe au-dessous de Tt, est représentée par :

$$1 + 2 \rightleftarrows 3.$$

Si 2 est une phase liquide : ATB est le liquidus ; tT indique une transformation dans le liquide.

Diagramme de Heycock et Neville. — Le diagramme déterminé par Heycock et Neville est le suivant (*fig.* 83) :

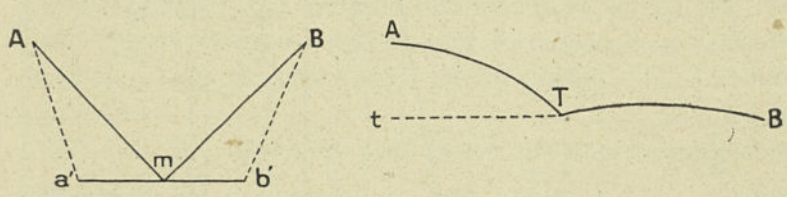


Fig. 82. — Point eutectique. — Point de transformation.

La courbe ABLCDEFGHIK représente les points de solidification commençante. Elle est formée de six branches partant des points ACDG et I.

L'existence de ces six branches démontre d'ores et déjà l'existence de six constituants. Il est bien évident qu'au-dessus de cette courbe on est en présence d'un liquide homogène immédiatement au-dessous d'un liquide mélangé de solide.

Pour déterminer la courbe de fin de solidification, on a utilisé la métallographie microscopique dans les conditions que nous étudierons ultérieurement. On a obtenu ainsi la ligne brisée A*blcdmef*E_2E_3H'H''K.

Les courbes de refroidissement et l'étude micrographique ont permis de diviser le plan en différentes régions indiquées sur le diagramme.

Les phases qui en constituent les différentes portions sont au nombre de sept :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

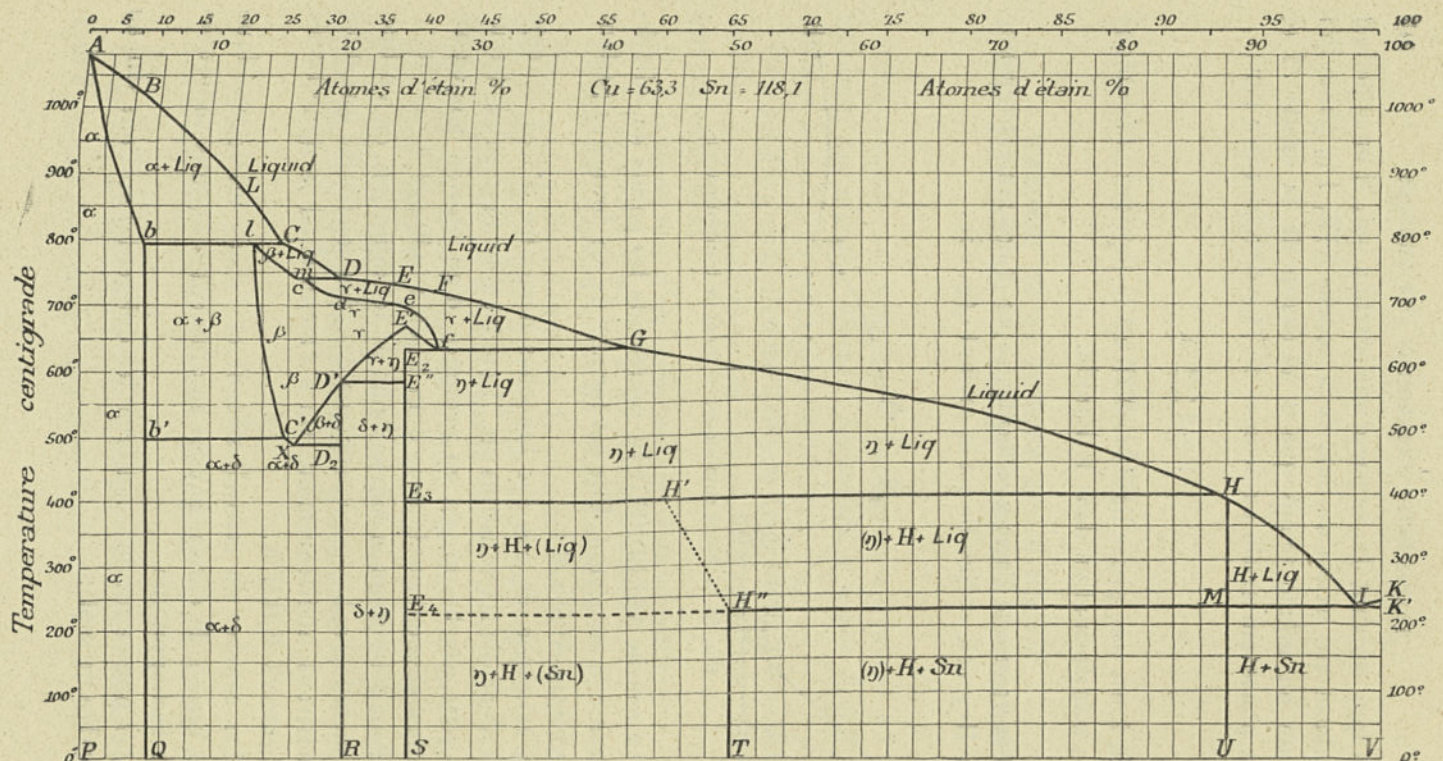


FIG. 83. — Diagramme des alliages cuivre-étain (Heycock et Neville).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

1° La phase liquide que l'on trouve toujours entre la courbe de première solidification et la courbe de seconde solidification ;

2° Les cristaux α formés par des solutions solides isomorphes avec le cuivre pur et renfermant de 0 à 9 0/0 d'étain ;

3° Les cristaux β constitués par des solutions solides renfermant de 22,5 à 27 0/0 d'étain ; Heycock et Neville semblent avoir bien établi qu'il n'existe aucune solution homogène, qui renferme des proportions d'étain intermédiaires entre 9 et 22,5 ;

4° Les cristaux γ qui paraissent présenter une forme cristalline différente des solutions précédentes et dont la composition varie de 28 à 37 0/0 d'étain ;

5° Un corps δ qui possède une structure cristallisée très nette. Ce peut être une solution solide de composition variable ; mais on est plutôt porté à voir, en ces cristaux, la combinaison Cu^4Sn ;

6° Le corps η, que l'on peut isoler aisément, c'est le composé Cu^3Sn ;

7° La substance H qui pourrait être regardée comme la combinaison CuSn ; mais il est à noter que sa composition, qui est constante, annonce toujours un pourcentage de cuivre un peu plus élevé que celui correspondant à cette combinaison. Peut-être serait-ce le composé CuSn renfermant en solution solide une très faible quantité de Cu^3Sn.

Voici comment Heycock et Neville caractérisent ces différents constituants.

1° *Constituant* α. — Le constituant α est toujours plus facilement oxydé que la matière environnante. L'ammoniaque ou l'acide chlorhydrique attaque l'α en le noircissant et laisse très blanche la partie riche en étain. La solution de chlorure ferrique dans l'acide chlorhydrique a sensiblement même effet.

Mais, lorsqu'on est en présence d'un mélange $\alpha + \beta$, α apparaîtra en plus pâle que β, cette dernière substance restant le plus souvent très sombre.

Le constituant α montre un noyau différant quelque peu de la partie extérieure. Ces noyaux s'oxydent plus facilement que

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

la matière extérieure, et ils sont plus rapidement attaqués et brunis par des réactifs, tels que l'ammoniaque. Ils sont donc plus riches en cuivre que les parties extérieures des cristaux.

On le rencontre dans tous les alliages contenant de 0 à 8 0/0 d'étain. Quand on trempe à ces températures de 1.025°, 970° et 850°, on obtient des figures dans lesquelles le corps α qui apparaît en noir est d'autant plus abondant que la température de trempe est plus basse (Phot. 69, 70 et 71, Pl. XVIII).

A 800°, température qui est un peu au-dessous de la courbe de fin de solidification, on obtient le constituant α homogène.

2° *Constituant* β. — Ce constituant est toujours bien plus riche en étain que le constituant α. Lorsque les deux constituants se trouvent en présence, on peut aisément les distinguer : α s'oxyde le premier ; l'ammoniaque fort ternit d'abord α, tandis que β reste très blanc. L'attaque par le chlorure ferrique en solution chlorhydrique est très lente.

L'apparence de ce constituant est la même que celle du corps α. La photographie 72 montre des résultats obtenus en trempant l'alliage contenant 25,5 0/0 d'étain à la température de 750°. En trempant à une température inférieure au solidus, on obtient le corps β homogène. Ce résultat est obtenu avec tous les alliages renfermant de 26 à 32 0/0 d'étain.

Le chlorure ferrique permet, comme nous l'avons dit, de différencier α et β.

3° *Constituant* γ. — Ce constituant, formé comme les précédents, par une solution cuivre-étain, s'attaque avec une très grande difficulté par le réactif ci-dessus indiqué.

Dans la micrographie (Phot. 73, Pl. XIX) qui représente le métal à 47,9 0/0 d'étain trempé à 676°, on voit le constituant γ en cristaux blancs. La partie fine qui les environne est formée par le liquide rapidement solidifié.

L'oxydation à chaud n'agit pas sur ce constituant.

Mais l'acide chlorhydrique assombrit le fond, tandis que γ reste intact.

4° *Constituant* δ. — Il semble correspondre au composé Cu^4Sn

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

et peut être caractérisé au moyen de l'acide chlorhydrique qui noircit α, mais n'a pas d'action sur δ.

On le distingue aisément du composé η, qui n'est autre chose que Cu^3Sn.

En effet, δ se colore en brun par oxydation, η reste blanc : le chlorure ferrique en solution chlorhydrique laisse δ intact, tandis qu'il noircit η. La micrographie 77, Pl. XX, représente l'alliage à 27,6 0/0 d'étain trempé à 450°. La photo 76, Pl. XIX, donne aussi la structure de l'alliage à 33,15 0/0 d'étain, trempé à 590°.

5° *Constituant* η. — L'ammoniaque est sans action sur ce constituant. C'est le composé $SnCu^3$; nous venons d'en indiquer les caractéristiques. En le chauffant pendant fort longtemps à température convenable, on développe considérablement les cristaux. Les micrographies 74 et 75, Pl. XIX, donnent les images d'un bronze à 57,5 d'étain trempé à 600° et du même alliage chauffé à 445° pendant soixante-dix heures.

6° *Constituant* H. — Il diffère peu, nous l'avons dit, du composé CuSn; il se forme très difficilement et seulement dans un refroidissement extrêmement lent (Phot. 78, Pl. XX).

Quand on refroidit un alliage qui, par sa composition, devrait donner le composé SnCu, c'est-à-dire le constituant H, on obtient le constituant η, c'est-à-dire le composé $SnCu^3$. Ce constituant résiste à l'action de l'acide chlorhydrique même très concentré et au mélange de cet acide au chlorure ferrique. Il résiste aussi à l'oxydation lente de l'air beaucoup mieux que η.

Transformation de ces différents constituants. — 1° *Transformation du constituant* α. — Pour les alliages contenant moins de 7 0/0 d'étain, le constituant ne subit pas de transformation. Il est stable à la température ordinaire. Toutefois, la structure subit quelques variations avec la vitesse de refroidissement.

Au commencement de la solidification, les cristaux sont plus riches en cuivre et le liquide moins riche en ce métal que la masse. Mais, au fur et à mesure que la solidification avance, les cristaux qui prennent naissance dans un liquide de plus en

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

plus riche en étain s'enrichissent sur les bords en ce métal. Cette structure apparaît dans la micrographie 79, Pl. XX, donnée par un alliage à 7,2 0/0 d'étain trempé à 800°. Si on laisse refroidir l'alliage lentement, il y a diffusion de l'étain et les cristaux deviennent homogènes.

Quand la teneur en étain dépasse la proportion de 7 0/0, le constituant α se transforme pendant le refroidissement et donne naissance au constituant β.

Si l'on considère l'alliage à 15,6 0/0 d'étain et si on le trempe à 880°, c'est-à-dire au-dessus du point de fin de solidification, on obtient des cristaux de α entourés d'une matière à grains extrêmement fins provenant d'une solidification brusque de la partie encore liquide à la température de 880° (Phot. 80, Pl. XX).

Si l'on trempe le même alliage à une température de 770° et, par conséquent, après la fin de solidification, on reconnaît que le constituant α n'a pas augmenté et on trouve des cristaux β qui commencent à prendre naissance.

A une température basse, il y a dissolution du corps α dans le corps β, et celui-ci va en diminuant.

Pour des alliages renfermant plus de 26 0/0 d'étain, le constituant α ne se forme pas.

2° *Transformation du constituant* β. — Si on laisse refroidir l'alliage à 15,6 0/0 d'étain formé par le mélange $\alpha + \beta$ à 770°, on voit que le constituant β se transforme en se dédoublant en α et δ. On obtient alors un alliage formé du composé α, qui apparaît en noir, et d'un complexe formé de $\alpha + \delta$; ce complexe étant plus difficile à attaquer que le constituant α, il apparaît en blanc.

La photographie 82, Pl. XXI, donne le détail du phénomène ; on y voit le constituant β, qui apparaît en noir uniforme bordé de blanc par le corps δ; le reste est constitué par le corps α.

Les photographies 81 et 83 donnent le même alliage trempé à 470°, au lieu de 546° ; la transformation est plus accentuée. On trouve d'abord le complexe $\alpha + \delta$ bordé au constituant δ et au dehors le constituant α. Ici on ne rencontre plus du tout le constituant β.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

La transformation du constituant β a lieu vers 500° environ.

Dans des alliages riches en étain renfermant 23 0/0 par exemple, on a, au début, des cristaux de α; ceux-ci disparaissent dans le refroidissement en donnant le constituant β, souvent caractérisé par des stries très nombreuses (Phot. 84 et 85).

A une plus basse température, le constituant β donne naissance au constituant α, qui apparaît en blanc sur un fond noir de β non transformé (Phot. 86, Pl. XXII), et enfin on obtient le constituant α qui apparaît en noir, et le complexe $\alpha + \beta$ en blanc (Phot. 87 et 88, Pl. XXII).

Lorsque la teneur en étain est plus grande que celle de l'alliage étudié, il se produit directement le constituant β, sans passer par le constituant α.

Un tel alliage donne, en se transformant, des cristaux de δ (Phot. 89), sur un fond de $\alpha + \delta$. On obtient ainsi souvent des éléments extrêmement fins, $\alpha + \delta$.

3° *Transformation du constituant* γ. — Le constituant γ se transforme en solution solide et homogène dans tous les alliages qui renferment plus de 33 0/0 d'étain. Quand on trempe avant la solidification complète, on obtient la microstructure de la micrographie. Lorsqu'on trempe immédiatement après la solidification complète, on obtient le constituant γ (Phot. 90).

Pendant le refroidissement, le corps γ se transforme en donnant le constituant η (Phot. 91, Pl. XXIII).

Enfin, pour des teneurs encore plus fortes en étain, le constituant η prend naissance directement aux dépens du liquide et peut donner le composé H. Si le refroidissement est extrêmement lent, il faut maintenir un certain nombre de jours à la basse température. On a généralement des cristaux de η bordés de H (Phot. 92, Pl. XXIII).

Nous signalerons qu'une attaque au picrate de soude colore nettement en noir le composé Cu^4Sn, ce qui permet de le différencier des autres constituants. Nous donnons quelques micrographies (Phot. 93 à 98, Pl. XXIV et XXV) de bronzes industriels refroidis normalement et trempés.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Recherches de Shepherd et Upton. — Shepherd et Upton ont précisé la partie la plus intéressante du diagramme, celle qui correspond aux alliages les plus usités dans l'industrie (*fig.* 84). Ils ont démontré les points suivants :

1° La ligne qui sépare la région de la solution α pure des régions voisines solides est une courbe et non une verticale ;

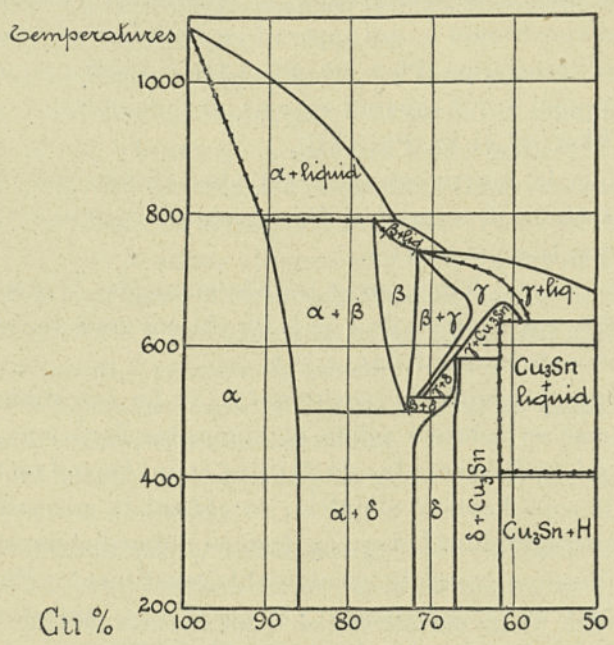


Fig. 84. — Diagramme des alliages cuivre-étain (Shepherd et Upton).

2° La transformation

$$\beta \rightleftarrows \alpha + \delta,$$

se fait bien à 500° ;

3° Le constituant δ n'est pas le composé Cu^4Sn, mais une solution solide dont la concentration peut varier dans les limites indiquées sur le diagramme ;

4° Le reste du diagramme est sensiblement en accord avec les déterminations de Heycock et Neville.

Toutefois, on ne comprend pas bien comment Shepherd et

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Upton ont été conduits à séparer certaines lignes limitant l'espace de constituant γ pur, lesquelles devraient aboutir aux mêmes points sur les horizontales.

On voit, en somme, que l'on a un eutectoïde au point bas de la région β pur, là où se passe la réaction indiquée ci-dessus.

Une autre particularité à noter dans ce diagramme très complexe est la suivante :

Si l'on considère, par exemple, l'alliage à 60 0/0 de cuivre jusqu'à 410°, il est formé de Cu^3Sn et du constituant H entre 410° et 630° (environ) ; il est formé du composé Cu^3Sn et de la phase liquide. Un peu au-dessus de 630° (environ), il repasse à l'état solide et est constitué par $\gamma + Cu^3Sn$.

La température augmentant, il prend la constitution γ pur, puis $\gamma +$ liquide et, enfin, il devient entièrement liquide.

Voici donc un exemple unique, croyons-nous, d'un alliage qui, lorsqu'on le chauffe, passe en partie à l'état liquide, puis se solidifie à nouveau, pour passer ensuite partiellement et totalement à l'état liquide.

Conclusions industrielles. — Nous voyons, d'après ces travaux, que les bronzes possèdent de nombreux points de transformation.

Il est notamment à retenir que, parmi les alliages utilisés continuellement en mécanique, ceux qui renferment entre 80 *et* 87 0/0 *de cuivre changent de structure vers* 500°.

D'autre part, le recuit uniformise la structure d'un bronze formé de la solution α *: après recuit à* 500-600°, *on obtient des polyèdres d'une netteté très grande ; en augmentant la température et le temps de chauffage, la grandeur des polyèdres augmente.*

Toutefois, il semble y avoir, comme pour les aciers, une limite de grosseur pour chaque température.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE IX

THÉORIE DE LA TREMPE ET DU RECUIT DES ALLIAGES DE CUIVRE ET DE ZINC (LAITONS)

Diagramme. — *Étude Shepherd.* — Sans nous attarder aux recherches qui précédèrent celles de Shepherd, nous donnerons de suite le diagramme auquel celui-ci est arrivé.

Le liquidus est formé de six branches auxquelles correspondent six phases, qui, d'après l'auteur, sont toutes des solutions solides : aucune n'est formée par un composé défini. Le tableau suivant résume la composition des phases.

COMPOSITION du LIQUIDUS	COMPOSITION du SOLIDUS	LIMITE DE COMPOSITION des CRISTAUX A 400°
100 à 63 0/0 Cu	71 à 100 0/0 Cu	64 à 100 0/0 Cu
63 à 40 0/0 Cu	45 à 64 0/0 Cu	51 à 53,5 0/0 Cu
40 à 19 0/0 Cu	31 à 40 0/0 Cu	31 à 40 0/0 Cu
19 à 12 0/0 Cu	23 à 30 0/0 Cu	Instable
12 à 2 0/0 Cu	13 à 19 0/0 Cu	13 à 19 0/0 Cu
2 à 0 0/0 Cu	0 à 2,5 0/0 Cu	0 à 2,5 0/0 Cu

Le diagramme assez complexe de la figure 85 donne la composition des différents alliages aux différentes températures supérieures à 400° (au-dessous il n'y a aucune transformation).

Le diagramme a été obtenu non seulement au moyen des courbes de refroidissement, mais aussi par une étude micrographique très détaillée.

Analysant les différents constituants du diagramme, Shepherd arrive aux conclusions suivantes : les alliages qui renferment

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

plus de 70 0/0 de cuivre ne présentent pas de différence, qu'ils soient fondus ou recuits, ainsi que le fait prévoir le diagramme. Ils présentent tous les dendrites bien connus rappelant la phase α des bronzes; quand on recuit ces alliages, on fait disparaître le réseau de dendrites, et on obtient de grandes plages uniformes.

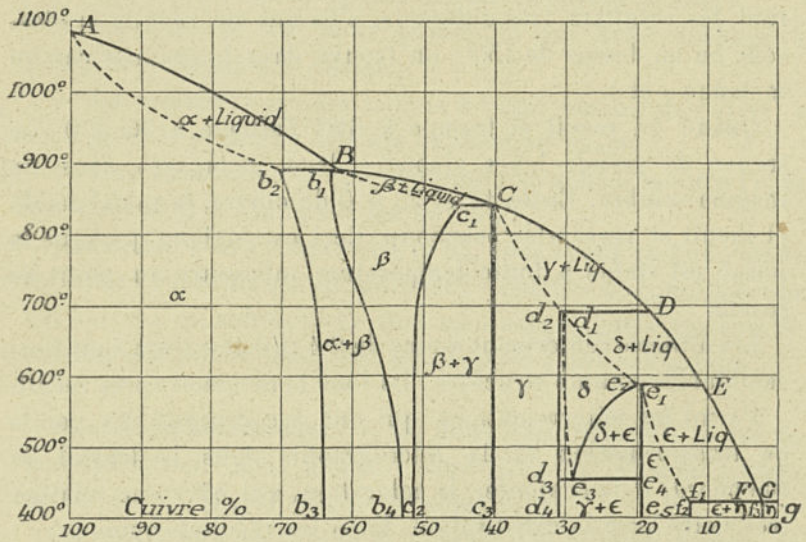


Fig. 85. — Diagramme des alliages cuivre-zinc (Shepherd).

Pour des concentrations qui correspondent à la partie BD du liquidus, les cristaux β se séparent d'abord. Ils ont une couleur de cuivre brillant. Si on trempe un alliage correspondant à b_3b_4, on trouve des polyèdres de la solution solide β, tandis que, si l'on considère l'alliage recuit à 700°, ou au-dessous, on trouve des cristaux de α, qui se sont séparés de la solution solide α + β.

Entre 54 et 51 0/0 de cuivre, on a du β pur, qui ne se dissocie jamais par le recuit.

L'alliage à 50 0/0 trempé à 800° dans l'eau donne du β pur. S'il est trempé à température plus basse, les cristaux γ se séparent de la masse. Le recuit développe d'ailleurs ces cristaux.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Pour les alliages de la région $Cc_1c_2c_3$, on obtient un mélange de $\beta + \gamma$. Dans l'espace $c_3Cd_2d_4$, on obtient le constituant γ pur.

Pour les produits renfermant moins de 31 0/0 de cuivre, le diagramme indique très nettement les transformations qui ont lieu.

C'est ainsi que les alliages à 28 et 30 0/0 de cuivre donneront des résultats très différents, s'ils ont été recuits au-dessous ou au-dessus de 450°; on trouve dans le premier cas un mélange γ et δ.

Quand on recuit et trempe à 640° l'alliage à 30 0/0, on trouve de grands lobes arrondis de δ incorporés dans un magma sombre. Entre 12 et 25 0/0 de cuivre, le métal fondu et recuit se ressemble beaucoup. Ceci est logique, puisque la phase est stable à toute température inférieure au point de fusion.

Les alliages renfermant moins de 2,4 0/0 de cuivre sont tous semblables comme structure; ils sont homogènes après recuit.

Parmi les déterminations qui ont accompagné les points de transformation et la micrographie dans le travail de Shepherd, il faut ajouter la coloration, qui offre une relation très nette avec la constitution. Voici les résultats obtenus :

COMPOSITION en Cu 0/0	CONSTITUTION de L'ALLIAGE	COULEUR DU MÉTAL LIMÉ	COULEUR DE LA CASSURE
100 à 63	α	Allant du rouge au jaune.	Jaune.
63 à 54	$\beta + \alpha$	Jaune rouge au jaune.	Jaune or.
54 à 51	β	Jaune rougeâtre.	Rouge jaunâtre.
51 à 43	$\beta + \gamma$	— —	— —
43 à 40	$\gamma + \beta$	Rouge jaunâtre.	Argentin avec nuance rosée.
40 à 30	γ	Argent.	Argent très brillant.
30 à 20	$\gamma + \varepsilon + \delta$	Argent gris à gris bleu.	Argent gris.
20 à 13	ε	Gris bleuté.	Gris bleuté.
13 à 2,5	$\varepsilon + \eta$	Gris bleuté de plus en plus clair.	Zinc.
2,5 à 0	η	Zinc.	Zinc.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

En résumé, les conclusions données par Shepherd sont les suivantes :

1° Le cuivre et le zinc forment six séries de solutions solides dénommées α, β, γ, δ, ε, η. Les concentrations limites de ces solutions solides ont été déterminées ;

2° On a tracé le diagramme d'équilibre du système ;

3° Il n'y a pas de composés définis de cuivre de zinc ;

4° On a trouvé un point quadruple qui avait échappé à l'attention de Roberts-Austen ;

5° La couleur rouge des laitons à basse teneur de cuivre a reçu pour la première fois son explication exacte ;

6° Une série complète de photomicrographies montre l'effet du traitement à chaud sur les laitons.

Remarque. — Au chapitre III, p. 85, nous avons vu que l'étude faite par Pouschine paraît indiquer l'existence de combinaisons qui entrent en solution. Ce sont en quelque sorte ces combinaisons qui différencieraient les diverses solutions solides.

Conclusions industrielles. — En nous plaçant à un point de vue industriel, nous avons à considérer les alliages renfermant plus de 54 0/0 en cuivre (point b_4).

On voit tout d'abord que la plupart des alliages formés de la solution α pure ne prennent pas la trempe. Cependant ceux qui contiennent entre 64 (point b_3) et 70 0/0 de cuivre donnent par trempe un mélange de $\alpha + \beta$.

Les alliages correspondant à b_3 b_4 prennent la trempe.

Nous disons de suite que ces trempes ne sont pas intéressantes pour l'industrie : en effet, elles communiquent aux alliages α une structure que l'on peut atteindre avec un prix de revient moindre, puisque la teneur en cuivre des alliages de même structure avant trempe est moins élevée ; elles auraient bien l'avantage de transformer un alliage formé de $\alpha + \beta$, laminable à chaud, en un alliage constitué par β pur, ce qui, dans certains cas, est avantageux, à cause de la couleur rosée de ce constituant qui imite le bronze. Mais le constituant β amène de la fragilité, de telle sorte que les alliages

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

qui, par trempe, donnent β pur, ne peuvent pas être utilisés après ce traitement thermique.

Au point de vue du recuit, voici les observations que l'on peut faire.

Si nous considérons les alliages renfermant plus de 65 0/0 de cuivre-zinc et si nous les recuisons à environ 600°, on voit se développer des cristaux à arêtes rectilignes; petit à petit, la structure dendritique disparaît, et bientôt ces cristaux envahissent toute la masse (Phot. 101 à 104). Leur dimension est d'autant plus grande que la température de recuit est plus élevée. Il est bien évident qu'un traitement mécanique, tel que laminage, étirage, martelage, déforme les cristaux, et cela d'autant plus que l'écrouissage est plus prononcé (Phot. 105 à 107). On peut d'ailleurs les reconstituer par un nouveau recuit.

Lorsqu'on atteint dans le recuit des températures élevées, telles que 800 à 900°, on obtient des cristaux extrêmement développés ; ce sont des octaèdres présentant de nombreuses mâcles. La micrographie donne, comme dans la ferrite, des faces éclairées et des faces sombres (Phot. 102 et 103, Pl. XXVI).

Si l'on examine ces cristaux à de très forts grossissements, on n'y découvre aucun détail.

Les alliages renfermant de 55 à 65 0/0 de cuivre ne sont pas sensiblement atteints par recuit; les cristaux qu'ils renferment se développent un peu (Phot. 108 à 112, Pl. XXVIII). Il est un point particulièrement intéressant à signaler pour l'industrie : nous verrons plus loin que, lorsqu'on porte un laiton à trop haute température, en le recuisant, on obtient un métal qui ne possède plus aucune qualité mécanique; suivant l'expression consacrée, il est *brûlé*. On voit alors apparaître dans le métal des piqûres qui rappellent les bulles de gaz et, d'autre part, des fissures se forment faisant un véritable réseau autour des cristaux. Charpy a montré qu'un laiton est d'autant plus facile à altérer par recuit qu'il contient plus d'impuretés. Il semble alors qu'il se forme autour des cristaux un alliage qui, amené à l'état fusible, dissout petit à petit les cristaux.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE X

THÉORIE DE LA TREMPE ET DU RECUIT DES ALLIAGES CUIVRE-ALUMINIUM (BRONZES D'ALUMINIUM)

Recherches diverses sur le liquidus. — Les alliages de cuivre et d'aluminium ont donné lieu à de nombreux travaux : le liquidus a été déterminé par Henry Le Chatelier. Il comporte deux maxima qui paraissent correspondre aux deux composés Al^2Cu et $AlCu^3$.

Le Chatelier a été conduit par des recherches micrographiques à admettre le composé AlCu. Dans nos recherches sur les alliages d'aluminium par voie chimique, nous avons retrouvé ces trois composés.

Campbell a repris l'étude de ces alliages.

D'après lui, les alliages contenant de 0 à 54 0/0 de cuivre forment une série simple avec point eutectique vers 32 0/0 de Cu. De 0 à 32, c'est l'aluminium; de 32 à 54, le composé Al^2Cu qui se déposent suivant le liquidus ; mais les cristaux ne sont jamais purs et renferment environ 2 0/0 de cuivre ou d'aluminium en solution solide.

Au-dessus de 54 de Cu, $CuAl^2$ décroît et l'on voit apparaître un nouveau constituant qui reste seul entre 78 et 83 0/0 de Cu. On ne peut identifier ce composé, parce qu'il se forme toujours des solutions solides.

De 83 à 90 0/0 de Cu les alliages se solidifient comme solutions solides et se résolvent, pendant le refroidissement lent, en un complexe de phases à droite et à gauche d'un point

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

eutectique situé à 87 0/0 ; aussi ces alliages prennent-ils la trempe : ils montrent alors la structure de la martensite.

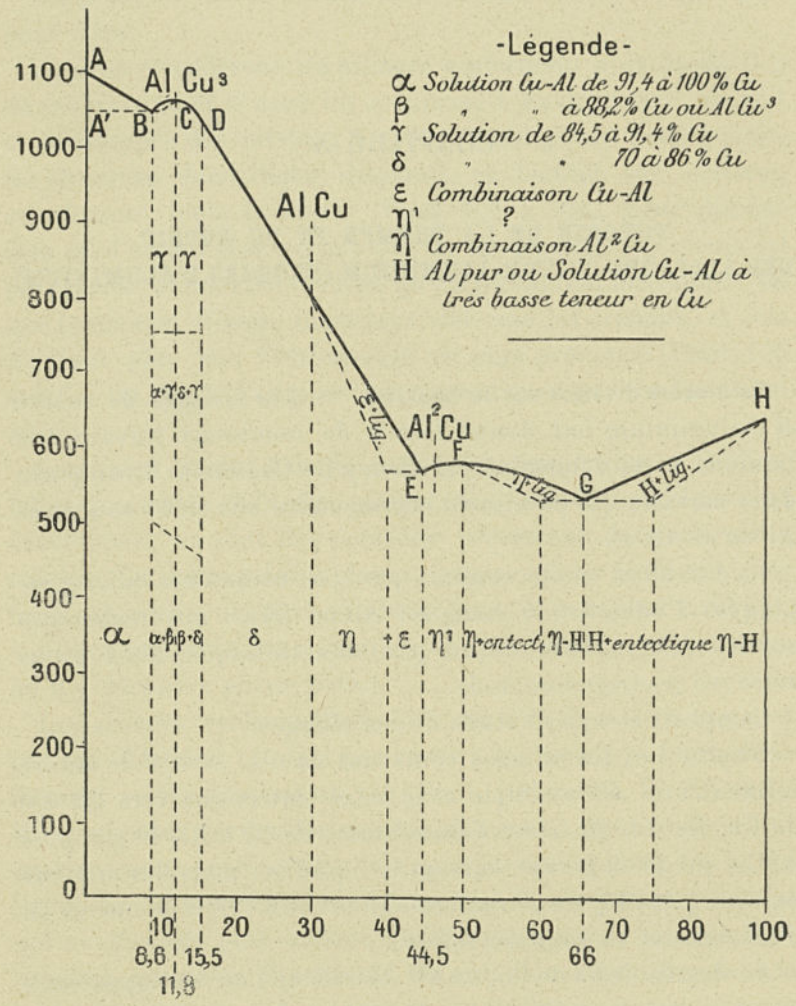


FIG. 86. — Diagramme des alliages cuivre-aluminium.

Au-dessus de 92 de Cu, on n'a plus que des solutions solides (Osmond, *les Progrès de la métallographie :* Congrès de Bruxelles, p. 22).

Nous avons repris l'étude de ces alliages.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

D'après H. Le Chatelier, le liquide comporte (*fig.* 86) une droite AB, une branche BCD accusant un maximum, une droite DE, une autre branche EFG comportant un autre maximum F et une droite GH. Le premier maximum correspond à l'alliage qui aurait pour formule Cu^3Al. Au maximum E correspond à peu près le composé Al^2Cu. H. Le Chatelier a fait remarquer qu'il n'y avait pas une coïncidence absolue.

En reprenant la détermination des points de fusion, nous avons retrouvé des résultats identiques ; la seule différence importante réside dans ce que la droite A'B paraît avoir une inclinaison beaucoup moindre ; à quelques degrés près tous les alliages correspondant à la branche A'B fondraient à la même température très voisine de celle du cuivre.

Nous avons cherché à déterminer la courbe du solidus. A cet effet nous avons étudié, d'une part, les courbes de solidification des différents alliages et, d'autre part, la micrographie d'alliages trempés à des températures décroissantes à partir du point de fusion.

Les résultats que nous avons obtenus manquent assurément de précision, et nous ne saurions les donner comme certains. Très souvent la fin de la fusion n'est pas nette ; il en est de même de l'apparition du liquidus au microscope.

Toutefois, nous croyons que la forme du liquidus s'écarte peu de celle que nous donnons; nous pouvons affirmer que les alliages suivants se solidifient en même temps dans toute leur masse :

1° Dans le voisinage immédiat de 66 0/0 d'aluminium ;

2° Dans le voisinage de 46 à 48 0/0 d'aluminium ;

3° Dans le voisinage de 30 0/0 d'aluminium ;

4° Dans le voisinage de 11 à 12 0/0 d'aluminium.

Enfin les alliages de la droite AB semblent bien n'avoir qu'un seul point de solidification.

Points de transformation. — Breuil a présenté à la section française de l'Association internationale des Méthodes d'Essais, puis à l'Académie des Sciences, une note à laquelle nous avons

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

répondu (séance de janvier à l'Association des Méthodes d'essais). Dans cette note, Breuil signale qu'un alliage dont il ne donne pas la composition, mais qui est principalement formé de cuivre et d'aluminium, fond entre 1.010° et 1.030° et présente un point singulier entre 670 et 730°.

En étudiant les alliages cuivre-aluminium au moyen du galvanomètre double de H. Le Chatelier (méthode de Saladin), nous sommes arrivés aux résultats suivants :

Les alliages renfermant de 0 à 8 0/0 d'aluminium ou plus de 25 0/0 de ce métal ne présentent aucun point de transformation.

Les alliages qui contiennent entre 8 et 15 0/0 d'aluminium présentent au moins un point de transformation.

Voici les résultats obtenus :

COMPOSITION		POINTS DE TRANSFORMATION	
Cu 91,8	Al	A L'ÉCHAUFFEMENT	AU REFROIDISSEMENT
90	10	490	525
89,5	10,5	1er point très accentué 400-475	500
		2me — peu net 750	750
88	12	1er — très accentué 390-450	500-425
		2me — peu — 750	»
86	14	1er — très — 390-450	450
		2me — peu — 750	»

Portons ces points à l'échauffement, et nous établirons ainsi le diagramme complet des alliages aluminium-cuivre.

Influence des chauffages successifs. — Nous avons noté que, pour certains alliages, le point de transformation au refroidissement était supérieur au point de transformation à l'échauffement. Ceci semble, *a priori*, tout à fait contraire à la logique. On peut, toutefois, expliquer ce phénomène par ce fait que le métal préalablement constitué d'une solution α et du constituant β se transforme en une solution γ, quand il passe par

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

le point de transformation et qu'au refroidissement cette solution γ ne donne pas les constituants $\alpha + \beta$, mais bien une solution α' différente de α et la solution β.

On peut encore penser que le phénomène est plus lent au refroidissement et que sa fin n'est pas nette.

Nous avons examiné si les chauffages réitérés n'ont pas d'influence sur la position du point de transformation.

Voici quelques-uns des résultats obtenus :

CHAUFFAGE	POINTS DE TRANSFORMATION	
	ÉCHAUFFEMENT	REFROIDISSEMENT
Premier	1° 410-475 2° 750	500 750
Deuxième Le deuxième point se traduit ici par une suite de perturbations qui semble indiquer une succession de transformations.	450-500	550 à 500
Premier	450-600	550
Deuxième	450-600 700-800	800 à 550

On voit donc que la position des points n'est pas sensiblement modifiée, mais que la transformation semble s'étendre sur une certaine échelle de température. C'est bien ce que va établir d'une façon irréfutable la micrographie.

Micrographie. — L'étude micrographique des alliages aluminium-cuivre a été faite par Henry Le Chatelier en superposant à l'état fondu du cuivre et de l'aluminium par ordre de densité et en les protégeant de l'oxydation par une couche de sels fondus. H. Le Chatelier a défini ainsi quatre combinaisons, des cristaux très nets de la combinaison Al^2Cu, de grands cristallites jaunes qui seraient Cu^3Al et deux autres combinaisons intermédiaires dont les formules n'ont pu être établies.

Nous avons repris l'étude micrographique de ces alliages et les résultats que nous avons obtenus précisent un grand

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

nombre de points et paraissent bien démontrer que le composé Cu^3Al n'est pas formé par ces cristaux jaunâtres signalés par H. Le Chatelier.

L'étude micrographique nous montre l'existence de sept constituants que nous désignerons par les lettres α, β, γ, δ, ε, η, H.

1° *Constituant* α. — Le constituant est une solution cuivre-aluminium renfermant de 0 à 8 0/0 d'aluminium.

Elle apparaît en jaune or par le perchlorure de fer en solution chlorhydrique (réactif d'Heycock et Neville) et par le chlorure de cuivre ammoniacal.

Tous les alliages correspondant à la droite AB sont formés de cette solution α.

L'attaque ne fait apparaître que des polyèdres plus ou moins importants et qui se voient à l'œil nu.

Lorsque, prenant un de ces alliages, on le trempe à des températures inférieures au solidus, on n'obtient aucun changement apparent dans la structure. Cependant parfois on voit se former des clivages qui rayonnent à partir du bord. Ceux-ci sont probablement dus à la contraction occasionnée par le brusque refroidissement. Généralement les polyèdres — du moins ceux situés sur les bords — diminuent d'importance. Un recuit un peu prolongé peut également amener les plans de clivage.

2° *Constituant* β. — Lorsque la teneur en aluminium dépasse 8 0/0, on voit, sur les alliages refroidis lentement, apparaître les masses colorées en noir dans l'attaque au perchlorure ou au chlorure de cuivre ; cette masse noire entoure de grands cristallites que l'on a toujours pris pour le composé Cu^3Al. Or, ces cristallites ont absolument les mêmes caractères que la solution. De plus ils vont en diminuant quand le pourcentage d'aluminum augmente, tandis que l'autre constituant, que nous appellerons β, prend de l'importance (Phot. 113 et 114, Pl. XXIX).

Si l'on examine à fort grossissement le constituant β, on le trouve formé de toutes petites aiguilles qui justifient la méprise

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

qu'ont éprouvée certains expérimentateurs en le prenant pour un eutectique.

Si l'on considère l'alliage à 88,1 0/0 de cuivre (Phot. 121, Pl. XXXI), l'attaque au perchlorure fait apparaître de vastes polyèdres que l'on voit à l'œil nu et qui sont remplis de petites aiguilles du constituant β.

Ce constituant β correspond bien au premier maximum de la courbe de fusibilité. Il ne saurait être que ou un composé défini ou une solution solide.

Nous avons dit plus haut que les cristallites qui étaient entourés du constituant β devraient être la solution α.

Une preuve de plus à l'appui de cette hypothèse est la suivante :

Si l'on prend l'alliage à 91,8 0/0 de cuivre, qui contient un peu de constituant β et beaucoup de constituant α et qu'on le recuise à 900 0/0, on voit apparaître des polyèdres comme dans les alliages formés de la solution α, et le constituant β forme simplement des lignes noires au milieu de la préparation (Phot. 115, Pl. XXIX).

En un mot, les alliages renfermant entre 8,6 et 11,8 d'aluminium sont formés, après refroidissement lent, par les constituants α et β, ce dernier étant d'autant plus abondant que la teneur en aluminium est plus élevée.

3° *Constituant* γ. — Ce constituant n'existe jamais dans les alliages refroidis lentement.

Il est caractéristique de tous les alliages renfermant entre 8,6 et 11,8 0/0 d'aluminium et qui ont été refroidis brusquement à une température supérieure à leur point de transformation.

Il nous semble utile d'en étudier un exemple en détail.

Prenons l'alliage à 90,2 0/0 de cuivre dont nous avons donné la microstructure après refroidissement lent.

Si nous le trempons juste au-dessus de son premier point de transformation (525° au refroidissement), nous voyons le constituant β se modifier ; l'attaque au perchlorure de fer montre des aiguilles blanches très fines. On obtient le même résultat avec l'oxyde de cuivre ammoniacal.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le même résultat est obtenu, quelle que soit la température de trempe, entre 355 et 750°. A partir de cette température (qui correspond au second point de transformation à peine visible sur les courbes de refroidissement) une seconde modification s'opère : le constituant α tend à disparaître. Plus la température de trempe se rapproche des solidus, moins il reste du constituant α ; le facteur temps de chauffe à température constante agit de même.

Les photographies 116 et 117, Pl. XXX, donnent la microstructure de l'alliage à 90,2 0/0 de cuivre trempé à 600°, la modification n'a touché absolument que le constituant β.

La photographie 118, Pl. XXX, reproduit la structure du même alliage trempé à 750° ; ici le constituant α a partiellement disparu.

Ceci est plus accentué encore dans les trempes à 950° (Phot. 119 et 120, Pl. XXX) : le constituant α a presque disparu ; il n'existe plus à 950 0/0.

Les alliages à constitution analogue nous ont donné dans la trempe des résultats semblables. Il en est un dont l'étude est particulièrement intéressante : c'est celui qui correspond au maximum de la courbe de fusibilité. On sait que cet alliage, refroidi lentement, montre d'importants polyèdres remplis de petites aiguilles se colorant facilement par le perchlorure de fer (constituant β).

On n'apporte aucune modification tant que la température de trempe est inférieure au point de transformation (500° au refroidissement). A une température un peu supérieure, les lignes qui séparent les polyèdres s'éclaircissent et, dans l'intérieur, on voit de petites aiguilles blanches. A 750° (Phot. 122), on voit très nettement les grandes aiguilles blanches, qui sont d'autant plus nettes que la température est plus élevée, comme le montre la photographie 123 reproduisant la microstructure de l'alliage trempé à 900°.

Nous n'avons pas noté que les aiguilles s'arrêtassent toujours nettement aux abords des polyèdres, ni qu'elles fussent paral-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

lèles dans une zone déterminée, sans que celle-ci coïncide avec les polyèdres. Nous croyons que les deux points signalés par Breuil, d'une part, la formation d'aiguilles, d'autre part l'existence de plans de clivage, sont absolument différents. Ces phénomènes ne sauraient non plus être rapprochés, comme l'a fait Breuil, de l'accentuation des plans de clivage que nous avons signalés dans certains aciers au nickel ou au manganèse. Nous n'avons pas admis que ces déformations cristallines fussent de l'austenite, comme le dit Breuil, mais bien au contraire la transformation ou plutôt un temps de la transformation de l'austenite en martensite. Nous pensons seulement qu'ici on est en présence d'une solution solide (constituant γ) qui existe à haute température et qui est maintenue par un refroidissement brusque, phénomène absolument analogue à la production de la martensite.

4° *Constituant* δ. — Quand la teneur en aluminium varie de 11,8 à 15,5, la microstructure montre le constituant β englobé dans une solution solide dont la couleur, dans l'attaque au perchlorure de fer, varie depuis l'or rougeâtre jusqu'à l'or pâle. C'est une solution solide que nous désignerons par la lettre δ et que nous allons rencontrer dans les alliages plus riches en aluminium.

En effet, lorsque la teneur en ce métal dépasse 15,5, on se trouve en présence de produits homogènes dans lesquels toute attaque, acides étendus ou forts, alcalis, perchlorure, etc., ne peut faire apparaître que des polyèdres avec des plans de clivage plus ou moins accentués. Il en est ainsi jusqu'à 30 0/0 d'aluminium.

Le photogramme représente l'alliage à 22 0/0 d'aluminium, attaqué à l'acide azotique concentré.

5° *Constituant* ε. — Lorsque la teneur en aluminium dépasse 30 0/0, on se trouve en présence d'alliages qui, attaqués par la potasse, laissent voir de grands cristallites aux bords arrondis, le fond devenant noir.

Le polissage en bas-relief les fait apparaître en bleuté; ils semblent posséder une grande dureté.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

L'importance de ces cristallites diminue au fur et à mesure que l'aluminium augmente, comme le montrent les photogrammes reproduisant les microstructures des alliages à 32 et 37 0/0 d'aluminium.

Lorsque la teneur d'aluminium atteint 40 0/0, l'aspect change, bien que gardant ses principaux caractères.

Les cristallites changent de forme : on voit apparaître de grandes aiguilles qui ont absolument les mêmes caractères qu'elles.

La teneur en aluminium croissant, ces aiguilles apparaissent bientôt seules et leur importance diminue :

Nous croyons n'être ici qu'en présence d'un seul et même constituant que nous désignerons par ε.

Le constituant ε doit être le composé AlCu.

Le constituant est stable à toute température inférieure au solidus.

Quant au constituant qui forme le fond de ces alliages et qui s'attaque par la potasse, nous allons le définir maintenant.

6° *Constituant* η. — Quand la teneur en aluminium varie de 44 à 46, il semble que l'on se trouve en présence d'une solution solide de composition très voisine du composé Al^2Cu. Nous l'appelons η.

Lorsque la teneur en aluminium dépasse 47, on voit les grands cristaux très nets, déjà définis par Le Chatelier; ils sont entourés d'un eutectique.

Ces cristaux diminuent, tandis que l'eutectique augmente, lorsque la teneur en aluminium croît.

Il en est ainsi jusqu'à 66 0/0 d'aluminium. L'acide chlorhydrique étendu fait très bien apparaître la constitution de cet alliage.

Le constituant η paraît bien être la combinaison Al^2Cu.

Il est stable à toute température inférieure au solidus.

7° *Constituant* H. — Pour une teneur supérieure en aluminium à 66 0/0, on trouve toujours de l'eutectique ; mais ce constituant qu'entoure cet eutectique est autre, nous l'appellerons H.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Il s'attaque beaucoup plus rapidement que η par la potasse et les acides.

De plus, la cristallisation n'est plus nette.

Ce doit être de l'aluminium ou une solution aluminium-cuivre à très basse teneur en cuivre. Comme η, H est stable à toute température inférieure au solidus.

En résumé, l'étude micrographique des alliages de cuivre et d'aluminium conduit à définir sept constituants, à savoir :

Le constituant α, solution contenant de 0 à 8 0/0 d'aluminium.

C'est ce constituant qui a été confondu jusqu'ici avec le composé Cu^3Al ;

Le constituant β, qui serait ou le composé Cu^3Al ou une solution solide ;

Le constituant γ, solution solide qui ne prend naissance que par trempe et qui renferme de 8,6 à 15,5 0/0 d'aluminium ;

Le constituant δ, solution solide dont la teneur en aluminium varie de 15,5 à 30 0/0 ;

Le constituant ε, qui paraît être le composé AlCu ;

Le constituant η, qui est le composé Al^2Cu ;

Il existe probablement une solution η_1 renfermant de 44,5 à 46 Al 0/0 ;

Le constituant H, qui est soit l'aluminium pur, soit une solution aluminium-cuivre à très faible teneur en aluminium.

Influence des traitements. — Trempe. — Nous avons dit, à propos du constituant γ, l'influence de la trempe à différentes températures sur la constitution des alliages qui renferment de 8,6 à 11,8 d'aluminium.

Nous avons montré que la transformation est plus ou moins incomplète suivant la température et le temps de chauffe.

En trempant des échantillons pendant le refroidissement qui suit immédiatement la fusion, les résultats ont été identiques à ceux trouvés à l'échauffement.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Recuit et trempe. — Le recuit n'a pas d'influence sur la structure des alliages renfermant plus de 11,8 d'aluminium.

Sur les autres alliages, l'influence du recuit est très nette.

Pour les produits renfermant moins de 8,6 0/0 d'aluminium, le recuit agrandit les polyèdres et détermine la formation ou l'accentuation des plans de clivage.

Pour ceux renfermant de 11,8 à 8,6 0/0 d'aluminium, la température dépassant le point de transformation, la solution α forme des polyèdres impossibles à indiquer sans avoir les figures elles-mêmes. On notera que le composé β forme des bandes noires (attaque au perchlorure de fer).

Si l'on prend de ces alliages trempés dans des conditions telles que la transformation déjà indiquée ait lieu et si on les soumet au recuit, on fait disparaître le nouveau constituant, et on régénère la première microstructure.

La loi qui préside à cette transformation est d'ailleurs semblable à celle qui préside au revenu des aciers trempés.

Nous insistons sur ce que la forme que nous avons donnée au liquidus était très approximative. C'est ainsi que nous n'avons pu définir la ligne partant du point H et limitant l'espace H liquidus; c'est pourquoi l'espace au-dessous a été désigné par H eutectique n — H, alors qu'il y a, en réalité, comme nous l'avons noté dans le texte, un espace du diagramme correspondant à H pur, espace très restreint, puisque la solution solide H est à faible teneur en cuivre.

Recherches de Carpenter et Edwards. — Le huitième Rapport du Comité des Alliages du Mechanical Engineers, présenté par Carpenter et Edwards, a trait aux alliages de cuivre et d'aluminium.

Le liquidus concorde bien avec celui déterminé précédemment.

Il est représenté par la courbe ABCDEFGHJK (*fig.* 87). Cependant les auteurs n'ont pas trouvé à 46 0/0 d'aluminium un changement de pente aussi prononcé que celui que nous avions noté.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le liquidus indique deux eutectiques en B et I, un maximum en D, un point de transition en H.

Si l'on observe l'alliage qui correspond au point I, on trouve bien la structure caractéristique de l'eutectique; il n'en est plus de même en B.

Mais cela peut s'expliquer. En effet nous savons que, dans un eutectique *m*, les deux constituants α et β sont dans le rapport

$$\frac{\alpha}{\beta} = \frac{mb}{ma},$$

mb et *ma* étant les longueurs de l'horizontale passant par l'eutectique et comprise entre celui-ci et les lignes obliques du liquidus.

Supposons que le point *b* se rapproche de *m*, le constituant α devient de moins en moins important dans l'eutectique et, si le solidus coïncide avec le liquidus (confusion des deux points *m* et *b*), α disparaît de l'eutectique.

Enfin, si les deux points *b* et *a* coïncident avec *m*, on a deux solutions solides sans eutectique; c'est bien ce qui se passe ici.

Le solidus n'a pu être déterminé entièrement. A partir de 16 0/0 d'aluminium, il paraît être F*efghj*I*k*K. Pour les autres alliages, il a été impossible d'avoir une distinction entre le liquidus et le solidus; ceci coïncide bien avec nos propres recherches.

Enfin les auteurs ont trouvé un certain nombre de points de transformation; ils ont notamment confirmé l'existence de transformations dans les alliages contenant de 7,35 à 16 0/0 d'aluminium; toutefois, ils n'ont pas trouvé les mêmes températures que nous.

En somme, les différents constituants, auxquels sont arrivés Carpenter et Edwards, sont :

α, solution solide contenant de 0 à 9 0/0 d'aluminium;

α', qui serait le composé Cu^4Al;

β, composé Cu^3Al;

γ, solution solide pouvant contenir de 16 à 27 0/0 d'aluminium;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

δ, composé $CuAl^2$;

ε, solution solide de cuivre dans l'aluminium, à très faible teneur en cuivre.

Il nous paraît utile de montrer comment les auteurs ont discuté l'équilibre entre les phases des différents alliages. Voici comment ils s'expriment à ce sujet :

Groupe AB (*contenant de* 0 *à* 7,35 0/0 Al). — En refroidissant jusqu'au liquidus les alliages liquides, il y a un grand dégagement de chaleur, suffisant pour maintenir la température presque constante pendant la solidification.

Au-dessous on n'a pas observé de dégagement de chaleur. Les propriétés des alliages ne sont pas affectées pratiquement par le traitement à chaud à partir du solidus et, en descendant, α est le seul constituant, c'est le groupe le plus simple. La structure consiste en grain couleur d'or, d'éclat variable.

Groupe BC (7,35 *à* 9,6 0/0 Al). — Ces alliages préparés comme d'habitude sont en condition métastable, et consistent en α avec un conglomérat de $\alpha + \beta$.

A la température de la ligne B*a*, la solution commence à déposer α', et ceci paraît continuer jusque vers 580° (ligne 1) où β subit un changement à la suite duquel il ne peut plus dissoudre α'. Le produit final est un mélange de α et β. D'autre part, si l'on a soin de refroidir les alliages très lentement à partir du solidus pour permettre aux phases de prendre leurs équilibres propres correspondant à une température particulière, α est le seul produit en tous cas jusqu'à 9 0/0 d'aluminium.

Groupe CD (9,6 *à* 12,0 0/0 Al). — Au-dessous du solidus, ces alliages consistent en solutions solides de α' dans β', qui restent sans changement, et cela jusqu'à ce que la température de la ligne *ab* soit atteinte. Le long de cette ligne, la solution commence à déposer α', et cela jusqu'à ce que la température de la ligne 2 (environ 530°) soit atteinte, alors β ne peut plus maintenir α' en solution ; on voit la marche de ce dépôt.

Brusquement refroidie au-dessus de la ligne *ab*, cette struc-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ture est aciculaire. L'apparition de α' au-dessous de *ab* et son développement progressif sont indiqués par les grains blancs, en réalité jaunes ou or, en même temps que la perte progressive de structure aciculaire.

L'isolement de α' pur du mélange a été opéré en plaçant une feuille mince d'un alliage contenant 10,70 0/0 Al au pôle positif d'une pile, en employant comme électrolyse du chlorure ferrique dans de l'acide chlorhydrique et de l'eau; β étant le plus électro-positif des deux constituants s'est dissous le plus rapidement. Des analyses du résidu cristallin ainsi obtenu ont donné des résultats concordant exactement avec ce qu'exige la formule Cu^4Al, savoir 9,57 et 9,56 0/0 Al (la théorie donne 9,60). Les auteurs sont, en conséquence, d'avis que les grains jaunes ou or, sont le composé Cu^4Al, lequel n'existe ni à l'état liquide ni en contact avec le liquidus, et n'est formé uniquement que de solutions solides des alliages CD ou, en prolongeant le chauffage, d'un alliage contenant 9,6 0/0 d'aluminium.

Au point D, un alliage ne contient pas de Cu^4Al et consiste entièrement en constituant β, soit Cu^3Al. Le maximum D ne correspond pas exactement à ce composé, mais peut-être est-il légèrement déplacé par les impuretés présentes.

Ces alliages subissent un autre changement thermique entre 400° et 300°, ce changement n'entraînant d'ailleurs aucune modification structurale.

Groupe DE (12,0 *à* 14,0 0/0 Al). — Au solidus, ces alliages consistent en solutions solides de γ et β qui ne subissent pas de changement jusqu'à ce que la température de la ligne *cb* soit atteinte. Le long de cette ligne, γ se dépose dans la solution, le dépôt est achevé à la température de la ligne 3 à laquelle β subit un changement polymorphe.

Groupe EF (14,0 *à* 16,0 0/0 Al). — Ces alliages en refroidissant forment γ et une solution solide β; les changements dans la solution sont semblables pendant le refroidissement à ceux du groupe DE. γ est électropositif par rapport à β, et quand on attaque ces alliages, le constituant γ devient sombre.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Groupe FG (16 *à* 27 0/0 Al). — Dans cet intervalle, un dégagement de chaleur se produit le long de la ligne *def*G. Son intensité s'accroît et la température à laquelle il se produit est relevée quand Al va en croissant de 16 à 20 0/0 environ. Dans cet intervalle, un dégagement de chaleur se produit; le phénomène thermique n'est accompagné d'aucun changement structural appréciable; mais entre 20 et 27 0/0 un changement structural est tout à fait évident. On peut prendre comme exemple la façon dont se comporte un alliage contenant 23 0/0. Au-dessus de la ligne *ef*G la structure est simple, mais sur cette ligne une très belle structure double est manifeste. Il consiste en un constituant clair et un constituant sombre. A mesure que la température s'abaisse, le premier se développe aux dépens du second qui révèle les dernières traces du constituant sombre.

A 500°, le constituant sombre disparaît entièrement; on a reconnu que ces deux constituants, entre 860 et 520°, sont en équilibre et qu'il y a un rapport défini entre eux pour toute température donnée.

Les auteurs ne sont pas en situation, à l'heure actuelle, de donner plus ample explication sur la nature des constituants de ce groupe.

Groupe GH (27 *à* 46 0/0 Al) (*liquidus* GH, *solidus h*H). — Ces alliages sont à structure double et sont formés de constituants γ et δ; bien que γ figure à l'état γ' dans le diagramme, les auteurs ne connaissent pas de différences structurale ou chimique entre les deux, qui se distinguent uniquement par le fait que γ' représente γ ayant subi le changement à la ligne *def*G; sur le liquidus, γ' se sépare et se développe avec l'abaissement de température. La ligne 5 indique la température à laquelle s'est formé δ. Liquidus et solidus se rencontrent en H correspondant à la séparation du composé $CuAl^2$.

Le long de la ligne 6, il y a un nouveau dégagement de chaleur qui ne paraît pas entraîner de changement structural. Le composé $CuAl^2$ a été isolé d'après la méthode suivante, mais pas à l'état parfaitement pur. Quand on fait fondre un al-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

liage contenant 55 0/0 Al, qu'on le verse dans un moule en sable à châssis ouvert et qu'on le laisse refroidir, la cristallisation du composé $CuAl^2$ est nettement visible dès que la température est tombée à 570°. Si à ce moment, on écoule l'eutectique encore en fusion, il reste au fond de longs cristaux aciculaires du composé.

Mais sous cette forme les cristaux ne sont pas chimiquement purs, puisqu'une portion d'eutectique y adhère encore. L'eau régale froide est sans action sur ces cristaux, mais ils se dissolvent lentement par ébullition.

Groupe HG (46 *à* 67 0/0 Al) (*liquidus* HJ, *solidus* H*j*J) — Au liquidus, ẻ cristallise entièrement, et le liquide s'enrichit progressivement en Al jusqu'à renfermer environ 67 0/0, lequel se solidifie vers 540°. Il n'y a pas d'autre changement, et les alliages à la température ordinaire consistent en ẻ + eutectique.

Groupe JK (67 *à* 95 0/0 Al) (*liquidus* JK, *solidus* J*k*K). — Ces alliages sont constitués de solutions solides Cu dans Al, avec eutectique.

Les auteurs comparent ensuite leurs résultats à ceux que nous avons obtenus et s'expriment ainsi :

« Ainsi qu'il a été déjà dit, il y a accord très satisfaisant entre la courbe du liquidus de Guillet et celle déterminée par les auteurs, sauf dans un cas particulier, qui est, d'ailleurs, de médiocre importance. Guillet a éprouvé une difficulté considérable à tracer la courbe du solidus et n'attribue au résultat qu'il a publié qu'une exactitude approximative. Elle est moins complète que celle parue dans le présent rapport. Son opinion que, vers 66-46-48-30 et 11-12 0/0 Al, les alliages se solidifient à une température unique, a été confirmée par les auteurs, sauf une exception, à savoir que l'alliage à 30 0/0 paraît continuer à solidifier sur une étendue de 200°, c'est-à-dire de 790-586°. Au surplus, les auteurs considèrent comme évidemment justifiée la conclusion que, à 9,5 0/0 Al, l'alliage cristallise à une seule et même température. En ce qui concerne entre les deux séries le nombre et la nature des

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

constituants, la concordance entre deux séries de résultats est, généralement parlant, satisfaisante, sauf une différence importante. Guillet considère AlCu (correspondant à 30 0/0 Al environ) comme un des constituants des alliages. Il n'a pas réussi néanmoins à isoler un composé de cette composition, et l'examen de ses photomicrographies n'autorise pas, au gré des auteurs, l'opinion qu'il exprime contre laquelle s'élèvent les faits qu'ils ont relevés. Les alliages, dans le voisinage immédiat de cette composition particulière, solidifient dans un vaste intervalle de température et sont doubles en structure, constitués qu'ils sont du composé $CuAl^2$ (δ) et d'une solution solide d'Al dans Cu (γ).

« Quant au constituant β, Guillet n'a pas pu décider s'il était formé du composé Cu^3Al ou d'une solution solide. Les expériences des auteurs ont résolu la question en faveur de la première alternative. Le composé Cu^4Al, qu'il ne soupçonnait pas, a été ajouté. »

Les auteurs établissent enfin une comparaison avec le diagramme des alliages Cu-Sn de Heycock et Neville.

« Une comparaison des courbes d'équilibre des alliages Cu-Sn et Cu-Al fournit une étude intéressante de ressemblances que l'on ne pouvait guère soupçonner.

« 1° Dans les deux cas, les cristaux β consistent en une solution solide du métal en question jusque dans la proportion tout au plus de 9 0/0 de cuivre. Les solutions solides en refroidissant au solidus jusqu'à la température ordinaire ne subissent pas de changement thermique et représentent le groupe le plus simple de la série;

« 2° Dans les deux cas, l'intervalle de 9 à 45 0/0 de métal étranger (c'est-à-dire Sn ou Al) a révélé une série très complexe de troubles thermiques entre le liquidus et les températures ordinaires;

« 3° Entre 45 et 100 0/0 de métal étranger (c'est-à-dire Sn ou Al), les courbes sont relativement simples;

« 4° Le nombre de constituants dans la série Cu-Sn est de 7; dans la série Cu-Al, tantôt 6, tantôt 7;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« 5° Le nombre des constituants chimiques dans chaque série est de trois, dont deux ont des formules exactement correspondantes :

Cuivre-Étain	Cuivre-Aluminium
Cu^4Sn	Cu^4Al
Cu^3Sn	Cu^3Al
$CuSn$	$CuAl^2$

« 6° Dans les deux séries, un des composés ne cristallise jamais dans le liquide. »

Cette ressemblance est assurément très remarquable.

Discussion. — Nous avons présenté à la discussion de ce remarquable mémoire les observations et questions suivantes :

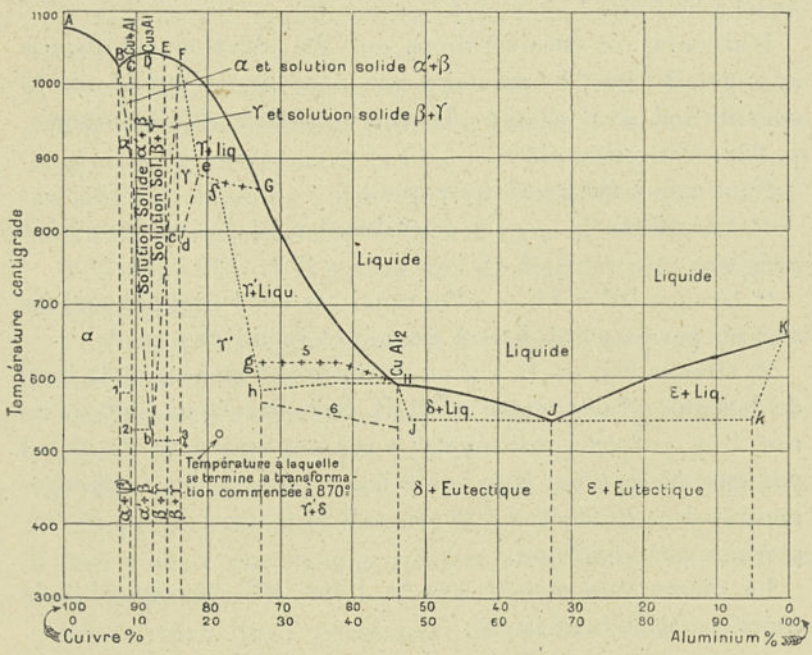


Fig. 87. — Diagramme des alliages cuivre-aluminium (Carpenter et Edwards).

Les résultats que nous avons obtenus diffèrent, à deux points de vue, de ceux des auteurs.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

1° Carpenter et Edwards ont trouvé que les points de transformation au refroidissement étaient toujours plus bas que les points de transformation à l'échauffement. Cependant une des courbes que nous avons publiées montre le contraire ; nous reconnaissons pourtant que certains de ces points ne sont pas assez nets pour qu'on puisse les marquer avec précision ;

2° En ce qui concerne la courbe du « liquidus », les auteurs ont trouvé que la courbe ne monte pas de 44,5 à 50 0/0 Al ; nous pensons qu'il y a une ascension, mais seulement très faible.

En outre nous avons appelé l'attention sur l'analogie qu'il y a dans la constitution de certains alliages Cu-Al et celles de certains laitons, à savoir, les alliages contenant de 8,6 à 11,8 0/0 Al et les laitons qui peuvent être forgés à chaud (Cu de 63 à 55 0/0).

D'ailleurs, ces considérations ont été développées depuis avec détails dans le mémoire que nous avons publié sur la constitution des alliages de cuivre (*Revue de Métallurgie*, p. 622, 1907, mémoires).

Nous avons fait remarquer que :

1° *Constituant* γ'. — Ce constituant n'est pas suffisamment précisé.

2° *Groupe* DE *et* FE. — Pourquoi ces deux groupes sont-ils séparés par le point E et à quoi correspond ce point ?

3° *Groupe* FG. — Il y a un changement structural le long de la ligne *ef*G, et entre *ef* et la température de 500° environ, il y a deux constituants ; aussi cet espace ne devrait-il pas être désigné par une seule lettre γ. En outre le changement qui se produit à 500° devrait être marqué sur le diagramme par une ligne.

Le diagramme montre que la ligne *ef*G correspond à la transformation invariante :

$$\text{liquidus} + \gamma \rightleftarrows \text{liquidus} + \gamma'.$$

La ligne *ef*G doit, par conséquent, être horizontale.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

4° *Groupe* GH. — A quoi correspond la ligne *h*H′? et quels sont les constituants de l'alliage dans l'espace *g*5H*h*? La ligne finit arbitrairement en H, qui devient ainsi un point multiple ; de plus amples explications paraîtraient nécessaires.

5° *Ligne* H*j* *du diagramme.* — L'existence de cette ligne ne semble pas justifiée parce qu'il est dit que δ ou Cu^2Al cristallise dans le « liquidus » ; en outre, il n'y a pas de point intermédiaire entre H et *j* pour déterminer H*j*. Le tracé de H*j* devrait d'ailleurs être complété par une verticale partant de *j* et séparant les alliages au-dessous de H*j*J en deux régions, savoir δ et l'eutectique $+ \delta$.

A ces questions les auteurs nous ont répondu de la façon suivante :

1° Ils n'ont pas pu préciser la nature du constituant γ'.

2° *Groupe* DE + EF. — La différence entre ces groupes est celle-ci :

Groupe DE au-dessus de la ligne *bc*. — Les alliages de ce groupe consistent en une solution solide de γ dans β, tandis que dans le groupe EF au-dessus de la ligne *c*F, les alliages consistent en solution solide de γ dans $\beta + \gamma$, c'est-à-dire que γ existe déjà sous sa vraie forme ayant que la ligne *e*F ne soit atteinte ;

3° *Groupe* FG. — Il y aura lieu de discuter plus complètement ce point ;

4° *Groupe* GH. — La ligne *h*H correspond au point de fusibilité du composé $CuAl^2$.

L'espace *g*δH*h* correspond à $\gamma' +$ liquide, le liquide étant le composé $CuAl^2$ pur ou à peu près pur.

5° H*j*. — Il est parfaitement vrai qu'il n'y a pas de point déterminé expérimentalement entre H et *j* et que, théoriquement, il peut y avoir une ligne perpendiculaire. Mais il vaut mieux assurément suivre le solidus avec cette ligne.

Nous avons jugé nécessaire de nous étendre sur ces recherches très remarquables qui sont toutes récentes.

Recherches de Gwyer. — Ces recherches, faites au laboratoire du professeur Tammann, ont précisé différents points. Elles

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ont confirmé l'existence des combinaisons CuAl et Al^2Cu, qui se forment à partir du liquide ; la combinaison Cu^3Al correspondrait au maximum du liquidus, mais entrerait en solution.

L'existence du composé Cu^4Al de Carpenter et Edwards est niée. Il n'existe plus de doute que sur la position exacte des points de transformation dans la zone des alliages prenant la trempe et sur la nature de ces transformations.

Conclusions industrielles. — Les seuls alliages intéressant l'industrie sont ceux qui se trouvent à chaque extrémité du diagramme ; d'une part, ceux contenant moins de 12 0/0 d'aluminium ; d'autre part, ceux renfermant moins de 10 0/0 d'aluminium.

On voit que certains des premiers prennent la trempe, et que les seconds ne la prennent pas, du moins au-dessous du solidus.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE XI

THÉORIE DE LA TREMPE DES AUTRES ALLIAGES

Étudier la trempe des alliages, c'est rechercher les transformations qui peuvent se passer au-dessous du solidus. Nous verrons cependant quelques cas intéressants où influe la vitesse de refroidissement à partir du liquidus.

I. — AUTRES ALLIAGES DU CUIVRE

Alliages Cuivre-Nickel. — Les observations micrographiques que nous avons faites sur ces alliages prouvaient nettement que la courbe de fusibilité déterminée par Henri Gautier était fausse : tous les alliages sont formés d'une seule solution solide.

La question a été reprise par Guertler et Tammann (*Zeitschrift für anorganische Chemie*, 52, p. 25).

Le diagramme auquel ces savants sont arrivés est extrêmement simple : le liquidus et le solidus ne sont formés que d'une seule branche courbe.

On note, de plus, dans les alliages riches en nickel un point de transformation magnétique qui s'abaisse lorsque la teneur en cuivre croît.

Ce diagramme paraît indiquer que les alliages contenant plus de 62 0/0 de nickel prennent la trempe et que la température de trempe augmente avec la teneur en nickel.

En pratique, il en est de ces alliages comme de tous ceux

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

qui sont magnétiques — à l'exception des alliages de fer — la trempe amène peu ou pas de changement dans leurs propriétés. Ce traitement n'est donc pas intéressant. D'ailleurs il est bon de noter que les principaux alliages cuivre-nickel industriels sont dans la série des alliages non magnétiques.

Alliages Cuivre-Nickel-Zinc. — Dans le maillechort, H. Le Chatelier a reconnu une transformation à 325°, présentant la double particularité : en premier lieu, de ne se produire qu'avec une extrême lenteur; en second lieu, d'embrasser un intervalle considérable de température, environ 150°. Dès que le refroidissement du métal n'est pas conduit avec une lenteur extrême, plusieurs heures pour franchir l'intervalle critique de température, la transformation ne se produit pas, le métal reste trempé. De telle sorte que les maillechorts employés dans l'industrie, que l'on refroidit sans précautions spéciales, sont tous trempés.

Cela explique, ajoute H. Le Chatelier, l'instabilité souvent constatée dans les résistances électriques construites en maillechort.

Des recherches faites par Tafel ont permis de tracer en partie le diagramme ternaire cuivre-zinc-nickel (*Métallurgie*, 22 juin, 5 et 22 juillet 1908). La transformation signalée par M. H. Le Chatelier n'a pas été mise en vue, sans doute parce que le refroidissement a été trop rapide. Parmi les conclusions données par l'auteur, il y en a deux principales :

1° Les alliages industriels sont constitués par des cristaux mixtes ;

2° Il faut attirer l'attention sur deux séries d'alliages intéressants et non encore utilisés :

Ni : 15-20 ; Cu : 73-80 ; Zn : 7,

semblable à l'argent pour la couleur et la ductilité;

Ni : 33-40 ; Cu : 7-20 ; Zn : 40-52,

très remarquables par leur dureté et leur ténacité.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Alliages Cuivre-Antimoine. — Nous avons étudié en détails ces alliages dans notre *Etude Industrielle des alliages;* nous résumerons brièvement les résultats obtenus, d'après la communication faite au Congrès de Bruxelles (1906) par Osmond sur la métallographie.

« Les alliages de cuivre et d'antimoine avaient été déjà l'objet de nombreuses recherches. Le Chatelier avait déterminé la courbe de première solidification, qui annonçait l'existence d'un composé défini (1) et les coefficients de dilatation (2). L'étude de la microstructure avait été abordée par Charpy (3) et poussée beaucoup plus avant par R. Stead (4) qui avait ainsi caractérisé les deux composés définis $SbCu^2$ et $SbCu^3$; mais le problème était plus complexe qu'on ne l'avait supposé d'abord. Il restait, il reste encore à faire.

« Baykoff a refait avec grand soin les courbes thermiques, mais, cette fois, en les étendant au delà de la solidification, et il les a habilement interprétées avec le secours de la métallographie.

« La courbe de première solidification est formée de cinq branches (*fig.* 88) dont chacune correspond au dépôt des cristaux suivants :

« AB, antimoine;

« BC, le composé $SbCu^2$;

« CD, une solution solide d'antimoine dans le composé défini $SbCu^3$;

« DE, une solution solide de cuivre dans le même composé $SbCu^3$;

« EF, cuivre contenant probablement un peu d'antimoine en solution.

« Le maximum D (61 0/0 de cuivre) correspond à $SbCu^3$ fusible à 681°. Il est à remarquer que $SbCu^2$, le composé violet bien connu, ne donne pas lieu à un maximum réel ana-

(1) *Bulletin de la Société d'Encouragement* (4), X, 574, mai 1895.
(2) *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences*, C.
(3) *Bulletin de la Société d'Encouragement* (5), II, 397, mars 1897.
(4) *Journal Society of Chemical Industry*, XVII, 31 décembre 1898.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

logue. C'est qu'il fond en se décomposant à 58 0/0 (ligne CH). La réaction, analogue à la fusion d'un sel dans son eau de cristallisation, par exemple :

$$SO^4Na^2,10H^2O \rightleftharpoons SO^4Na^2 + 10H^2O,$$

est ici :

$$2SbCu^3 + Sb \rightleftharpoons 3SbCu^2,$$

« Finalement, tous les alliages entre 0 et 50 0/0 de cuivre

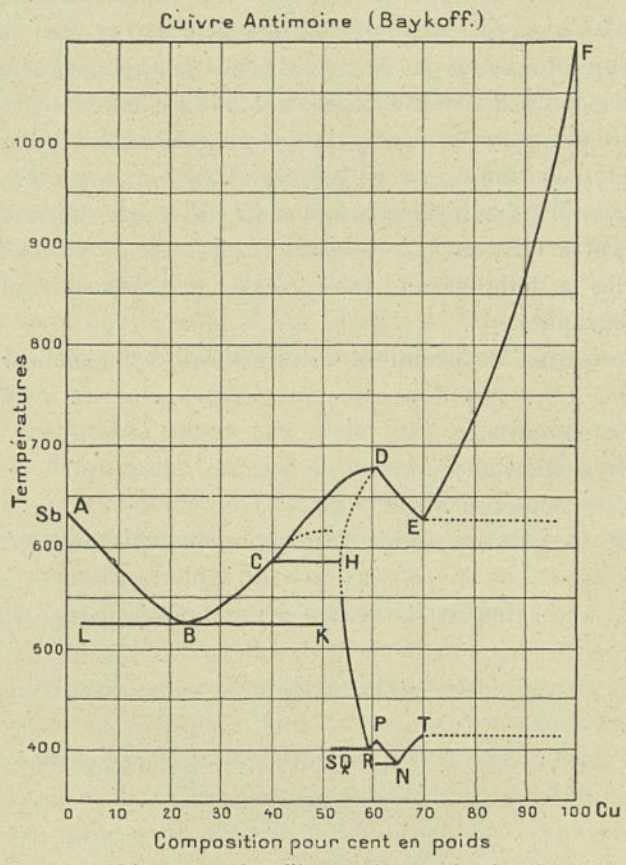


FIG. 88. — Diagramme des alliages cuivre-antimoine (Baykoff).

sont, après refroidissement, composés de cristaux d'antimoine ou de cristaux de $SbCu^2$ cimentés par le même eutectique

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Sb + $SbCu^2$, bien que, entre C et D, le premier dépôt soit une solution solide d'antimoine dans $SbCu^3$. »

Alliages Cuivre-Plomb. — Roland Gosselin a donné le liquidus des alliages cuivre-plomb; mais Roberts-Austen a repris cette étude et a démontré que les déterminations de Roland Gosselin étaient fausses. Le liquidus (*fig.* 89) est constitué par la

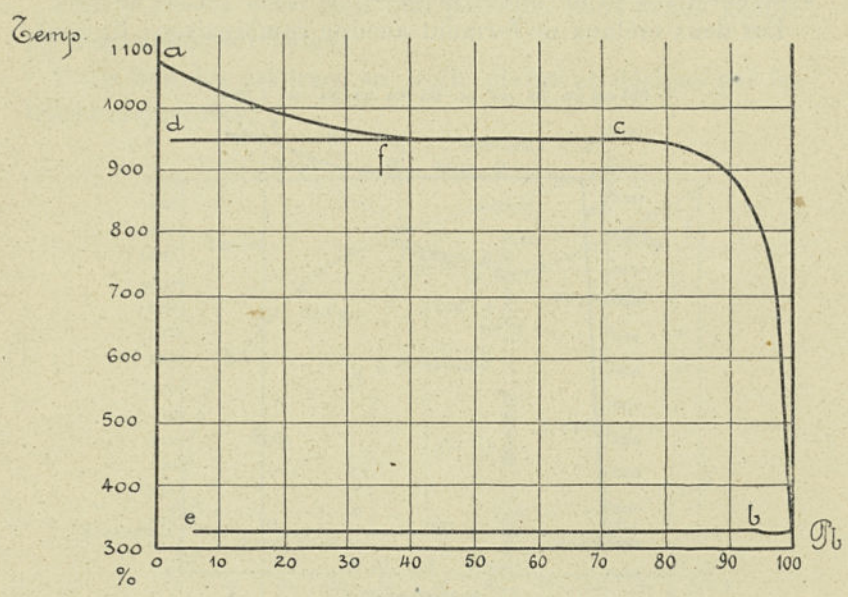


FIG. 89. — Diagramme des alliages cuivre-plomb (Roberts-Austen).

branche *af*, l'horizontale *fc*, la courbe *cb*; le solidus par une courbe *eb*, qui correspond au point de fusion du plomb; *df* est une horizontale indiquant une transformation dans le liquidus. D'après ce que nous avons dit, la forme du liquidus prouve qu'entre 38 et 72 0/0 environ de plomb, on a deux liquides superposés.

De plus, on note la différence considérable de température qui existe entre le liquidus et le solidus; la forme de la courbe prouve que le liquide qui se dépose à la fin est du plomb; étant donné sa forte densité, le plomb aura tendance

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

à former ségrégation, et cela d'autant plus que le refroidissement aura été plus lent.

Si donc on veut avoir un métal homogène, on devra refroidir brusquement le métal.

Alliages Nickel-Plomb. — Le diagramme de ces alliages (A. Portevin, *Rev. de Métallurgie*, août 1907) est en tous points semblable à celui de cuivre-plomb.

Les deux métaux ne forment aucune combinaison ; ils sont

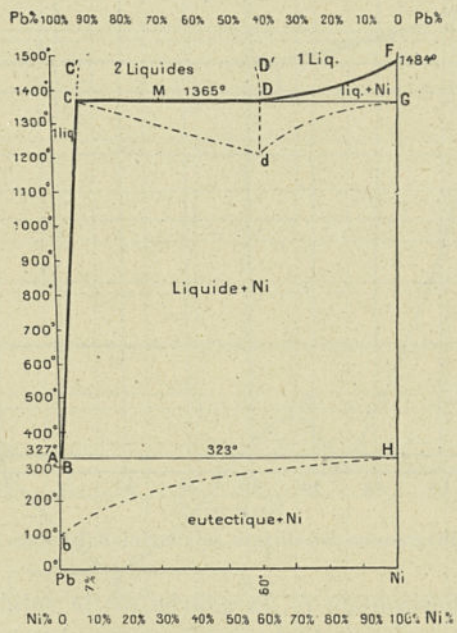


Fig. 90. — Diagramme des alliages nickel-plomb (Portevin).

entièrement non miscibles à l'état solide et partiellement miscibles à l'état liquide. Par suite, le liquidus présente une partie horizontale CD dont les extrémités C et D ont été fixées respectivement à 7 0/0 et 60 0/0 Ni par l'emploi de la méthode Tammann (Phot. 140 et 141, Pl. XXXVI).

L'écart entre le solidus et le liquidus est encore plus grand que pour les alliages cuivre-plomb, et les remarques faites pour

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ce dernier alliage en ce qui concerne la séparation du plomb s'appliquent également aux alliages nickel-plomb.

ALLIAGES D'ÉTAIN

Étain-nickel. — Nous avons déterminé le diagramme complet de ces alliages.

Pour le rendre aussi clair que possible, nous avons adopté les dispositions suivantes :

1° Le liquidus est tracé en traits pleins et désigné par les lettres majuscules ;

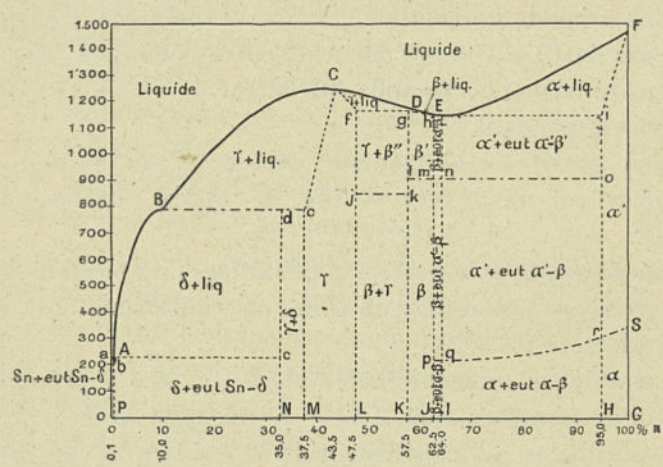


FIG. 91. — Diagramme des alliages nickel-étain.

2° La même notation (lettres majuscules) a été adoptée pour les points importants sur l'axe des x ;

3° Le solidus et la séparation verticale des différentes zones ont été faits en pointillé ;

4° Les lignes des points de transformation, aussi bien dans le liquide que dans le solide, sont tracées avec des points et des traits alternants.

Liquidus. — Le liquidus se compose de :

1° Une petite droite extrêmement courte allant du point de

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

fusion de l'étain A au point de fusion du premier eutectique *b* (230) qui correspond à 0,1 0/0 d'étain ;

2° Une branche de courbe *a*B. B est un point de transition ;

3° Une branche BCD présentant un maximum en C (43,5 0/0 de nickel). Ce maximum correspond à une solution solide ;

4° Une branche de courbe très courte qui est sensiblement une droite, d'ailleurs peu inclinée, DE. E est le second eutectique (64 0/0 de nickel) fondant à 1.150° ;

5° Une branche de courbe EF.

Solidus. — Le solidus comprend :

1° Une horizontale *abc* correspondant au premier eutectique et allant de 0 à 33 0/0 de nickel, correspondant à 230° ;

2° Une seconde horizontale partant du point de transition B*de* allant de 10 à 37,5 0/0 de nickel correspondant à 790° ;

3° Une troisième horizontale *fg*D allant de 47,5 à 58 0/0 de nickel correspondant à 1.170° ;

4° Une quatrième horizontale correspond au second eutectique allant de 62,5 à 95 0/0 de nickel correspondant à 1.150°.

Points de transformation. — 1° Les alliages renfermant entre 7,5 et 57,5 0/0 présentent un point de transformation à 850° (droite *jk*) ;

2° Les alliages contenant entre 57,5 0/0 et 95 0/0 présentent un point de transformation à 910° (horizontale *lmno*) ;

3° Les alliages qui renferment de 62,5 à 100 0/0 de nickel sont magnétiques à froid, ils présentent tous un point de transformation magnétique, qui varie suivant la courbe *pqrs*.

Régions. — En somme, le diagramme présente vingt-trois régions dont nous allons définir la constitution :

1° Région A (point de fusion de l'étain) *ab* : liquide + étain ;

2° Région *ab*PO (origine) : étain + eutectique étain — δ ;

3° Région *bc*NP : δ + eutectique étain — δ ;

4° Région B*dbc* : liquide + δ ;

5° Région B*ce* : liquide + γ ;

6° Droite *dc*N : combinaison δ de formule NiSn ;

7° Région NM*de* : $\gamma + \delta$.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Ici deux observations sont nécessaires :

Le constituant δ est bien la combinaison NiSn, car le solidus est une verticale passant par le pourcentage de nickel correspondant à cette combinaison.

Si δ était une solution solide dans la région *de*NM, on ne trouverait pas deux constituants comme l'indique la micrographie.

Il se peut que la ligne *e*M ne soit pas une verticale; pour déterminer sa forme exacte, il aurait fallu tremper, à différentes températures, un alliage de la région *de*NM et voir la variation de la proportion des deux constituants avec la température. Nous ne l'avons pas fait.

8° Région M*e*C*fj*I : solution solide γ;

9° Région C*f*D : liquide + γ;

10° Région *g*DE*h* : liquide + β';

11° Région *fyjk* : $\gamma + \beta''$;

12° Région *jk*LK : $\gamma + \beta$;

13° Région *ghlm* : solution solide β;

14° Région *lm*KJ : solution solide β.

β' et β'' sont des modifications de β; il est à penser que β'' en se formant entraîne en solution une partie de γ, d'où la différence des points de transformation suivant que β donne β' ou β'';

15° Région *h*E*mn* : β' + eutectique $\alpha' - \beta'$;

16° Région *mnpq* : β + eutectique $\alpha' - \beta$;

17° Région *pq*JI : β + eutectique $\alpha - \beta$;

18° Région EF*i* : liquide + α';

19° Région E*ino* : α' + eutectique $\alpha - \beta'$;

20° Région *noqr* : α' + eutectique $\alpha' - \beta$;

21° Région *qr*IH : α + eutectique $\alpha + \beta$;

22° Région F*irs* : solution solide α';

23° Région *rs*HG : solution solide α.

En résumé, l'étude complète des alliages nickel-étain se résume dans un diagramme complexe, qui met en vue l'existence de huit constituants, à savoir :

α, solution solide renfermant de 95 à 100 0/0 Ni, magnétique ;

α', même solution non magnétique;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

β, solution solide de 57,5 à 62,5 0/0 Ni;
β′, modification de β;
β″, autre modification de β;
γ, solution solide de 37,5 à 47,5 0/0 Ni;
δ, combinaison NiSn ;
Étain.

Ces recherches montrent, une fois de plus, que les premières études faites sur les alliages doivent être entièrement reprises par les méthodes nouvelles (Phot. 142 à 144, Pl. XXXVII).

Alliages Étain-Antimoine. — Reinders a déterminé le diagramme de ces alliages (*fig.* 92) :

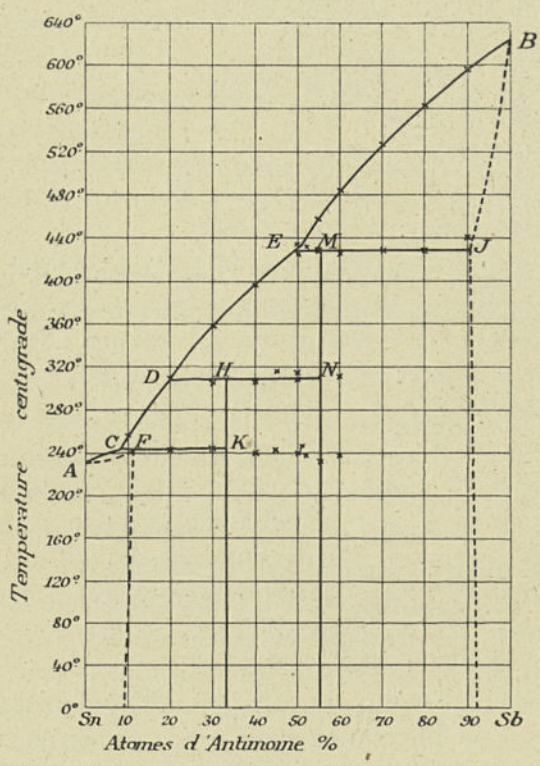


Fig. 92. — Diagramme des alliages étain-antimoine (Reinders).

Le liquide ne présente ni eutectique, ni maximum ; il est

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

formé de trois branches de courbes : AC, CDE et EB. On note de plus trois horizontales CFK, DHN et EMJ passant par les trois points de transition.

Comme l'auteur n'a pas déterminé exactement les constituants, on ne sait pas au juste ce que peuvent être les transformations notées.

Alliages Etain-Fer (*Zeitschrift für anorganische Chemie*, vol. LIII, 3, p. 281). — Isaac et Tammann ont étudié ces

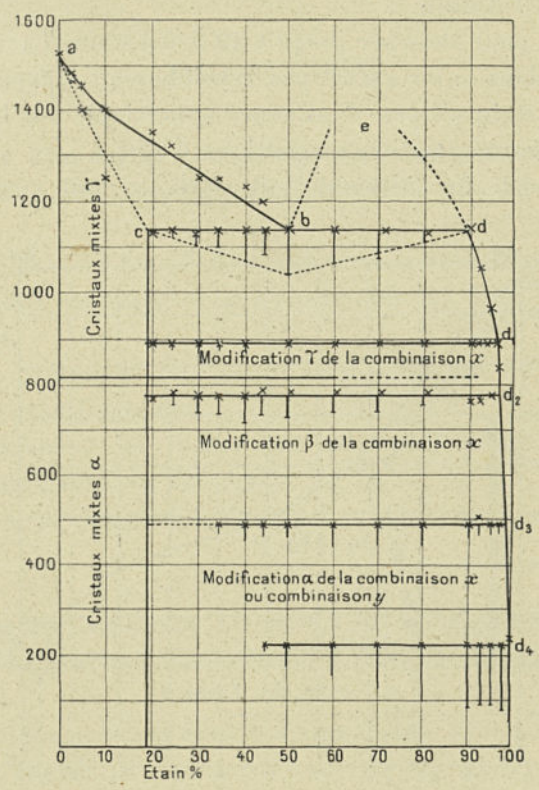


Fig. 93. — Diagramme des alliages étain-fer (Isaac et Tammann).

alliages ; ils ont montré que le liquidus est formé d'une branche de courbe *ab*, d'une horizontale *bd*, d'une branche de courbe dd_4.

Le solidus est composé d'une branche *ac*, d'une horizontale

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

cb, prolongement de *bd* et d'une autre horizontale passant par *d'* (893).

De plus on a noté des points de transformation autres que ceux du fer et qui varient suivant des horizontales d_2 (780°) et d_3 (496°).

La constitution de ces alliages n'a pu être entièrement éclaircie. Cependant les auteurs ont tiré de leurs recherches les conclusions suivantes :

Le fer et l'étain ne sont pas miscibles à l'état liquide entre 50 et 89 0/0 d'étain.

Le fer γ peut absorber jusqu'à 19 0/0 d'étain. La solubilité de l'étain dans le fer α n'est pas sensiblement différente, et la teneur en étain n'a pas d'influence appréciable sur la température de transformation magnétique du fer.

L'étain et le fer forment tout au moins une combinaison

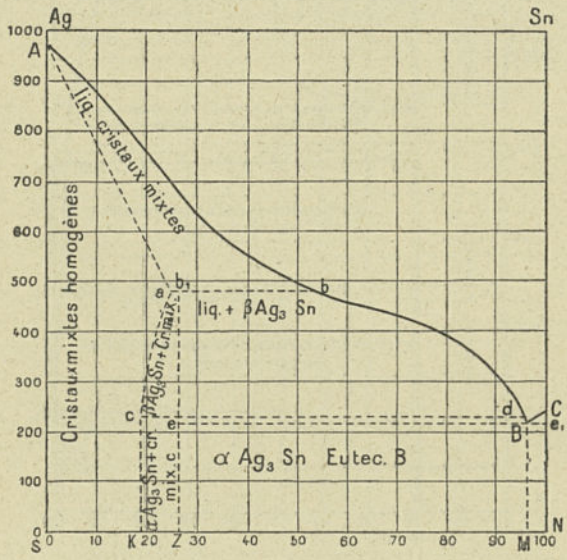


FIG. 94. — Diagramme des alliages argent-étain (Petrenko).

dont la composition n'a pas pu être déterminée. Il est probable que les transformations notées sont simplement des transformations de la combinaison.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Il y a donc toute une série d'alliages étain-fer qui prennent la trempe.

Étain-argent (*Zeitschrift für anorganische Chemie*, vol. LIII, p. 200). — Petrenko a étudié ces alliages : le liquidus est formé de deux branches AB et BC : B est un point eutectique. On remarquera la forme assez extraordinaire de la branche AB. On trouve trois horizontales au-dessous du liquidus, *ab* à 480°, *cd* à 232°, et *ee'* à 220°.

ALLIAGES DE ZINC

Alliages Zinc-Argent (*Zeitschrift für anorganische Chemie*, vol. XLIX, p. 347). — Petrenko est arrivé aux résultats suivants :

Le liquidus est formé de six branches suivant ABCDEGH.

Le solidus est constitué par l'ensemble A*b*, B*c*C, C*d*D, D*e*F, E*gf* et *f*H.

Il y a, comme le représente le diagramme, de nombreux points de transformation.

En conclusion, les recherches faites ont montré l'existence des combinaisons Ag^3Zn^2, AgZn, Ag^2Zn^3 et Ag^2Zn^5.

De plus, le composé AgZn peut exister sous deux formes α et β.

Alliages Zinc-Antimoine (*Zeitschrift für anorganische Chemie*, vol. XLIII, p. 182). — Mönkemeyer a obtenu le diagramme de la figure 96.

Le liquidus présente deux maxima C et E, trois points eutectiques B, D et F.

On voit de suite la forme du solidus : *ac*, c_1De_1, *e*F*g*.

Ceci prouve aussi l'existence de combinaisons correspondant aux deux maxima et ayant, par conséquent, les formules : Zn^3Sb^2 et ZnSb.

De plus, on note une ligne de points de transformation HIK.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

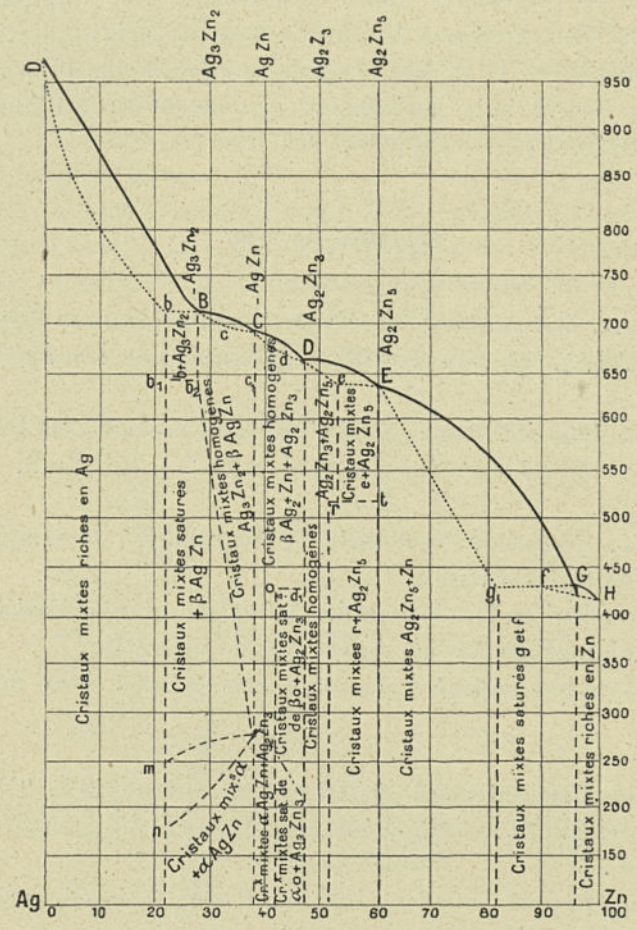


FIG. 95. — Diagramme des alliages zinc-argent (Petrenko).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

La partie horizontale HI correspondrait à la transformation du zinc α en zinc β, transformation qui a déjà été trouvée par Henry Le Chatelier (*Comptes Rendus*, 1890, 454) au moyen de la conductibilité électrique, qui présente une brisure vers 340°.

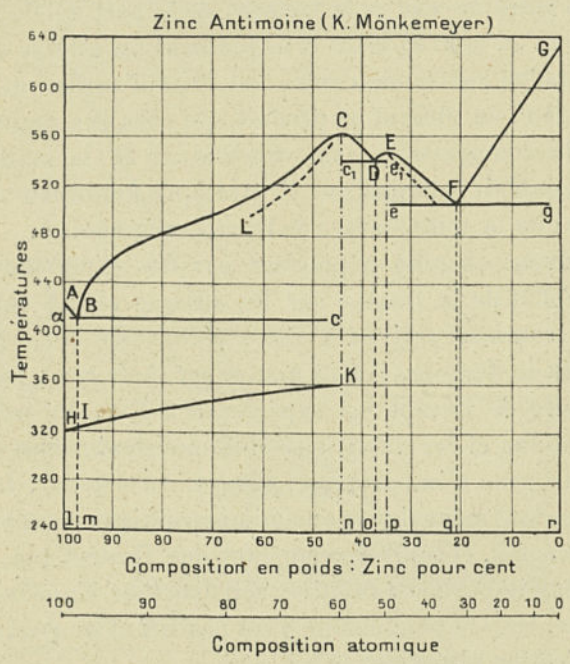


FIG. 96. — Diagramme des alliages zinc-antimoine (Mönkemeyer).

La ligne IK correspond à une transformation du composé Zn^3Sb^2. Cette dernière n'est pas une horizontale, parce que sans doute Zn^3Sb^2 dissout un peu de zinc.

En somme, les alliages contenant moins de 55 0/0 de zinc prennent la trempe. Il semble que celle-ci amène de la fragilité.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ALLIAGES DE PLOMB

Alliages Plomb-Antimoine. — Ces alliages ont été l'objet d'une étude, au point de vue de la trempe, de la part de Dubosc, qui a montré qu'en refroidissant brusquement un alliage de plomb et d'antimoine renfermant entre 3 et 7 0/0 d'antimoine et porté à 180° et 240°, on obtient un produit, qui offre une grande résistance à la compression, sans diminution de la malléabilité. Dubosc semblait indiquer que l'eutectique diminuait au fur et à mesure que la température de trempe augmentait.

Nous avons cherché à préciser par des expériences nombreuses l'effet de la trempe sur les alliages plomb-antimoine, et nous sommes arrivés à ces conclusions que, dans les recherches de Dubosc, il faut distinguer deux cas : lorsque la température de trempe est supérieure à 220°, on est au-dessus du solidus et les variations obtenues sont celles que l'on obtiendrait avec n'importe quel alliage. Au-dessous, les transformations tant mécaniques que micrographiques sont beaucoup moins accusées. Il semble cependant que l'eutectique, tout en gardant son importance relative, soit distribué d'une façon plus homogène. Mais le phénomène n'est pas net et ne peut recevoir une explication plausible.

Alliages Plomb-Or (*Zeitschrift für anorganische Chemie*, vol. XLV, p. 11). — Ces alliages ont été étudiés par Vogel.

Le liquidus (*fig.* 97) correspond à une droite AB partant du point de fusion de l'or, une branche de courbe BC, une autre branche CD avec un point eutectique en D et enfin une droite DE.

Le solidus est formé par les horizontales *b*B'*b'*, *c*C'C, *d*D*d'*.

Enfin, on a une ligne de transformation horizontale *e*, qui est presque le prolongement de *dd'*.

Les recherches faites par voie micrographique viennent con-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

firmer le diagramme et prouver l'existence de deux combinaisons : Au^2Pb et $AuPb^2$.

De plus, la combinaison $AuPb^2$ peut exister sous deux états;

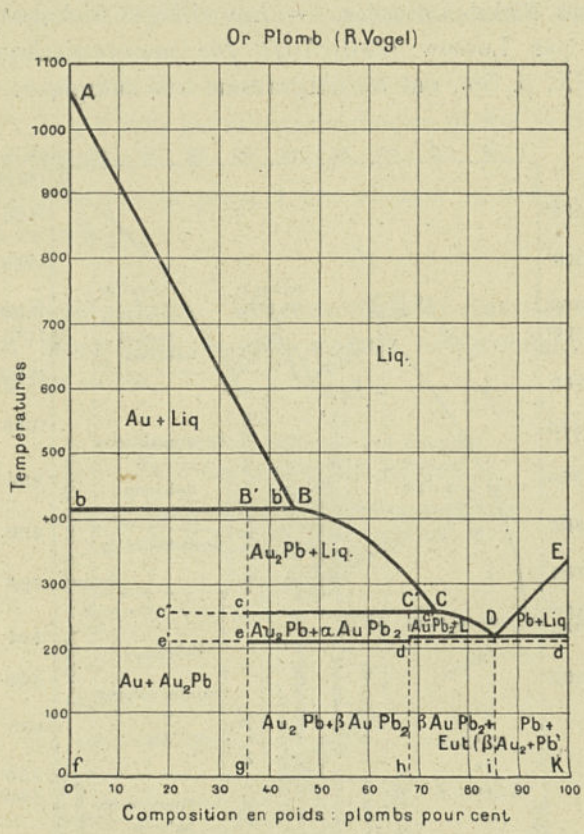


FIG. 97. — Diagramme des alliages or-plomb (Vogel).

leur équilibre correspond à la ligne horizontale de transformation.

Tous les alliages contenant plus de 35 0/0 de plomb prennent donc la trempe.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ALLIAGES DE NICKEL ET ALLIAGES DE COBALT

Alliages Nickel-Antimoine. — Les alliages nickel-antimoine étudiés par Lossew (*Zeitschrift für anorganische Chemie*, vol. XLIX, p. 58), ont un diagramme très complexe.

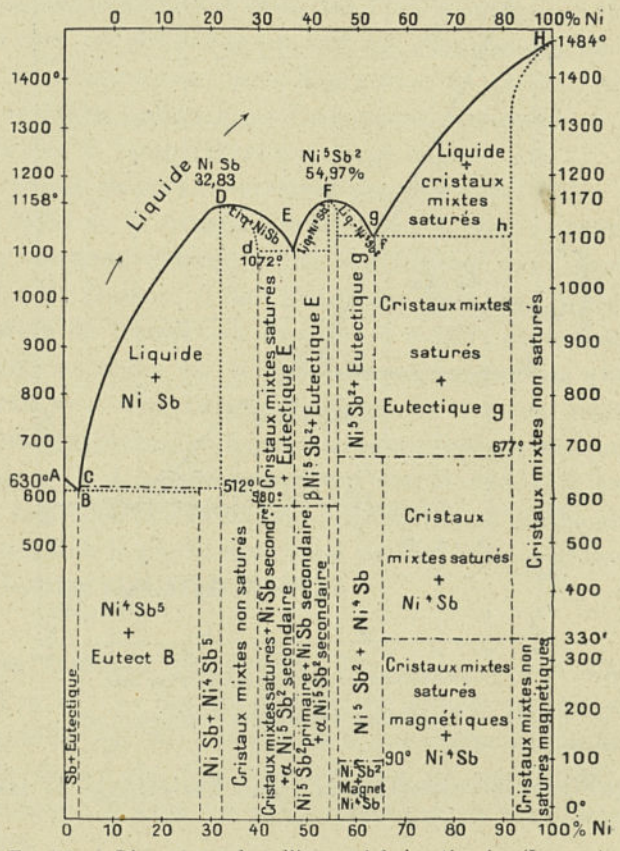


FIG. 98. — Diagramme des alliages nickel-antimoine (Lossew).

Le liquidus indique deux maxima D et F qui correspondent aux deux combinaisons NiSb et Ni^5Sb^2 et deux minima E et *g*.

Le solidus est formé des horizontales passant par les eutectiques et des branches D*d* et F*f*.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Il y a, de plus, des transformations très importantes qui sont indiquées sur le diagramme :

1° Le composé Ni^3Sb^2 peut exister sous deux formes ;

2° Le composé Ni^4Sb existe seulement au-dessous de 677° et se décompose au-dessus ;

3° Le composé NiSb donnerait Ni^4Sb^5 ;

4° Enfin, il y a pour les alliages riches en nickel la transformation magnétique.

On voit donc que la plupart des alliages nickel-antimoine prennent la trempe.

Alliages Nickel-Cobalt. — Les recherches de Guertler et Tammann ont montré que ces deux métaux ne formaient qu'une seule solution solide.

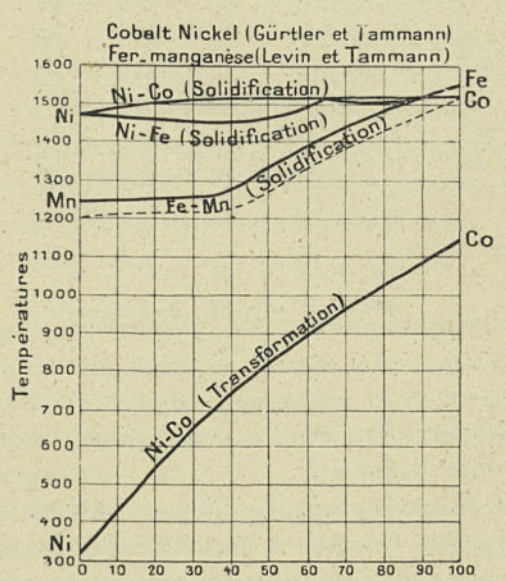


FIG. 99. — Diagramme des alliages nickel-cobalt et fer-manganèse (Guertler et Tammann).

Les points de transformation magnétique varient suivant une courbe continue unissant le point de transformation du nickel à celui du cobalt.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Alliages Nickel-Fer ; Alliages Cobalt-Fer. — Le travail des mêmes auteurs confirme les recherches antérieures.

Guertler et Tammann ont déterminé les points de transformation de ces alliages et, aussi, leurs points de solidification, travail difficile et « devant lequel, dit Osmond, on avait reculé jusqu'à présent, en raison de l'élévation des températures à mesurer ».

Il résulte de ces expériences que le fer et le cobalt se

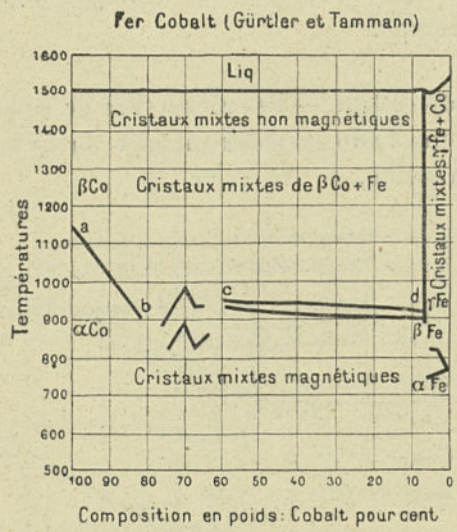


Fig. 100.

mélangent isomorphiquement en toutes proportions sous leurs deux états respectivement.

A ce sujet, rappelons pour les alliages nickel-fer la très belle théorie émise par Osmond et Cartaud ; nous la reproduisons d'après leur communication au Congrès de Bruxelles.

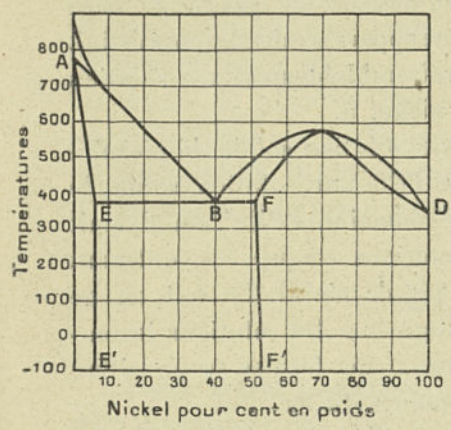
La figure 99 est le diagramme d'équilibre des alliages fer-nickel pendant leur refroidissement. Ce diagramme n'est que partiel : il ne contient pas les courbes de transformation allotropique dans l'état solide. Courbes de fusibilité et courbes de transformation sont d'ailleurs régies exactement par les mêmes

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

lois générales ; les dernières sont seulement plus sujettes aux retards.

Nous négligerons la petite partie du diagramme dans laquelle les deux transformations connues du fer sont encore distinctes.

« Cette simplification admise, par convention, les lignes ABCD représentent le début des transformations : elles ont été déter-



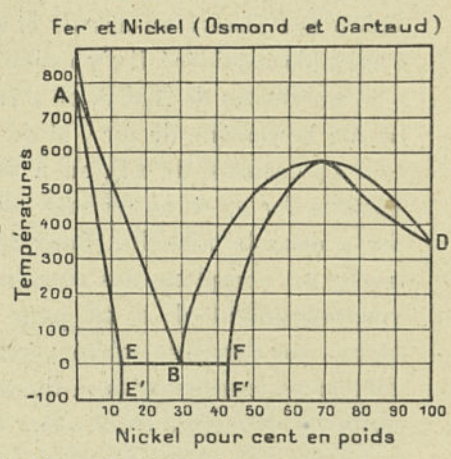


Diagramme des nickel-fer (Osmond et Cartaud).

FIG. 101. FIG. 102.

minées assez exactement par les expériences de Hopkinson, Le Chatelier, Guillaume, Dumont, Dumas, et celles de l'un de nous. Les courbes AEFCD de transformation finale ne sont connues qu'en première approximation; les lignes EF, EE', FF' sont purement hypothétiques.

« Tel quel, ce diagramme, pour la partie non déterminée par expérience, nous avait été tracé, dès le mois d'octobre 1900, par le professeur Bakhuis Roozeboom, dans une communication privée, comme la conséquence la plus probable des faits alors connus, par comparaison avec les cas similaires, cela sous toutes réserves.

« On voit que le nickel croissant de 0 à 29 0/0, chiffre précisé par les dernières recherches de Guillet, les transformations

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

s'abaissent progressivement jusqu'au voisinage du zéro centigrade. Le nickel continuant de croître, la courbe remonte rapidement, passe par un maximum C vers 580° pour 67 de nickel environ, et s'abaisse pour rejoindre le point de transformation du nickel pur.

« Dans les courbes similaires, la présence d'un maximum est souvent l'indication d'un composé défini, mais c'est là un cas particulier d'un fait plus général, l'identité de composition des phases au-dessus et au-dessous du maximum. Dans l'exemple considéré, il n'y a aucune apparence de composé défini.

« Au-dessus de ABCD, on a vraisemblablement une solution solide homogène de fer γ et de nickel β.

« Au-dessous de AE, on a une solution solide de nickel α dans le fer α, et, au-dessous de FCD une solution solide de fer α dans le nickel α. Dans le domaine EFEF', on devrait avoir un complexe des deux solutions conjuguées contenant respectivement *o*E et *o*F pour 100 de nickel. En fait, on ne trouve par l'analyse micrographique que des solutions incomplètement transformées ou liquatées, des formes de transition entre les différents états allotropiques du fer.

« C'est que, dans ces alliages, la ligne eutectique EF, ou pour employer une nouvelle expression de M. le professeur Howe, qui distingue les eutectiques solides des eutectiques liquides, la ligne eutectoïde EF n'est ici que virtuelle. Les transformations commencent à une température trop basse pour s'achever, et tous les alliages E et F sont métastables.

« Cependant, les fers météoriques qui sont, on le sait, des alliages de fer et de nickel, justifient complètement le diagramme.

« Les deux solutions conjuguées prévues par la théorie s'y trouvent effectivement et sont depuis longtemps connues sous les noms de kamacite et de taénite. La kamacite contient régulièrement de 6 à 7 0/0 de nickel, et la taénite en contient plus de 35 0/0.

« Pourquoi donc les prévisions théoriques sont-elles vérifiées seulement par les alliages extra-terrestres ? La cause en paraît

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

très simple. Dans ces alliages de nickel et de fer, les transformations au refroidissement subissent des retards énormes, comme le prouve l'écart entre les positions respectives de la ligne AE dans les diagrammes de refroidissement et de chauffage.

« Pour cette raison, les alliages de teneur en nickel inférieure à *o*B sont dits irréversibles. Il est vraisemblable que les courbes de refroidissement et de chauffage coïncideraient et se rapprocheraient beaucoup plus des courbes de chauffage, si le refroidissement était infiniment lent ; et ce refroidissement infiniment lent a dû se trouver réalisé dans les météorites, fragments de planètes brisées. Les transformations, qui ne s'accomplissent que partiellement dans les alliages terrestres au voisinage de la température ordinaire, ont pu s'accomplir et les phases se liquater entre 350° et 400°. »

AUTRES ALLIAGES

Alliages Argent-Aluminium. — Ces alliages offrent l'exemple d'un diagramme des plus complexes déterminé par Petrenko (*Zeitschrift für anorganische Chemie*, t. XLVI, p. 49).

Le liquidus met en vue l'eutectique B et le point de transition D.

Le solidus comprend l'horizontale *ab*, la courbe CD, et les droites D*d* et *d*E.

Suivant ED se dépose de l'argent ayant dissous de l'aluminium.

Suivant D*d* se déposent des cristaux mixtes argent-aluminium, et le composé $AlAg^3$. Entre D et C se solidifie une solution solide $AlAg^3$ et $AlAg^2$; leur solidification se termine à la courbe D*i*C.

Le point D correspond à $AlAg^3$; le point C à $AlAg^2$.

Suivant CB se dépose $AlAg^2$, et, enfin, suivant AB, de l'aluminium pur ; la fin de solidification se fait suivant *ab*, et en B on a un eutectique.

Enfin, il y a des transformations :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

1° Suivant FD′, $AlAg^2$ possède la forme α à la forme β, de même $AlAg^3$ quand il est en solution;

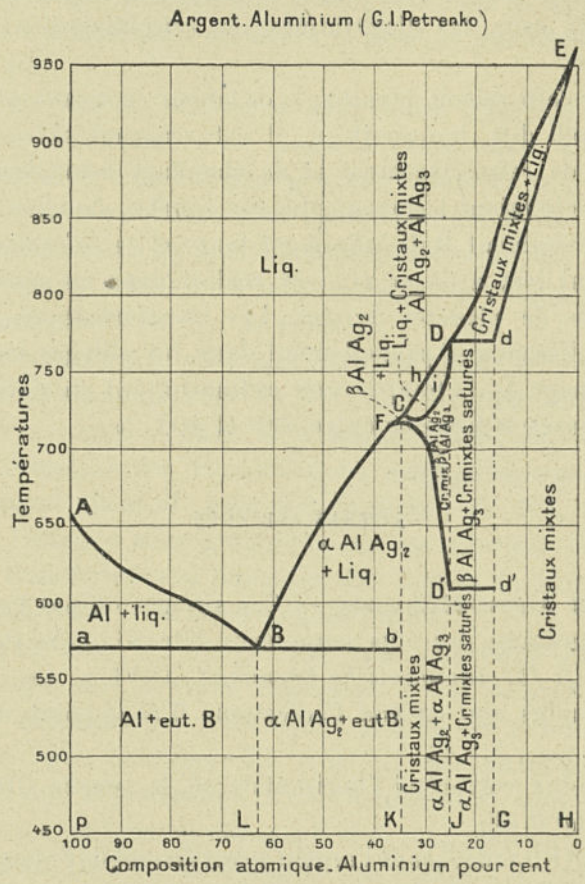


FIG. 103. — Diagramme des alliages argent-aluminium (Petrenko).

2° D′*d*′ indique la transformation de $AlAg^3$ pur.

On peut encore citer comme alliages prenant la trempe :

Or-fer (*Zeitschrift für anorganische Chemie*),		vol LIII,	p. 281
Cadmium-magnésium	—	vol. XLIX,	p. 72
Fer-soufre	—	—	p. 320
Argent-aluminium	—	vol. XLVI,	p. 49
Nickel-silicium	—	vol. XLIX,	p. 93

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Antifrictions. — Les principaux alliages antifrictions sont formés de Pb — Sn — Cu ou Sn — Sb — Cu ou Pb — Sn — Sb — Cu.

Nous avons étudié la constitution de ces alliages dans notre *Étude industrielle des Alliages* (Phot. 125, Pl. XXXII, à Phot. 137, Pl. XXXV).

Rappelons qu'ils contiennent le plus souvent des cristaux des combinaisons SbSn et Cu^3Sn enchâssés dans un ou plusieurs eutectiques.

A certains points de vue, plusieurs de ces alliages se rapprochent des alliages plomb-cuivre, c'est-à-dire qu'il existe une grande différence de température entre le liquidus et le solidus et qu'il peut se produire, d'une part, des ségrégations très accentuées si la vitesse de refroidissement est trop lente et, que d'autre part, si la vitesse de refroidissement est trop rapide, les cristaux des diverses combinaisons n'ont pas le temps de se former ou du moins ne se forment pas entièrement.

Il y a une espèce de trempe.

CONCLUSIONS

On voit que la théorie de la trempe qui ne paraissait s'appliquer qu'aux aciers est très générale ; plus l'on avance dans la connaissance de la constitution des alliages, plus l'on voit de produits métallurgiques qui subissent ce traitement thermique.

THÉORIE DU RECUIT DES AUTRES ALLIAGES

Il nous paraît absolument superflu d'insister sur ce point. Ou le recuit s'applique à un alliage trempé et on est en présence d'une théorie analogue à celle que nous avons exposée pour les aciers, ou le recuit s'applique à un alliage écroui. Dans ce dernier cas, la théorie générale exposée au début est parfaitement exacte.

On doit chercher à recuire à une température suffisante pour que l'écrouissage disparaisse ; mais cette température doit être aussi basse que possible, et le temps de chauffage doit permettre seulement à toute la masse métallique de prendre la température voulue.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE XII

THÉORIE DE LA TREMPE ET DU RECUIT DES MÉTAUX PURS

Trempe. — Lorsqu'on envisage la question de la trempe des métaux purs, on se trouve en présence d'un problème, en somme fort simple : il faut, comme nous l'avons dit, que, pendant le chauffage qui précède la trempe, le métal considéré ait subi une transformation.

Les métaux qui prendront la trempe sont donc ceux qui peuvent exister sous plusieurs formes allotropiques : tout d'abord, le fer dont nous avons étudié les transformations en détails (chap. VI).

Puis le nickel, le cobalt, qui présentent une transformation magnétique. Le zinc qui, d'après une étude de Le Chatelier, présente un point de transformation, retrouvé de divers côtés, vers 330°.

Nous ne parlons pas ici des métaux qui, comme l'étain, se modifient très lentement ou de corps, comme le cuivre, dont les états allotropiques sont encore incertains.

Mais il faut encore, pour qu'il y ait trempe, que le refroidissement brusque qui suit le chauffage garde du moins partiellement au métal l'état stable à chaud.

Ceci ne paraît pas arriver, du moins avec le nickel et le cobalt, de telle sorte que l'on peut dire que, dans l'état actuel de la question, la trempe des métaux industriels — hormis le fer — n'est pas intéressante.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Recuit. — Il en est tout autrement du recuit, envisagé comme moyen de détruire l'écrouissage.

Ce que nous allons dire ici des métaux industriels s'applique à tout produit métallurgique composé d'une seule phase : que l'on soit en présence d'une solution solide ou d'un métal pur, la question est la même.

Envisageons la question au point de vue structural :

Un métal pur ou une solution solide est formé par un assemblage de grains cristallins, chacun d'eux possédant une grosseur, une forme et une orientation cristalline caractéristiques. Ceci découle des travaux de Tschernoff, exposés en 1878.

Pour la solution solide, il pourrait arriver, d'après le mécanisme même du dépôt de cette solution, que nous avons déjà exposé, que cette solution ne paraisse pas homogène; mais un recuit fera toujours apparaître des polyèdres.

« Les dimensions des grains, disent Osmond et Cartaud, après refroidissement, dépendent de la vitesse de passage de la phase liquide à la phase solide et de la vitesse de refroidissement de cette dernière. Il peut sembler, et cette opinion a été émise par M. le professeur Howe, que, à chaque température, correspond normalement une certaine grosseur de grain, que l'on atteindrait d'autant plus lentement que la température est plus basse, et que l'on peut ne jamais atteindre quand on est trop éloigné du point de fusion.

« Cependant, dans les métaux purs et les solutions homogènes, il n'est pas bien certain que le traitement thermique, à lui seul, puisse changer la structure acquise pendant le refroidissement. Le grain de l'étain sur le fer étamé, obtenu fin par la trempe, ne grossit pas par le recuit (L. Ewing et Rosenhain).

« On pourrait citer des faits opposés. Ainsi, Stead a recuit pendant plusieurs années du fer doux finement grenu et en a fait grossir le grain à tel point qu'un seul des nouveaux grains pouvait présenter la réunion de 4.000.000 d'individus primitifs. Beilby [1] a montré que, à des tempéra-

[1] *Proc. Roy. Soc.*, LXXII, 226. *Revue de Métallurgie*, I, extraits, janvier 1904;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

tures très inférieures au point de fusion, les molécules ont une mobilité suffisante pour se déplacer et se grouper sous l'action de la tension superficielle.

« Mais ces exemples ne sont pas très probants, parce que l'on peut toujours sinon constater, du moins supposer la présence de traces non dosables ou non dosées de quelque matière étrangère.

« D'après Ewing et Rosenhain [1], pour qu'une recristallisation se produise pendant un recuit, une déformation préalable est nécessaire. Il est au moins certain que c'est une condition suffisante. Ces auteurs ont opéré sur le cadmium, le plomb et le zinc.

« Dans le plomb, le recuit se produit déjà spontanément à la température ordinaire; mais le nouveau grain grossit d'autant plus vite et d'autant plus que la température s'approche davantage du point de fusion.

« D'ailleurs, il n'y a pas de preuves que la grosseur du grain soit fonction de la température. Le nouveau grain est souvent caractérisé, surtout dans le plomb, par la présence de macles qui n'existaient pas dans le métal coulé.

« Le plomb, le cadmium, le zinc ne paraissent pas avoir de points critiques à l'état solide. Ewing et Rosenhain pensent, tout en présentant leurs explications à titre d'hypothèses, que la croissance du grain de recuit est le résultat de la dissolution du métal dans un eutectique interposé entre les grains et de sa précipitation consécutive, par suite de l'inégale solubilité des faces différemment orientées de deux grains voisins. Et il semble probable que ce phénomène est une forme d'électrolyse. Quand on ne voit pas d'eutectique, on peut toujours en imaginer un, invisible et présent, il n'est même pas nécessaire que cet eutectique soit liquide à la température de recuit, si l'on est en présence d'une solubilité à l'état solide et que les transports moléculaires soient possibles à la température considérée.

(1) *The cristalline structure of metals* (*Phil. Trans. Roy. Soc.*, CXCV, 279; apud *Metallographist*, V, 81, avril 1904).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« A l'appui de leur théorie, Ewing et Rosenhain apportent du moins de très jolies expériences. Si l'on soude par pression deux surfaces de plomb fraîchement coupées, le recuit détermine une recristallisation grâce à la déformation nécessitée par la soudure; mais la ligne de soudure reste nette et jamais un grain de l'une des moitiés ne se prolonge dans l'autre. Interposons maintenant dans la soudure une fine couche d'un corps étranger capable de former un eutectique facilement fusible; la soudure reste encore parfaitement tranchée si la couche d'eutectique est continue; mais, si cette couche présente des discontinuités, on obtient par recuit des grains qui traversent la ligne de soudure à l'endroit de ces discontinuités : des courants électriques, résultant de la différence de potentiel entre les grains contigus différemment orientés, sont maintenant devenus possibles. L'écrouissage, dans cette hypothèse, ne servirait qu'à briser l'eutectique.

« J.-C.-W. Humfrey [1] a fait des essais analogues, mais sur des échantillons formés d'un cristal unique de plomb. Il a trouvé que des plans de déformation ou, pour garder le mot de l'auteur, les plans de glissement (*slip planes*), sont parallèles aux quatre paires de faces de l'octaèdre régulier. C'est le même processus de déformation cristalline que Mugge avait constaté sur le cuivre.

« La division par déformation du gros cristal primitif en petits cristaux d'orientation variée n'est pas instantanée. Par un examen suivant immédiatement la déformation on ne constate la division que dans les régions suffisamment déformées, par exemple dans le pli d'une feuille pliée à bloc, puis redressée du côté qui a d'abord été soumis à la compression. Mais la division en petits grains s'étend ensuite progressivement aux régions moins déformées, spontanément à la température ordinaire, plus vite à des températures plus élevées.

« W. Campbell a fait des observations analogues sur l'étain.

« Ces faits, rapprochés de ceux qui avaient été trouvés par

[1] *Effects of strain on the cristalline structure of lead* [*Phil. Trans. Roy. Soc.* (A), CXCIII, 353, et CXCV, 279, apud *Metallographist*, VI, 250, July 1903].

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Charpy sur le laiton et par Heyn sur le cuivre, paraissent démontrer, croyons-nous, que le nouveau grain est toujours l'effet du recuit, spontané ou voulu, non de la déformation. La déformation détruirait seulement l'équilibre existant et mettrait le métal dans une condition métastable; le recuit restaurerait un nouvel équilibre en rapport avec les conditions nouvelles, tout en tenant compte, bien entendu, de certaines orientations cristallines locales de la matière déformée. »

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

DEUXIÈME PARTIE

ÉTUDE PRATIQUE DE LA TREMPE, DU RECUIT ET DU REVENU

AVANT-PROPOS

Il est bien évident qu'une étude pratique des traitements thermiques ne saurait être faite indépendamment de toute idée théorique. Nous nous refuserions à semblable travail.

Il nous a paru intéressant, toutefois, de dégager cette partie de conceptions théoriques générales et d'indiquer purement et simplement les conclusions pratiques que l'on doit tirer des recherches exposées dans la première partie, ceci avec renvois qui obligeront, en quelque sorte, le lecteur à s'y reporter.

Nous espérons ainsi ne pas rebuter le praticien qui voudra avant tout trouver une recette, mais qui postérieurement en cherchera la raison et la trouvera dans l'exposé théorique, forcément scientifique, qui constitue la première partie de ce volume.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE XIII

TREMPE DES ACIERS

HISTORIQUE, COEFFICIENTS DE LA TREMPE

Historique. — La trempe classique dans l'eau, dit Osmond (1), remonte certainement aux premiers débuts de la sidérurgie et se rattache aux légendes mythologiques.

Les cyclopes la pratiquaient :

> . . . . . alii stridentia tingunt
> Æra lacu (2).

Les anciens attribuaient, non sans quelques motifs, une grande importance à la qualité des eaux : certaines localités, qui n'étaient pas des centres de production, étaient renommées pour la trempe des aciers ; on y trouvait sans doute des eaux courantes régulièrement froides en toutes saisons et l'influence de la température de l'eau n'était pas inconnue ; Shakespeare y fait une curieuse allusion : l'épée d'Othello a été trempée dans les ruisseaux glacés :

> It is a sword of Spain, the ice-brook's tremper.

La trempe à l'huile était déjà pratiquée dans l'antiquité ; Pline en fait mention dans un passage bien connu et dit qu'on l'employait pour les petites pièces que l'eau eût rendues trop fragiles.

> Tenuiora ferramenta oleo restingui mos est, ne aquâ in fragilitatem durentur (3).

Rappel succinct de la théorie de la trempe des aciers. — Nous

(1) Osmond, *Congrès des Mines et de la Métallurgie de* 1889, p. 15.
(2) Virgile, *Géorg.*, IV, 173-174.
(3) XXXIV, 41.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

avons vu, dans la première partie (page 113 et suivantes), que les aciers présentent des points de transformation, c'est-à-dire des températures pour lesquelles il y a un changement dans leurs structures et leurs propriétés ; si l'on chauffe un acier au-dessus de ses points de transformation — généralement le plus élevé — et qu'on le refroidisse brusquement, on modifie ainsi la structure : de perlitique elle devient martensitique, cela si la vitesse de refroidissement a été suffisamment grande.

Si la vitesse est moindre, on obtient d'autres constituants, la troostite, la sorbite : la trempe est moins active.

Donc, pour qu'il y ait trempe, il faut :

1° *Que l'acier ait été chauffé à une température supérieure à l'un de ses points de transformation ;*

2° *Qu'il ait été refroidi avec une vitesse suffisante pour maintenir le métal sous un état spécial, qui est, du moins en partie, l'état qu'il possédait à la température de trempe.*

Nous voici donc nettement en présence des différents facteurs qui vont influer sur le résultat de l'opération de la trempe :

1° *La composition du métal.* — Suivant la composition, la trempe a des influences très différentes, comme nous le verrons ;

2° *La température de trempe.* — Si cette température est trop basse, c'est-à-dire au-dessous de la température de transformation, la trempe n'a pas lieu ; si elle est très supérieure à cette température, les propriétés apportées par la trempe peuvent être tout autres que lorsqu'elle est dans le voisinage du point de transformation ;

3° *La nature, le volume et la température du bain de trempe.* — C'est, en effet, du bain de trempe que dépend la vitesse de refroidissement, et, par conséquent, la façon plus ou moins parfaite dont sera conservée la constitution que possédait le métal à la température de trempe.

Influence de la composition du métal. — Bien que nous revenions, dans le chapitre suivant, sur les résultats industriels de la trempe, nous tenons à montrer dès maintenant l'influence de la composition du métal sur les résultats de la trempe.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Nous donnons, dans le tableau suivant, les propriétés mécaniques d'aciers normaux, c'est-à-dire recuits à température légèrement supérieure au point de transformation le plus élevé et d'aciers trempés à cette même température dans l'eau à + 20°.

Il est bien entendu que ces chiffres peuvent varier dans des limites restreintes avec la nature de l'eau, son volume, sa température, le temps de chauffage avant trempe, etc. Les chiffres donnés sont des moyennes.

On voit de suite l'influence du carbone ; plus la teneur est élevée, plus grande est l'influence de la trempe qui se traduit ici par une augmentation de la charge de rupture et de la limite élastique et une diminution des allongements. On peut, d'ores et déjà, ajouter qu'il y a par trempe une augmentation de la fragilité et de la dureté.

QUALITÉ	COMPOSITIONS CHIMIQUES (1)					PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES (2)		
	C	Si	Mn	S	Ph	R	E	A 0/0
Aciers non trempés								
Extra-doux de cémentation	0,105	0,095	0,190	0,025	0,016	38,5	23,2	29
Extra-doux	0,142	0,055	0,330	0,052	0,023	39,3	22,5	27
Doux	0,230	0,152	0,445	0,062	0,091	47,5	26,3	26
Demi-dur	0,523	0,182	0,345	0,043	0,021	62,3	33,6	20
Dur	0,605	0,105	0,405	0,025	0,035	74,2	42,5	14
Extra-dur	0,720	0,175	0,380	0,058	0,030	83,5	48,4	9
Aciers trempés								
Extra-doux de cémentation	0,105	0,095	0,190	0,025	0,016	44,2	25,7	24
Extra-doux	0,142	0,055	0,330	0,052	0,023	46,7	25,3	22
Doux	0,230	0,152	0,445	0,062	0,091	63,5	34,5	14
Demi-dur	0,523	0,182	0,345	0,043	0,021	85,0	52,0	9
Dur	0,605	0,105	0,405	0,025	0,035	98,0	65,2	4
Extra-dur	0,720	0,175	0,380	0,068	0,030	115,0	67,4	0

(1) L'ordre respectif des éléments que nous n'avons représentés que par leurs symboles est : carbone, silicium, manganèse, soufre et phosphore. C'est cet ordre que nous adopterons toujours pour les aciers au carbone.

(2) Rappelons que R signifie charge de rupture par millimètre carré, E limite élastique par millimètre carré, et A 0/0 les allongements.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Influence de la température de trempe. — Nous avons montré, dans la première partie, que la température de trempe doit être légèrement supérieure au point de transformation le plus élevé, lequel correspond à la formation de la solution solide homogène (fer γ — carbone) (Voir page 129 et suivantes).

D'autre part, nous connaissons les inconvénients d'une trempe faite à température très supérieure à ce point de transformation. Dans le chauffage qui précède la trempe, on risque, si la température est trop élevée, de surchauffer le métal ; (page 170 et suivantes).

Cela ne veut pas dire toutefois que l'on ne puisse pas porter le métal avant trempe à une température dépassant le point de transformation de 100 ou 150°, pourvu que la trempe ait lieu, non à cette température, mais dans le voisinage du point de transformation, donc après un léger refroidissement (Voir page 444).

De plus, si l'on se propose, dans le cas d'acier dur, d'obtenir par trempe une grande dureté superficielle, on notera que, toutes choses égales d'ailleurs, cette dureté est d'autant plus grande que la température de trempe se rapproche plus du point de transformation le plus élevé.

Le fait de tremper à cette température est moins important pour un acier extra-doux, pour lequel on cherche, comme nous le verrons, une amélioration générale des qualités mécaniques autres que la dureté. Mais est-il encore nécessaire de noter — répétons-le — que l'acier ne doit pas être surchauffé.

On peut donc énoncer cette règle :

Un acier doit être trempé à une température légèrement supérieure à son point de transformation le plus élevé.

Ceci explique pourquoi l'on est conduit à tremper :

Un acier extra-doux, à 860° ;

Un acier demi-doux, à 800° ;

Un acier demi-dur, à 750° ;

Un acier dur, à 725°.

Répétons que la trempe a lieu au refroidissement et que, lorsqu'on a dépassé légèrement le point de transformation à

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

l'échauffement, on se trouve bien au-dessus de celui-ci au refroidissement, à cause du phénomène d'hystérèse que nous avons étudié dans la première partie.

Influence du bain de trempe. — Nous avons déjà fait ressortir au chapitre IV l'influence du bain de trempe. Nous y renvoyons pour l'étude de l'influence de la température et de la masse du bain. Nous étudierons ici certains autres coefficients.

Sa volatilisation. — Si l'on se trouve en présence d'un bain qui se volatilise aisément à la température maximum qu'il atteint au moment où l'on plonge le métal, il se produit autour de celui-ci une gaine de vapeur qui le protège contre le refroidissement. Toutes choses égales d'ailleurs, le bain sera généralement moins actif que s'il ne se produisait pas de vapeurs.

Il faut cependant noter que la production de vapeur et son dégagement entraînent un mouvement dans la masse liquide, lequel est certainement favorable à la trempe, puisqu'il tend à uniformiser la température du bain et à amener le liquide en contact avec le métal.

Dans la plupart des cas industriels, cependant, l'agitation du bain ou de la pièce que l'on trempe est plus violente que celle provenant de la volatilisation d'une partie du liquide.

La viscosité du bain. — Ce coefficient intervient évidemment dans les phénomènes de convection qui constituent le principal mode d'échange de température. Plus un bain est visqueux, toutes choses égales d'ailleurs, moins il trempe.

La conductibilité du bain. — Elle agit dans l'échange de température qui se produit entre la pièce et le bain. Plus cette conductibilité est grande, toutes les autres conditions étant constantes, plus le refroidissement du métal est rapide.

La chaleur spécifique du bain. — C'est là un coefficient important, dont on tient généralement peu compte et sur lequel Henry Le Chatelier a justement appelé l'attention [1].

[1] *Revue de Métallurgie*, 1904, p. 477.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Voyons comment il peut intervenir : la chaleur spécifique d'un corps est la quantité de chaleur nécessaire pour élever la température de 1 gramme de ce corps de 1° C.

D'après cette définition, plus la chaleur spécifique d'un liquide est élevée, plus il faut de calories pour élever la température de ce liquide d'un certain nombre de degrés. Or, dans la trempe, ce qui est intéressant à connaître, c'est le résultat final d'équilibre de température entre le bain de trempe et le métal que l'on y plonge. Moins l'équilibre s'établit rapidement, plus le bain de trempe est actif.

Considérons le métal à la température de trempe : on vient à le plonger dans le bain : immédiatement le liquide qui constitue ce bain s'échauffe.

Le nombre de calories nécessaires pour élever la température du liquide d'un certain nombre de degrés sera d'autant plus élevé que sa chaleur spécifique sera plus forte.

Donc le refroidissement de la pièce échauffera d'autant moins le bain que la chaleur spécifique de celle-ci sera plus grande et, par conséquent, toutes autres conditions égales, *un bain sera d'autant plus actif que sa chaleur spécifique sera plus forte*. Nous verrons plus loin des exemples très nets, lorsque nous citerons les essais de Henry Le Chatelier.

Enfin, notons l'influence évidente que peut avoir sur le résultat final le *mouvement du liquide*, que ce mouvement soit créé par l'arrivée du liquide dans le bain de trempe, ou que l'on remue énergiquement la pièce dans le liquide.

Cette dernière façon d'opérer a, du moins, lorsqu'elle est poussée trop loin, le grave inconvénient de concourir à la déformation de la pièce.

Expériences d'ordre scientifique ayant eu pour but de préciser l'influence du bain de trempe. — Il nous paraît nécessaire de donner en détail le compte rendu d'expériences des plus intéressantes qui ont été faites par Henry Le Chatelier pour préciser l'influence du bain de trempe.

Nous ne les avons pas notées dans le paragraphe précédent,

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ne voulant pas le surcharger et lui enlever sa simplicité.

Un premier mémoire de Henry Le Chatelier (*Revue de Métallurgie*, 1904, p. 184) a trait aux températures de trempe et de revenu d'un acier à outils; nous y reviendrons à propos du revenu.

Dans une autre étude (*Revue de Métallurgie*, 1904, p. 473), Henry Le Chatelier insiste sur les deux facteurs de la trempe, plus spécialement sur la vitesse de refroidissement.

« En ce qui concerne le chauffage, dit Henry Le Chatelier, la température maxima atteinte et le temps pendant lequel cette température est maintenue ont une importance prépondérante, et l'on possède déjà sur ce sujet quelques données. Par exemple, l'acier à outils ordinaire à 0,9 de C, demande à être trempé à 780°; l'acier à ressort au silicium, à 850°; et les aciers rapides vers 1.200°. Il ne suffit pas cependant de connaître la température maxima à laquelle le métal a été chauffé, la loi complète des variations de température en fonction du temps intervient également, au moins dans une certaine mesure.

« Le second facteur essentiel, celui qui est relatif à la rapidité du refroidissement, est beaucoup moins connu. Ce n'est d'ailleurs pas seulement la vitesse moyenne de refroidissement qu'il faut prendre en considération, mais encore la loi complète de variation de cette vitesse en fonction du temps; l'influence successive du temps passé aux diverses températures a une importance plus grande que pendant le chauffage. On n'a guère fait jusqu'ici d'expériences sur la loi de variation des températures que dans quelques cas réellement simples comme la trempe des obus. La durée de leur refroidissement durant parfois jusqu'à une demi-heure, il est facile, au moyen d'un couple thermoélectrique dont on suit à la vue les indications sur le galvanomètre, de déterminer la loi du refroidissement; c'est là un cas spécial qui n'a rien de commun avec le traitement des outils ordinaires. Cette très grande longueur du refroidissement, résultant des grandes dimensions des pièces, a conduit à employer des aciers spéciaux, qui peuvent se tremper dans des conditions de refroidissement où les aciers au car-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

bone ordinaires ne seraient aucunement modifiés. Pour des pièces de petites dimensions comparables à celles des outils ordinaires, c'est-à-dire dont les dimensions n'excèdent guère 30 millimètres, la durée du refroidissement total pendant la trempe ne dépasse pas quelques secondes. On ne peut alors songer à faire de mesures à la vue directe, il faut recourir à des procédés d'enregistrement photographique. »

Voici le dispositif expérimental adopté dans ces essais par H. Le Chatelier.

« Des cylindres de fer ou d'acier, d'un diamètre égal à leur hauteur, étaient percés suivant l'axe d'un trou de 5 millimètres de diamètre arrivant jusqu'au centre de l'échantillon. Le couple métallique, isolé avec de l'amiante, était placé dans un tube de fer étroit entrant à frottement dans le trou percé dans l'échantillon. Pour être sûr de bien maintenir le couple en contact avec le métal, on a employé l'artifice suivant :

« La soudure du couple sort d'environ 5 millimètres; en arrière de la soudure tout autour du couple, on met une boulette d'argile un peu épaisse, en même temps que le tour du tube est également enduit d'argile. On entre par un effort convenable le tube, dans le trou de telle sorte que la soudure du couple vienne toucher le métal et soit refoulée avec l'argile à l'intérieur du tube. En chauffant dans ces conditions sans rien déranger, l'argile durcit et doit maintenir irrévocablement le couple à la position voulue en contact avec le métal. L'argile restée entre le tube et la paroi du trou, en durcissant pendant la cuisson, fixe le tube à l'échantillon du métal.

« Le métal était chauffé dans un four entouré d'une spirale métallique traversée par le courant électrique. Lorsque la température cherchée était atteinte, on enlevait l'échantillon en le prenant par l'extrémité du petit tube en fer avec une pince, et on le plongeait verticalement dans le vase renfermant le liquide de trempe, dont le volume était assez considérable pour ne pas s'échauffer notablement, 2 litres par exemple pour un échantillon de 3 grammes.

« Dès les premières expériences une difficulté s'est présentée

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

résultant de la pénétration de l'eau par le joint, entre le tube et l'échantillon, à la fin du refroidissement. L'eau arrivant ainsi au contact du couple le refroidit beaucoup plus brusquement qu'il ne l'eût été par le seul contact avec le métal. Cette cause d'erreur a été atténuée en mettant une couche de vernis au silicate à la jonction du tube et de l'échantillon. Pendant le chauffage, le silicate de soude fond et pénètre dans le joint en le rendant ainsi complètement imperméable. On donnera plus loin les résultats d'expériences montrant quelle est l'influence de cette cause d'erreur.

« En fait le joint a été assez difficile à tenir. Pour éviter complètement cette cause d'erreur, il eût fallu visser dans l'échantillon le tube protecteur du couple. »

Nous donnerons les principaux résultats obtenus par H. Le Chatelier.

Première série. — **Influence de la nature du bain de trempe.** — 1° *Trempe au mercure :*

Temps en secondes.....	0	1	2	3	4	5	6
Température.....	850	840	825	775	715	650	580
Différence de température.		10	15	50	60	65	70	65
Temps en secondes.....	7	8	9	10	11	12	13
Température.....	515	465	415	365	320	527	240
Différence de température.		50	50	50	45	45	40	35
Temps en secondes.....	14	15	16	17	18	19	20
Température.....	210	185	165	145	100	115	100
Différence de température.		25	20	20	15	15	15	15

La vitesse maxima de refroidissement correspond à la température de 600°.

Le temps nécessaire pour franchir l'intervalle de 700° à 100° a été de 16″, c'est-à-dire trois fois plus grand environ que dans la trempe à l'eau (expérience suivante). Le poids de mercure employé était 2 kilogrammes. Il était immergé dans un vase rempli d'eau contenant également 2 kilogrammes d'eau. La température de mercure à la fin de l'expérience s'était élevée à 30°.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Ce résultat est en désaccord avec l'idée que l'on se fait souvent que la trempe au mercure est plus énergique que la trempe à l'eau. Il s'explique, du reste, sans peine par la chaleur spécifique moindre du mercure. On suppose parfois que la conductibilité du liquide est le facteur principal des échanges de chaleur, mais, en réalité, ceux-ci se font beaucoup plus par circulation du liquide, et l'on conçoit que plus la chaleur spécifique de l'unité de volume sera faible, moins, pour une même circulation, la quantité de chaleur enlevée dans l'unité de temps sera élevée. Ce résultat est d'ailleurs conforme au fait bien connu que la trempe au mercure est beaucoup moins sujette à occasionner des tapures que la trempe à l'eau. Pour ce motif elle est souvent employée dans la trempe des outils de forme un peu compliquée, en chirurgie, par exemple.

2° *Trempe à l'eau.* — Les tableaux numériques suivants reproduisent les principaux résultats obtenus :

Eau pure à 20°

Temps en secondes..	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Température.....	770	760	700	565	425	325	210	150	100	75	50

Le temps nécessaire pour que la température de la partie centrale du métal tombe de 700 à 100° a donc été de six secondes. En comparant les résultats donnés par les autres bains de trempe à ce chiffre de six secondes, on aura une idée de leur efficacité relative.

Eau salée saturée

Temps en secondes.....	0		1		2		3		4
Température.....	800		790		740		610		480
Différence de température..		10		50		130		130		130
Temps en secondes.....	5		6		7		8		9
Température.....	350		240		160		110		85
Différence de température..		110		80		50		25	

Le temps nécessaire pour faire tomber la température du métal de 700° à 100° a été de 6″,25, c'est-à-dire, à très peu de chose près, identique à ce qui avait été obtenu dans l'eau pure.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

La solution à demi saturée a naturellement donné un résultat semblable qu'il n'est pas nécessaire de reproduire.

Acide sulfurique à 10 0/0

Temps en secondes..	0	1	2	3	4	5	6	7	8
Température.....	880	850	775	630	500	425	350	190	90
Différence de température.....		30	75	145	130	75	75	160	100

Le temps nécessaire pour que la température tombe de 700° à 100° a donc été de cinq secondes et demie, c'est-à-dire, à peine inférieure à ce qu'il est dans l'eau pure.

Une seconde expérience a été faite avec le même bain acide en y ajoutant une quantité de zinc suffisante pour produire par le dégagement d'hydrogène une ébullition tumultueuse, telle que le volume de l'émulsion ainsi obtenue fût le double de celui du liquide. On pensait avoir dans ces conditions un refroidissement bien moins rapide.

Il n'en a rien été ; les résultats ont été sensiblement identiques à ceux de l'expérience précédente.

Huile de colza

Temps en secondes....	0	5	10	20	30	40	50	60
Température.....	860	700	470	190	160	120	100	90

La chute de température de 700 à 100° a donc demandé quarante-cinq secondes, soit sept fois plus que dans l'eau pure. L'on remarquera que le ralentissement a été relativement plus long vers la fin du refroidissement. Au début l'huile se décompose et les bulles gazeuses provoquent une circulation de l'huile qui doit cesser complètement à la fin du refroidissement.

3° *Trempe au plomb.* — La trempe a été faite dans 1 kilogramme de plomb environ chauffé un peu au-dessus de son point de fusion.

Après la trempe, la température du bain s'était élevée à 470°.

Temps en secondes...	0	10	20	30	40	50	60
Température.....	825	700	555	510	480	470	470

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le refroidissement dans le plomb, comme dans le mercure, est donc relativement lent.

Deuxième série. — **Influence de la température du bain de trempe.** — Les expériences ont été faites dans l'eau chauffée à des températures progressivement croissantes ; on reproduira ici les expériences se rapportant à la température de 50° et à celle de 100°.

Eau à 50°

Temps en secondes.....	0		1		2		3		4		5	
Température.....	810		800		775		725		635		495	
Différence de température.		10		25		50		90		140		135
Temps en secondes.....	6		7		8		9		10		11	
Température.....	360		260		190		140		110		100	
Différence de température.		100		70		50		30		10		

Le temps nécessaire pour que la température tombe de 700° à 100° a été de 7″,75, tandis qu'il avait été de 6″ à 20°.

Eau à 100°

Temps en secondes.....	0		1		2		3		4		5		6		7	
Température.....	830		820		805		790		775		760		740		705	
Différence de température.		10		15		15		15		15		20		35		35
Temps en secondes.....	8		9		10		11		12		13		14		15	
Température.....	670		625		575		540		500		450		420		375	
Différence de température.		45		50		35		40		50		30		45		50
Temps en secondes.....	16		17		18		19		20		21		22		23	
Température.....	325		280		230		210		175		150		125		100	
Différence de température.		45		50		10		35		25		25		25		

Le temps nécessaire pour que la température tombe de 700° à 100° a donc été de seize secondes.

On voit que la rapidité du refroidissement décroît à mesure que la température de l'eau s'élève, et la décroissance est beaucoup plus rapide quand on approche de 100° qu'au voisinage de la température ordinaire. Dans le cas de trempe dans l'eau bouillante, on observe un fait particulier très net. Il se produit d'abord une ébullition tumultueuse qui projette en dehors du vase une grande partie de l'eau, puis, à un cer-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

tain moment, instantanément l'ébullition s'arrête. C'est qu'à ce moment la surface de l'échantillon se trouve à la température de 100° ou au moins très près.

Troisième série. — **Influence de l'agitation.** — En agitant l'échantillon trempé dans l'eau dans laquelle se fait la trempe, il est permis de prévoir que le refroidissement sera accéléré. Les échanges de chaleur entre les fluides et les solides se font, au moins en partie, par convection. Lorsque l'échantillon est au repos, le mouvement du liquide est provoqué, soit par son ébullition, soit simplement par le changement de densité résultant de l'échauffement du liquide. Et l'on conçoit combien doit être faible l'effet de cette dernière cause.

Une expérience a été faite en opérant dans les conditions suivantes qui permettent de définir la grandeur de l'agitation communiquée à l'eau. Le vase renfermant le liquide était une sphère en laiton de 70 millimètres de diamètre intérieur percée de 10 trous de 2 millimètres et présentant à la partie supérieure un orifice de 30 millimètres pour l'introduction de l'échantillon. Cette sphère était soudée à l'intérieur d'une boîte métallique formant double enveloppe, de façon à pouvoir faire arriver par cet espace l'eau qui pénétrait dans la sphère sous forme de jets par les dix petits trous.

Dans une première expérience, la vitesse d'écoulement de l'eau a été réglée à 100 centimètres cubes par seconde.

Les résultats ont été les suivants :

Temps en secondes..	0	1	2	3	4	5	6	7	8
Température.....	775	765	660	550	350	250	160	100	60
Différence de température.....		10	105	110	200	100	90	60	40

Le temps du passage de la température de 700° à 100° a donc été de 5″,35 au lieu de six secondes dans l'eau au repos. La différence est faible, mais il faut remarquer que la vitesse d'écoulement de l'eau n'était pas considérable. Dans la trempe par aspersion faite industriellement, les volumes d'eau envoyés

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

sont relativement beaucoup plus considérables, et ils sont lancés sous une pression beaucoup plus forte.

Avec le même appareil on a fait une expérience comparative sur la vitesse de refroidissement dans l'air en repos et dans l'air en mouvement. Dans une expérience, l'échantillon a été laissé tranquille à l'air libre et, dans la seconde, il a été placé au centre de la sphère traversée par un courant d'air de 200 centimètres cubes par seconde environ. La pression de l'air dans l'enveloppe a été élevée à 1 centimètre cube d'eau, ce qui correspond à une vitesse d'écoulement de l'air, par les orifices, d'une dizaine de mètres, et la surface totale de ces orifices était de 20 millimètres carrés. Avec ce faible courant d'air la vitesse de refroidissement a été sensiblement double de ce qu'elle avait été à l'air libre. On emploie assez fréquemment aujourd'hui la trempe à l'air pour les outils en acier rapide, mais on opère avec de l'air comprimé à plusieurs atmosphères qui donne nécessairement un refroidissement beaucoup plus rapide.

Quatrième série. — **Influence de la dimension des échantillons.** — Cette influence de la dimension est certainement considérable, et il semble que l'on puisse la calculer *a priori*.

Pour une même chute de température, la quantité de chaleur à enlever est rigoureusement proportionnelle au volume du métal, et la quantité de chaleur enlevée dans l'unité de temps doit varier à peu près proportionnellement à sa surface extérieure. La chute de température dans l'unité de temps devrait donc varier en raison inverse des dimensions linéaires. Il eût été intéressant de vérifier expérimentalement l'exactitude de ces prévisions, car, dans tout calcul *a priori*, il est facile d'oublier un des facteurs du phénomène, ce qui conduit alors à des résultats tout à fait erronés. Mais l'appareil que l'on avait disposé pour les expériences ne se prêtait pas, à cause de ses dimensions restreintes, à l'emploi d'échantillons volumineux ; on a essayé d'employer un échantillon de plus petite dimension, 13 millimètres au lieu de 18. La différence n'était pas assez considé-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

rable pour donner des résultats bien nets, et surtout la fixation du tube isolant le couple devenait plus difficile, et le vide ménagé dans l'échantillon prenait une importance croissante comme cause perturbatrice.

Sous ces réserves voici quelques résultats obtenus avec l'échantillon de 13 millimètres.

Air

Secondes....	0	10	20	30	40	50	60	70	80	90	100
Température.	900	870	830	775	730	680	630	580	550	515	475

Huile de colza

Secondes.....	0	5	10	20	30	40
Température.....	900	725	400	175	110	75

Le passage de 700° à 100° s'est fait en vingt-cinq secondes, tandis qu'en le calculant d'après les résultats de l'échantillon de 18 millimètres, il aurait dû se faire en trente-deux secondes. En fait, la masse des échantillons diminue plus vite que proportionnellement au cube des dimensions linéaires, parce que le trou ménagé pour le couple a toujours le même diamètre.

Eau

Secondes.....	0	1	2	3	4	5	6
Température.....	900	880	830	680	550	450	125

La chute rapide de 450 à 125 indique encore une rentrée d'eau. Le temps pour le passage de 700° à 100° a été de cinq secondes et demie environ contre cinq secondes et demie pour l'échantillon de 18 millimètres, dans le cas de rentrée d'eau. En partant de ce chiffre pour faire le calcul, on aurait dû avoir une durée de 5″,9 au lieu de 5″,5. Le refroidissement a donc encore été trop rapide, pour la cause indiquée plus haut.

En réchauffant cet échantillon après l'avoir essuyé et séché extérieurement, on a bien nettement mis en évidence la présence de l'eau. La température est restée pendant l'échauffement stationnaire à 100° pendant seize secondes, comme le montrent les chiffres ci-dessous :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Réchauffement

Secondes.....	0	4	20	30	40	50	60	70	80
Température....	20	100	100	340	450	510	550	590	630

Il n'y a, en somme, rien de précis à tirer de cette série d'expériences sur l'influence des dimensions des échantillons. Il aurait fallu pouvoir opérer sur des échantillons de métal ayant jusqu'à 50 millimètres de côté. C'est donc une question à reprendre complètement.

Cinquième série. — **Influence de la nature du métal.** — La composition chimique du métal peut avoir une influence importante sur la rapidité du refroidissement. La trempe s'applique habituellement aux aciers carburés et non pas au fer doux, comme dans les expériences précédentes. Il était donc intéressant de reprendre l'étude de l'acier dur. Une nouvelle série d'expériences a été faite sur un échantillon d'acier à 0,9 0/0 de C, de mêmes dimensions que le premier échantillon de fer, soit 18 millimètres de côté et de hauteur. Au point de vue de la trempe, deux points doivent établir entre le fer et l'acier dur une différence notable.

En premier lieu, la conductibilité calorifique des aciers doit être très inférieure à celle du fer ou de l'acier doux. On sait, en effet, que la conductibilité calorifique est, pour tous les métaux et alliages, rigoureusement proportionnelle à la conductibilité électrique. Les nombreuses mesures de conductibilité électrique faites sur les aciers montrent que la conductibilité des aciers recuits peut tomber à la moitié de celle des aciers doux et celle des mêmes aciers trempés au sixième. Ces variations de la conductibilité calorifique n'affectent pas d'une façon importante la durée totale du refroidissement, mais, en retardant la diffusion de la chaleur du centre des échantillons vers la périphérie, exagèrent les écarts de température existant d'un point à l'autre de la masse métallique.

Un fait plus important encore se rattache aux phénomènes de recalescence.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

La transformation chimique qui se produit dans l'état du carbone pendant le refroidissement est accompagnée d'un dégagement de chaleur important qui tend à retarder le refroidissement. Cette transformation est empêchée, il est vrai, en partie par la trempe, mais d'une façon incomplète et très variable suivant les conditions de la trempe. Dans la trempe à l'air, à l'huile et même à l'eau bouillante, elle se produit peu à peu intégralement. Dans la trempe à l'eau froide des pièces de petites dimensions, il n'en va pas de même. Il se produit cependant encore une transformation partielle, puisque le métal non magnétique à chaud le redevient par le refroidissement.

Quoi qu'il en soit, voici les résultats obtenus avec l'échantillon étudié :

Eau froide

Secondes.....	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Température.....	1000	975	875	750	625	500	400	325	260	195	120	100

La durée du refroidissement de 700° à 100° a donc été de 7″,5 au lieu de six secondes pour le fer doux, c'est-à-dire un peu plus longue.

L'expérience a été recommencée en agitant fortement à la main l'échantillon dans l'eau, au lieu de le tenir immobile, mais il n'y a pas eu de différence dans la durée du refroidissement. Cela semble indiquer que l'agitation produite par la vaporisation momentanée de l'eau produite au contact de l'échantillon est déjà considérable.

Huile

Secondes....	0	5	10	15	20	25	30	35	40	45	50
Température.	950	780	580	370	250	200	175	130	120	110	100

La durée du refroidissement a été de quarante-quatre secondes, soit très voisin de ce qu'il avait été avec le fer doux.

Air

Secondes.....	0	10	20	30	40	50	60	70	80
Température...	825	780	735	725	720	710	690	665	640

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Entre la vingtième et la cinquantième seconde la température est restée presque stationnaire par le fait de la chaleur dégagée pendant la recalescence.

Une seconde expérience a été faite dans un courant d'air en employant le même appareil que pour le fer doux et en soufflant l'air à raison de 200 centimètres cubes par seconde.

Air soufflé

Secondes.....	0	10	20	30	40	50	60	70
Température.....	900	825	750	700	720	690	640	600

Le refroidissement a été notablement plus rapide que dans l'air en repos, et la recalescence s'est manifestée par un relèvement momentané de la température.

Eau bouillante

Secondes.....	0	1	2	3	4	5	6	7
Température.....	950	925	830	700	625	550	500	450
Secondes.....	8	9	10	20	30	40	50	
Température.....	415	360	330	250	200	120	100	

Le refroidissement a donc été notablement plus lent que dans le cas du fer doux. Bien que le point de recalescence ne soit pas accusé d'une façon nette, on sait que dans l'eau bouillante la trempe ne se produit pas, et toute la chaleur de transformation a dû être libérée pendant le refroidissement.

D'après ces quelques chiffres on voit que, dans le cas où l'acier est réellement trempé, il y a une différence très faible entre la durée de son refroidissement et celle de l'acier doux ne prenant pas la trempe. Dans le cas du refroidissement lent permettant à la recalescence de s'effectuer complètement, le refroidissement dure plus longtemps que celui de l'acier doux.

La trempe de l'acier présente une difficulté toute spéciale, accusée surtout dans les pièces de grosses dimensions, les *tapures*. Le métal fend et quelquefois même se brise complètement en plusieurs morceaux. Ce phénomène semble tenir à ce que la transformation qui n'est pas empêchée par la trempe

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

et qui correspond à la réapparition des propriétés magnétiques est accompagnée d'un changement important de volume. Comme les différents points du métal pendant son refroidissement rapide sont nécessairement à des températures différentes, la transformation ne se produit pas simultanément dans toute la masse ; les changements de volume amènent des tensions internes considérables qui suffisent pour faire fendre la partie trempée ne possédant plus aucune malléabilité. Ce danger est d'autant moindre que le refroidissement est plus lent : en effet, dans ce cas, les écarts de températures d'un point à l'autre du métal sont moindres, et surtout la température des parties trempées est plus élevée au moment où la transformation des parties voisines se produit ; or la fragilité décroît très rapidement à mesure que la température s'élève.

On sait d'autre part que la plupart des pièces en acier trempé doivent être recuites avant emploi pour diminuer leur fragilité. La pratique des ateliers a conduit à l'emploi d'un procédé de trempe et de revenu simultanés qui diminue le risque des tapures ; il consiste à laisser le revenu se faire spontanément en retirant la pièce trempée de l'eau avant qu'elle soit tout à fait froide. On a au début le refroidissement rapide nécessité par la trempe et à la fin un réchauffement spontané par l'égalisation des températures centrales et superficielles dont l'effet est, en diminuant la fragilité du métal resté chaud, d'éviter du même coup les tapures.

Il a semblé intéressant de suivre la loi de variation de température du métal trempé dans ces conditions. Ayant constaté dans les expériences précédentes que la durée totale du refroidissement dans l'eau froide était comprise entre cinq et dix secondes, plus ou moins suivant la température initiale, on a fait trois expériences en laissant l'échantillon, soit six secondes, soit quatre secondes, soit deux secondes dans l'eau froide ; puis, en le retirant et le laissant à l'air.

Immersion de 6"

Secondes.....	0	1	2	3	4	5	6	7	17	27
Température.....	900	850	750	630	500	450	390	340	170	130

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Immersion de 4"

Secondes.....	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	20
Température.....	925	875	775	660	625	555	540	530	535	540	545	540

La recalescence très nette a présenté son maximum dix secondes après le début de la trempe, soit six secondes après que l'échantillon a été sorti de l'eau.

Immersion de 2"

Secondes.....	0	1	2	3	4	5	10	25	35	45
Température.....	925	875	775	700	675	635	635	630	600	585

Ici la recalescence s'est produite entre cinq secondes et dix secondes, c'est-à-dire à peu près au même moment que dans l'exemple précédent, mais à une température notablement plus élevée. Dans la première expérience seule correspondant à une durée d'immersion de six secondes, il y a eu trempe véritable suivie d'un revenu. Dans les deux suivantes, la recalescence a été assez accentuée pour que le métal se soit adouci complètement.

On peut, à cette méthode de trempe et de revenu simultanés, faire une objection pratique très sérieuse, ou plutôt deux objections également graves. En premier lieu, il est assez difficile de déterminer *a priori* la durée de trempe la plus convenable pour une pièce de dimensions déterminées; mais surtout les temps à mesurer sont si courts qu'il est à peu près impossible de les évaluer correctement, et il suffit d'une fraction de seconde en plus ou en moins pour changer considérablement la fin du refroidissement. Or, on sait qu'une variation de 10° seulement dans la température du revenu en modifie considérablement les effets.

Il semble que l'on doive avoir des résultats de même nature, mais bien plus réguliers en trempant la pièce d'acier dans un volume d'eau déterminé et assez petit pour que la température s'élève à la fin de l'opération jusqu'à 100° ou, au moins, au voisinage de cette température; cela permettra, tout en ayant une trempe vive au début, d'avoir à la fin un refroidissement

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

très lent convenable pour le revenu. L'avantage de cette méthode est que la température de la quantité d'eau peut être faite sans aucune difficulté avec une très grande précision. D'autre part, il semble que, pour avoir le même revenu sur des pièces différentes, il doive suffire d'employer un poids d'eau qui soit dans un rapport constant avec celui de la pièce.

Le poids de l'échantillon était de 37 grammes. Les poids d'eau employés ont été de 50 grammes, 70 grammes et 100 grammes.

La quantité de chaleur contenue dans le métal a suffi pour porter à l'ébullition l'eau prise à la température de 25° dans le cas des poids de 50 et de 70 grammes.

Celle de 100 n'a pas bouilli. Ce résultat pouvait être prévu en attribuant à l'acier une chaleur spécifique moyenne de 0,150 à 1.000° et la température ambiante.

Trempe dans 100 *cm³ d'eau froide*

Secondes.....	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Température.....	900	825	725	590	470	400	330	260	225	175	135	120

L'eau n'a pas bouilli. L'on n'aperçoit pas d'indication de recalescence. L'acier doit être trempé et revenu, mais avec un revenu assez faible.

Trempe dans 70 *grammes d'eau*

Secondes.....	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	0	15
Température.....	950	920	830	725	600	500	450	400	350	290	240	110

Ici l'eau a bouilli un peu à la fin de l'expérience. Le revenu doit avoir été assez notable.

Trempe dans 50 *grammes d'eau*

Secondes....	0	1	2	3	4	5	10	15	25	35	45
Température.	950	920	820	715	640	560	290	215	125	115	110

Dans ce cas, le revenu a dû être très énergique, et le résultat se rapprocher de celui que donne la trempe à l'huile ou à l'eau bouillante.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Si l'on tient compte de ce fait que la trempe usuelle des aciers se fait à partir de températures généralement inférieures à 800°, c'est-à-dire plus basses que dans les expériences actuelles, on peut conclure que la quantité d'eau à employer pour obtenir une trempe suivie de revenu doit varier d'un poids égal à celui de l'échantillon jusqu'à son double, suivant que l'on désire une trempe plus ou moins énergique.

L'ébullition est tumultueuse et projette en dehors du vase qui renferme l'eau la majeure partie de celle-ci, si le volume de ce vase n'est pas égal à plusieurs fois celui de l'eau employée.

De ces essais on peut déjà tirer une série de conclusions intéressantes que H. Le Chatelier a *résumées* comme suit :

1° La durée de refroidissement entre 700° et 100° d'un échantillon de fer ou d'acier trempé à partir de 900° et ayant 18 millimètres de côté est comprise entre six et huit secondes. Si l'on admet que cette durée est proportionnelle aux dimensions linéaires de l'échantillon, on peut admettre une durée de refroidissement de trois à quatre secondes par centimètre de dimensions linéaires pour des cylindres d'un diamètre égal à la hauteur, en supposant la masse d'eau assez grande pour qu'elle n'éprouve pas une élévation de température de plus de quelques degrés ;

2° Les différentes solutions aqueuses de sel marin, d'acide sulfurique, de soude, etc..., donnent la même vitesse de refroidissement que l'eau pure. S'il peut, dans certains cas, y avoir intérêt à les employer, ce doit être pour des raisons indépendantes de la vitesse même du refroidissement. La soude par exemple, pour empêcher les objets trempés de se rouiller ; l'acide sulfurique pour faciliter l'enlèvement de la croûte d'oxyde formée sur les pièces pendant leur chauffe, etc. ;

3° L'agitation de l'eau, au moins tant que l'on n'emploie pas des moyens mécaniques très puissants, ne semble pas avoir d'influence notable sur la rapidité du refroidissement. L'utilité de cette agitation doit surtout être de rendre plus uniforme le refroidissement sur toute la surface des pièces,

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ce qui tend à réduire les déformations et les chances de tapures ;

4° L'échauffement de l'eau ralentit d'abord faiblement la vitesse de refroidissement, et d'une façon bien plus marquée quand on arrive à 100° ;

5° La trempe dans les métaux : mercure, plomb fondu, etc., donne un refroidissement beaucoup plus lent que dans l'eau. Cela montre que la conductibilité ne joue qu'un rôle secondaire et que la chaleur spécifique est le facteur le plus important de la vitesse de refroidissement ;

6° La trempe à l'huile diffère peu de celle de l'eau bouillante au moins dans les conditions des expériences faites en employant de l'huile de colza fraîche et, par suite, encore relativement fluide. Des huiles ayant servi plusieurs fois et épaissies par leur décomposition partielle doivent donner un refroidissement plus lent. Dans ces expériences, la masse d'huile employée était relativement plus considérable que dans les applications industrielles, toutes circonstances qui ont dû donner un refroidissement encore plus rapide que celui que l'on obtient dans les usines.

La lenteur du refroidissement dans la trempe à l'huile doit tenir à la fois à sa chaleur spécifique moindre que celle de l'eau et surtout à la viscosité, qui est un obstacle aux phénomènes de convection, cause principale des échanges de chaleur entre le métal et le bain de trempe ;

7° Comme conséquence pratique de ces expériences, on peut retenir le procédé de trempe consistant à employer une quantité d'eau en relation avec le poids des pièces à tremper, de une à deux fois le poids de ces pièces.

On a ainsi, dans la même opération et dans des conditions rigoureusement définies, un refroidissement rapide au début suivi à la fin d'un ralentissement convenable pour le revenu. En changeant le poids d'eau, on peut avoir tous les intermédiaires entre la trempe à l'eau froide et la trempe à l'huile. Peut-être aurait-on encore de meilleurs résultats en employant une solution aqueuse bouillant à une température plus élevée,

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

comme la solution de chlorure de calcium, qui bout à 150°.

Son emploi permettrait de terminer la trempe à une température plus élevée, tout en ayant un refroidissement aussi rapide au début.

Travaux de Lejeune. — Lejeune, dans des recherches analogues à celles de H. Le Chatelier (*Revue de Métallurgie*, 1905, p. 311) et faites sous la direction de ce savant, est arrivé à quelques conclusions intéressantes qu'il résume ainsi :

« Nous avons montré, à l'aide des mélanges d'eau et de glycérine, que les variations de durée des trempes avaient la même allure que les variations de viscosité. L'exemple de l'alcool et celui du xylol, la comparaison de l'huile et des mélanges à forte teneur en glycérine ont appelé notre attention sur les rapports de la chaleur spécifique et de l'ébullition du liquide avec le refroidissement.

« Nous avons cherché à mettre en évidence des coefficients caractéristiques de la forme de l'échantillon pour le cas simple de cylindres dont la hauteur est cinq fois le diamètre ou ses deux tiers.

« Nous avons montré incidemment comment la durée de la formation de bulles autour de l'échantillon pouvait servir à comparer quelques bains de trempe. »

Dans une autre étude (*Revue de Métallurgie*, 1906, p. 528), le même auteur a décrit une méthode d'étude du refroidissement dans les gros échantillons, mais il n'a pu terminer ses recherches et aboutir à des résultats concluants [1].

Expériences d'ordre pratique. — Si l'action des différents liquides est bien connue en pratique, peu de recherches suivies ont été faites pour mettre en vue ces influences diverses.

Cependant, on doit citer les essais très intéressants de Brinell, qui ont été faits par sa méthode. Il a utilisé les aciers suivants :

[1] Voir à l'appendice les recherches récentes de Bénédicks.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

NUMÉROS	C	Si	Mn	S	Ph
1	0,10	0,007	0,10	0,020	0,026
5	0,45	0,27	0,45	0,018	0,028
12	1,25	0,60	0,20	0,010	0,027

Influence du bain de trempe

ESSAI AVEC L'ACIER N° 1 ; TEMPÉRATURE DE TREMPE 880° C.

DURETÉ		ACCROISSEMENT de la DURETÉ	LIQUIDE EMPLOYÉ POUR LA TREMPE
APRÈS la trempe	AVANT la trempe		
112	99	13	Plomb à 350° C.
118	99	19	Eau bouillante.
121	99	22	Lait écrémé de 20 à 25°. Graisse de cheval à 80° C.
124	99	25	Goudron de bois à 80° C.
128	99	29	Lait de beurre, lait doux, pétrole de 20 à 25° C.
131	99	32	Suif à 80° C.
134	99	35	Petit lait, acide sulfurique de 20 à 25° C.
137	99	38	Eau de savon de 20 à 25° C. (1 savon + 10 eau).
149	99	50	Eau ordinaire de 20 à 25° C.
156	99	57	Eau salée saturée de 20 à 25° C.
202	99	103	Solution de soude saturée de 20 à 25° C.

ESSAI AVEC L'ACIER N° 5 ; TEMPÉRATURE DE TREMPE 780° C.

DURETÉ		ACCROISSEMENT de la DURETÉ	LIQUIDE EMPLOYÉ POUR LA TREMPE
APRÈS la trempe	AVANT la trempe		
217	202	15	Eau bouillante.
223	202	21	Lait de beurre de 20 à 25° C.
235	202	33	Goudron de bois de 80° C.
241	202	39	Plomb fondu à environ 360° C.
248	202	46	Pétrole de 20 à 25° C.
255	202	53	Graisse de cheval, suif à 80° C.
293	202	91	Lait écrémé de 20 à 25° C.
302	202	100	Lait doux de 20 à 25° C.
402	202	200	Acide sulfurique de 20 à 25° C. (poids spécifique = 1,837).
555	202	353	Petit lait de 20 à 25° C.
600	202	398	Eau de savon de 20 à 25° C. (1 savon + 10 eau).
627	202	425	Eau salée saturée de 20 à 25° C.
652	202	450	Solution de soude saturée et eau ordinaire de 20 à 25° C.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ESSAI AVEC L'ACIER N° 12 TREMPÉ A 780° C.

DURETÉ APRÈS la trempe	DURETÉ AVANT la trempe	ACCROISSEMENT de la DURETÉ	LIQUIDE EMPLOYÉ POUR LA TREMPE
387	311	76	Eau bouillante, lait doux de 20 à 25° C.
430	311	119	Goudron à 80° C., lait écrémé de 20 à 25° C., plomb à environ 360° C.
444	311	133	Pétrole, lait de beurre de 20 à 25° C.
460	311	149	Suif à 80°, eau de savon de 20 à 25° C. (1 savon + 10 eau).
477	311	166	Graisse de cheval à 80° C.
495	311	184	Eau ordinaire de 20° à 25° C.
512	311	201	Petit-lait, solution de soude de 20 à 25° C.
600	311	289	Acide sulfurique de 20 à 25° C. (poids spécifique 1,837).
627	311	316	Eau salée saturée de 20 à 25° C.

Influence de la température du liquide de trempe

ESSAI AVEC L'ACIER N° 5 ; LA TEMPÉRATURE DE TREMPE EST LA MÊME POUR LES DEUX SÉRIES

DURETÉ	NATURE ET TEMPÉRATURE DU LIQUIDE	DURETÉ	NATURE ET TEMPÉRATURE DU LIQUIDE
683	Petit-lait de 15 à 27° C.	340	Petit-lait de 50 à 60° C.
652	Eau ordinaire de 15 à 17° C.	352	Eau ordinaire de 58 à 60° C.
600	Eau salée de 15 à 17° C.	364	Eau salée de 58 à 60° C.
418	Eau de savon de 15 à 17° C.	235	Eau de savon de 58 à 60° C.
293	Lait écrémé de 15 à 17° C.	235	Lait écrémé de 58 à 60° C.
269	Graisse de cheval de 15 à 17° C.	248	Graisse de cheval de 58 à 60° C.
248	Pétrole de 15 à 17° C.	241	Pétrole de 58 à 60° C.
248	Lait doux de 15 à 17° C.	223	Lait doux de 58 à 60° C.
241	Lait de beurre de 15 à 17° C.	235	Lait de beurre de 58 à 60° C.
652	Mélange réfrigérant — 20° C. (2 parties de chlorure de calcium et 1 de neige).	683	Mélange réfrigérant + 15° C. (2 parties de chlorure de calcium et 1 de neige).
444	Solution de soude de 15 à 17° C.	627	Solution de soude de 58 à 60° C.
311	Acide sulfurique de 15 à 17° C. (poids spécifique 1,837).	430	Acide sulfurique de 58 à 60° C. (poids spécifique 1,837).
255	Suif solide à environ 22° C.	293	Suif de 58 à 60° C.
217	Goudron de bois de 15 à 17° C.	223	Goudron de bois de 50 à 60° C.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE XIV

TREMPE DES ACIERS ORDINAIRES. — RÉSULTATS

Pour exposer les résultats que donne la trempe des aciers, on peut se placer à deux points de vue : on peut tremper un acier en vue de modifier ses propriétés en général, le plus souvent les propriétés mécaniques, parfois les propriétés magnétiques (fabrication des aimants).

On peut aussi tremper un acier en vue de le rendre plus homogène ; généralement, une telle trempe est suivie d'un recuit — non d'un revenu ; il y a exception cependant pour les aciers extra-doux dont les propriétés mécaniques sont peu modifiées par la trempe, mais qui offrent après ce traitement une grande homogénéité, comme nous allons le voir. Ces derniers n'ont pas besoin d'être recuits.

Modifications des propriétés mécaniques par trempe. — Les différents points que nous mettrons en évidence sont les suivants :

Si l'on compare les propriétés d'un acier normal à celles d'un acier trempé (nous admettons que la température de trempe est légèrement supérieure au point de transformation le plus élevé), on trouve que :

1° *La charge de rupture, la limite élastique, la fragilité et la dureté de l'acier augmentent par trempe.*

Les allongements pour 100 *et la striction diminuent par trempe ;*

2° *La différence entre les propriétés de l'acier trempé et de l'acier normal est d'autant plus grande que la teneur en carbone est plus forte, du moins tant qu'elle ne dépasse pas* 0,850 0/0.

Les tableaux que nous avons donnés dans le chapitre précédent mettent déjà bien en évidence ces faits. Mais il faut bien insister sur ce point qu'un même acier peut donner, toutes choses égales d'ailleurs, des variations assez grandes dans les

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

essais mécaniques après trempe. Cela provient, comme nous l'avons déjà dit, des conditions de trempe et souvent d'un coefficient que l'on néglige généralement : *le temps de chauffage avant trempe*, lequel agit dans le même sens que la température au point de vue dissolution du carbure.

Voici d'autres résultats :

1° Un tableau donné par le baron von Juptner ;

	RÉSISTANCE en kg.	COMPOSITION			ALLONGEMENT	CONTRACTION
		C	Si	Mn		
	mm²	0/0	0/0	0/0	0/0	0/0
Fer soudé de Surahammar laminé.....	34,0	0,92	»	»	19,1	non dét.
Le même trempé au rouge dans l'eau..	48,5	0,2	»	»	6,2	33,9
Fer soudé de Lesjofors laminé.....	32,9	0,07	»	»	21,2	70,2
Le même trempé au rouge dans l'eau..	44,3	0,07	»	»	8,0	63,8
Fer fondu de Hogbo martelé.....	50,2	0,33	»	»	6,0	62,4
Le même trempé au rouge dans l'eau...	56,2	0,33	»	»	13,0	57,6
Acier fondu de Wikmanshyttan laminé.	72,8	0,69	»	»	11,3	37,7
Le même trempé au rouge dans l'huile.	96,1	0,69	»	»	2,0	0,4
Acier fondu de Wikmanshyttan laminé.	107,7	1,22	»	»	4,5	4,8
Le même trempé au rouge dans l'huile.	137,0	1,23	»	»	4,1	26,0
Acier fondu de Mottala laminé en tôle..	42,6	0,2	»	»	26,9	60,1
Le même trempé au rouge dans l'eau..	63,5	0,2	»	»	15,7	33,3
Acier fondu de Terre-Noire laminé....	36,4	0,15	»	0,21	32,3	65,7
Le même trempé au rouge dans l'huile.	46,8	0,15	»	0,21	23,7	66,1
— — l'eau ..	50,4	0,15	»	0,21	18,2	71,2
Acier fondu de Terre-Noire laminé....	48,0	0,49	»	0,20	24,8	40,3
Le même trempé au rouge dans l'huile.	71,0	0,49	»	0,20	12,5	26,8
— — l'eau ..	78,2	0,49	»	0,20	7,0	35,6
Acier fondu de Terre-Noire laminé....	86,0	1,05	»	0,25	5,2	4,5
Le même trempé au rouge dans l'huile.	130,8	1,05	»	0,25	1,0	2,0
Le même trempé au rouge dans l'eau a volé en éclats.....	»	1,05	»	0,25	—	—
Acier de Terre-Noire coulé, mais non travaillé.....	49,0	0,2	0,2	0,6	26,3	non dét.
Le même recuit et trempé dans l'huile.	59,1	0,2	0,2	0,6	18,6	»
Acier de Terre-Noire coulé, mais non travaillé.....	76,5	0,5	0,4	0,9	9,3	»
Le même recuit et trempé dans l'huile.	83,0	0,5	0,4	0,9	7,2	»

2° M. Charpy, dans un important travail présenté en juin 1895 à la *Société d'Encouragement pour l'Industrie nationale*, montra que la variation des propriétés mécaniques se produit toujours d'une façon presque complète dans un intervalle très étroit autour de 700° et que, pour tous les aciers

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

étudiés, il y a augmentation de la charge de rupture, diminution de l'allongement, augmentation de la résistance à la flexion et au choc.

La composition de ces aciers est donnée dans le tableau suivant :

DÉSIGNATION DES ACIERS	C	Si	P	S	Mn	Ni	Cr	W
Acier Martin n° 1.....	0,11	0,16	0,02	0,03	0,70	»	»	»
— 2.....	0,27	0,20	0,02	0,03	0,35	»	»	»
— 3.....	0,45	0,15	0,01	0,03	0,30	»	»	»
— 4.....	0,63	0,24	0,02	0,02	0,35	»	»	»
Acier au creuset n° 1.	0,09	0,01	traces	0,01	»	»	»	»
— 2.	0,07	0,01	»	0,01	0,14	»	»	»
— 3.	0,41	0,06	»	0,01	0,01	»	»	»
— 4.	0,81	0,06	»	0,01	0,04	»	»	»
— 5.	0,07	0,09	»	0,01	0,15	»	0,75	»
— 6.	0,13	0,05	0,003	0,01	0,98	»	»	»
— 7.	0,07	0,05	»	0,01	0,20	1,20	»	»
— 8.	0,10	0,02	»	0,01	»	»	»	0,60
— 9.	0,41	0,05	0,003	0,01	0,05	»	0,87	»
— 10.	0,44	0,07	»	0,01	1,37	»	»	»
— 11.	0,44	0,07	»	0,01	»	1,12	»	»
— 12.	0,40	0,07	»	0,01	»	»	»	1,40

Le premier tableau a trait à des trempes d'aciers au creuset faites à l'huile; le deuxième, à des trempes de ces mêmes aciers faites à l'eau froide ; le troisième, à des trempes d'aciers Martin faites à l'huile. Dans ces trois premiers tableaux, il ne s'agit que d'essais à la traction.

Le quatrième se rapporte à des essais d'aciers au creuset trempé à l'huile.

Ces différents métaux peuvent être réunis en quatre groupes :

Premier groupe. — Aciers Martin, de teneurs croissantes en carbone, répondant aux types appelés dans le commerce : acier extra-doux, mi-doux, mi-dur, dur.

Deuxième groupe. — Aciers au creuset ne contenant que du carbone et des traces des autres éléments ; ce groupe comprend deux aciers extra-doux, un acier semi-dur et un acier dur.

Troisième groupe. — Aciers au creuset ne contenant qu'une très faible quantité de carbone et près de 1 0/0 de chrome, manganèse, nickel, tungstène.

Quatrième groupe. — Aciers au creuset contenant environ 0,45 0/0 de carbone et environ 1 0/0 de chrome, manganèse, nickel, tungstène.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

TABLEAU I. — ESSAIS A LA TRACTION. — TREMPE A L'HUILE FROIDE

TEMPÉRATURE du CHAUFFAGE	DURÉE du CHAUFFAGE	LIMITE ÉLASTIQUE	CHARGE MAXIMUM	ALLONGEMENT	SECTION CONTRACTÉE
		Acier au creuset n° 1			
degrés	minutes	kilos	kilos		
0	0	21,8	32,1	38,3	0,295
650	10	22,5	21,2	39,4	0,352
750	10	26,8	40,7	26	0,396
750	30	25,6	40,2	26,4	0,361
800	10	25,6	39,8	25,4	0,388
900	10	28,9	41,1	30,2	0,355
900	10	26,4	37,2	28	0,345
1000	10	27,2	39,6	32,2	0,335
		Acier au creuset n° 2			
0	0	21	29,1	40,4	0,240
650	10	20,5	30	41,6	0,201
700	10	30,6	43,2	23,8	0,257
700	30	27,8	38,5	28,8	0,257
750	10	30	41,7	23,5	0,257
750	30	29,3	41,9	24,1	0,257
800	10	27,1	36,9	29	0,224
1000	10	27,5	37,8	17,8	0,272
		Acier au creuset n° 3			
0	0	31,0	50,6	24,4	0,473
700	10	30,7	52,4	23,5	0,514
700	30	29,8	48,2	25,5	0,452
750	10	41,7	70,6	16,7	0,524
750	30	46,0	73,1	16,5	0,524
800	10	49,2	69,5	15,0	0,524
		Acier au creuset n° 4			
0	0	26,7	71,7	10,1	0,859
700	10	» (1)	129	8	0,635
750	10	»	127,3	9	0,682
800	10	»	122	9,2	0,669
900	10	»	117,7	7	0,793
		Acier au creuset n° 5			
0	0	20,5	33,1	39,7	0,211
650	10	21,4	33,5	38,6	0,228
700	10	23,5	41,7	26	0,294
800	10	25,7	47,1	23,6	0,388
900	10	»	52,4	9,4	0,294
1000	10	»	48,2	12	0,355

(1) Ainsi qu'on l'a fait remarquer, la limite élastique ne peut être déterminée avec quelque approximation que dans le cas où le diagramme de traction change nettement de direction à partir d'un point donné, ou avec un raccordement de faible rayon. Avec les aciers trempés, surtout les aciers durs, il arrive que la courbe ne présente aucun changement de direction bien accusé ; dans ce cas, on préfère ne rien indiquer que de donner pour la limite élastique un chiffre ne correspondant à rien de précis.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

TEMPÉRATURE du CHAUFFAGE	DURÉE du CHAUFFAGE	LIMITE ÉLASTIQUE	CHARGE MAXIMUM	ALLONGEMENT	SECTION CONTRACTÉE
		Acier au creuset n° 6			
degrés	minutes	kilos	kilos		
0	0	25	39	36,9	0,287
650	10	30,7	41,7	32,9	0,302
700	10	36,7	54,8	13,7	0,589
800	10	34,5	50,8	7,3	0,607
900	10	40,1	72,6	4,6	0,643
1000	10	52,4	69,1	9	0,480
		Acier au creuset n° 7			
0	0	27,1	40,7	34,5	0,287
650	10	30,7	42,1	28,7	0,257
700	10	32,1	46	20,1	0,278
800	10	32,1	46,5	22,4	0,278
900	10	36,4	45,9	29,5	0,228
1000	10	36,5	49,2	18	0,228
		Acier au creuset n° 8			
0	0	24,6	31	40,2	0,188
700	10	28,9	35,7	30	0,170
800	10	28,9	35,7	34,7	0,158
900	10	28,9	38,5	28,6	0,188
1000	10	30	42,4	22,3	0,257
		Acier au creuset n° 9			
0	0	30,6	51,4	24,1	0,446
650	10	30,7	53,5	25,8	0,504
700	10	56,8	68,5	5,1	0,546
750	10	»	92,9	5,2	0,635
800	10	»	105,3	6	0,688
900	10	»	112,9	4,8	0,793
1000	10	»	106,7	2	0,940
		Acier au creuset n° 10			
0	0	35,9	63,1	26,7	0,430
700	10	46,7	66,8	21	0,335
750	10	»	139	0,5	1
800	10	»	137,7	0,5	1
900	10	»	139	0,6	1
1000	10	»	86,1	»	1 M (1)
		Acier au creuset n° 11			
0	0	28,7	44,7	19,3	0,473
650	10	29,3	49,5	20,4	0,490
700	10	45,4	72,5	18,5	0,430
750	10	52,9	72,5	18,6	0,403
800	10	54,2	72,5	16,2	0,412
900	10	50,2	68,8	13,8	0,477
1000	10	52,9	74,6	14,7	0,480

(1) Les barreaux marqués M sont ceux pour lesquels la rupture s'est produite d'une façon anormale, sur les têtes ou en dehors des repères, mais sans que le métal présente un défaut apparent sur la cassure ; la rupture prématurée correspond donc à une détérioration du métal, attribuable aux conditions de trempe.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

TEMPÉRATURE du CHAUFFAGE	DURÉE du CHAUFFAGE	LIMITE ÉLASTIQUE	CHARGE MAXIMUM	ALLONGEMENT	SECTION CONTRACTÉE
		Acier au creuset n° 12			
degrés	minutes	kilos	kilos		
0	0	25,1	44	22,3	0,501
700	10	23,7	44	20,9	0,531
750	10	56,9	73,2	13,8	0,553
800	10	61,7	69,5	13,1	0,440
900	10	59,6	76,6	12,7	0,412
1000	10	50,8	71,9	8,2	0,531

TABLEAU II. — ESSAIS A LA TRACTION. — TREMPE A L'EAU FROIDE

TEMPÉRATURE du CHAUFFAGE	DURÉE du CHAUFFAGE	LIMITE ÉLASTIQUE	CHARGE MAXIMUM	ALLONGEMENT	SECTION CONTRACTÉE
		Acier au creuset n° 1			
degrés	minutes	kilos	kilos		
0	0	21,8	32,1	38,3	0,295
650	10	23,5	35,5	28,9	0,425
700	10	27,8	42,8	14,3	0,443
700	10	28,9	40,6	19	0,473
725	10	34,2	51,4	15,2	0,452
750	10	33,2	51,4	15,1	0,452
800	10	32,1	48,2	17,4	0,378
900	10	32,1	47,7	17,7	0,396
		Acier au creuset n° 2			
0	0	21,0	29,1	40,4	0,240
700	10	28,9	40,7	21,0	0,257
700	10	34,2	46,0	15,6	0,310
900	10	39,6	53,5	20,2	0,302
		Acier au creuset n° 3			
0	0	31	50,6	24,4	0,473
650	10	31	57,1	23	0,504
700	10	31	55,2	20,2	0,514
725	10	50,3	77	13	0,524
750	10	»	74,9	1,7	0,956 M
800	10	»	74,5	2,2	0,956 M
900	10	57,8	79,8	13,3	0,452
		Acier au creuset n° 4			
0	0	26,7	71,7	10,1	0,529
650	10	25,4	77	11,5	0,524
650	10	26,7	68,5	10,6	0,524
700	10	»	81,3	0,3	1 M
800	10	»	75,3	»	1 M

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

TEMPÉRATURE du CHAUFFAGE	DURÉE du CHAUFFAGE	LIMITE ÉLASTIQUE	CHARGE MAXIMUM	ALLONGEMENT	SECTION CONTRACTÉE
		Acier au creuset n° 5			
degrés	minutes	kilos	kilos		
0	0	20,5	33,1	39,7	0,211
650	10	19,7	36,1	35,4	0,201
700	10	»	49,2	16,6	0,335
750	10	33,4	52,4	14,8	0,361
800	10	30,7	61,6	12,7	0,524
900	10	»	74,9	10,2	0,462
1000	10	»	85,6	7,8	0,524
		Acier au creuset n° 6			
0	0	25	39	36,9	0,287
650	10	30,1	46,1	23,7	0,319
700	10	32,1	49,5	13,3	0,368
800	10	»	78,2	7,2	0,635
900	10	»	84,2	4,8	0,611
1000	10	»	102,2	4,5	0,705
		Acier au creuset n° 7			
0	0	27,1	40,7	34,5	0,287
600	10	26,7	40,1	33,5	0,257
700	10	37,5	54,6	20,2	0,294
800	10	37,5	51,4	18,3	0,188
900	10	37,5	51,4	25,6	0,188
1000	10	38,5	55,6	13,8	0,257
		Acier au creuset n° 8			
0	0	24,6	31	40,2	0,188
600	10	23,4	34,7	36,7	0,170
650	10	23,5	36,6	30,8	0,214
700	10	24,6	36,8	29,3	0,131
800	10	26,8	38,5	22	0,228
900	10	25,7	38,5	26,2	0,201
1000	10	24,6	37,9	25,8	0,201
		Acier au creuset n° 9			
0	0	30,6	51,4	24,1	0,446
650	10	28,5	53,4	21,4	0,396
700	10	30,7	54,4	22,5	0,405
800	10	»	171,1	0,8	0,984
800	10	»	159,1	1,3	0,942
900	10	»	165,1	1,7	0,970
		Acier au creuset n° 10			
0	0	35,9	63,1	26,7	0,430
650	10	34,5	61,7	24,4	0,450
700	10	34,5	63,1	20	0,459
800	10	»	106,2	0,5	1 M
900	10	»	90,2	»	1 M
1000	10	»	87,5	»	1 M

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

TEMPÉRATURE du CHAUFFAGE	DURÉE du CHAUFFAGE	LIMITE ÉLASTIQUE	CHARGE MAXIMUM	ALLONGEMENT	SECTION CONTRACTÉE
		Acier au creuset n° 11			
degrés	minutes	kilos	kilos		
0	0	28,7	44,7	19,3	0,473
600	10	28,7	47,4	23,3	0,524
650	10	32,5	50,2	18	0,491
700	10	»	107,1	5,6	0,831
800	10	»	142,5	6,6	0,804
900	10	»	85,5	»	1 M
1000	10	»	133,7	»	1 M
		Acier au creuset n° 12			
0	0	25,1	44	22,3	0,501
600	10	22	46,8	20,6	0,556
650	10	32	55,4	13	0,589
700	10	64,4	82,7	10,8	0,490
800	10	66,4	74,6	11	0,412
900	10	70,8	89,5	11,1	0,483

TABLEAU III. — ESSAIS A LA TRACTION. — TREMPE A L'HUILE FROIDE

TEMPÉRATURE du CHAUFFAGE	DURÉE du CHAUFFAGE	LIMITE ÉLASTIQUE	CHARGE MAXIMUM	ALLONGEMENT	SECTION CONTRACTÉE
		Acier Martin n° 1			
degrés	minutes	kilos	kilos		
0	0	35,4	43,6	33,6	»
680	5	36,1	43,9	33,3	»
720	5	38,1	53,5	24,3	»
760	5	36,1	57,8	24,3	»
800	5	34,7	57,8	22,7	»
870	5	38,1	49,2	24,2	»
910	5	38,7	58,9	19,4	»
1050	5	36,7	48,8	15,2	»
		Acier Martin n° 2			
0	0	42,7	58,2	25	»
710	5	42,7	68,5	26,5	»
745	5	46,7	69,6	17,2	»
780	5	46,7	74,9	15,2	»
830	5	46,7	78,1	17,4	»
870	5	51,4	71	14,6	»
910	5	50,8	80,3	13	»
1060	5	48,8	80,3	13	»
		Acier Martin n° 3			
0	0	42,1	61	24,2	»
690	5	41,4	68,5	27,5	»
740	5	54,1	77,6	12,3	»
780	5	56,8	80,3	13,3	»
830	5	57,5	84,3	7,6	»
920	5	59,5	82,4	10	»
1050	5	56,8	81,3	10	»

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

TEMPÉRATURE du CHAUFFAGE	DURÉE du CHAUFFAGE	LIMITE ÉLASTIQUE	CHARGE MAXIMUM	ALLONGEMENT	SECTION CONTRACTÉE
		Acier Martin n° 4			
degrés	minutes	kilos	kilos		
0	0	51,4	74,5	21,9	»
700	5	52,1	74,9	22,6	»
730	5	»	90,4	8,3	»
780	5	»	114,3	9,8	»
825	5	»	117,2	7,6	»
920	5	»	108,9	7,5	»
1050	5	»	118	2,8	»

TABLEAU IV. — ESSAIS A LA FLEXION. — TREMPE A L'HUILE FROIDE

TEMPÉRATURE du CHAUFFAGE	DURÉE du CHAUFFAGE	LIMITE DE PROPORTIONNALITÉ		CHARGE MAXIMUM	ANGLE de RUPTURE
		Charge	Flèche		
		Acier au creuset n° 1			
degrés	minutes	kilos	millimètres	kilos	degrés
0	0	400	13,4	900	0 (1)
750	10	525	13,6	1250	0
800	10	500	13,5	1210	0
900	10	550	13,5	1250	0
1000	10	560	13,5	1170	0
		Acier au creuset n° 2			
0	0	525	13,5	725	0
700	10	850	13,8	1350	0
800	10	850	13,8	1475	0
900	10	850	13,8	1400	0
		Acier au creuset n° 3			
0	0	475	13,5	900	0
700	10	650	13,5	1180	0
700	30	650	13,5	1150	0
750	10	750	13,6	1160	5
750	30	800	13,7	1750	38
800	10	1075	13,7	1975	0
		Acier au creuset n° 4			
0	0	450	13,2	1250	0
700	10	1500	14,1	2800	112
700	30	1950	13,9	3325	92
750	10	2125	14,5	3550	120
750	30	1950	14,4	3400	97
800	10	1975	14,3	3350	141

(1) Les barreaux pour lesquels l'angle de rupture a été marqué 0 ont pu être pliés à bloc, après l'essai, à la presse hydraulique, sans se rompre.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

	CHARGE par mm² à la LIMITE D'ÉLASTICITÉ	RÉSISTANCE A LA RUPTURE par mm² de section primitive	DIFFÉRENCE ENTRE LES CHARGES par mm² à la rupture et à la limite d'élasticité	RÉSISTANCE A LA RUPTURE par mm² de section finale	ALLONGEMENT 0/0
Non trempé					
Acier contenant 0,150 0/0 *de carb.*					
Rond, diamètre 14mm, long. 100mm	22,0	35,7	13,7	104,2	34,0
— — 20mm, — 200mm	18,2	36,4	18,2	160,0	32,3
Acier contenant 0,496 0/0 *de carb.*					
Rond, diamètre 14mm, long. 100mm	26,2	48,4	22,2	73,4	24,0
— — 20mm, — 200mm	23,0	48,0	25,0	80,4	24,8
Acier contenant 0,709 0/0 *de carb.*					
Rond, diamètre 14mm, long. 100mm	31,6	68,0	36,4	83,1	15,0
— — 20mm, — 200mm	30,8	68,2	37,4	76,5	10,0
Acier contenant 0,875 0/0 *de carb.*					
Rond, diamètre 14mm, long. 100mm	34,2	74,1	39,9	90,5	9,5
— — 20mm, — 200mm	32,8	73,2	40,4	78,5	8,4
Acier contenant 1,050 0/0 *de carb.*					
Rond, diamètre 14mm, long. 100mm	39,2	86,1	46,9	98,8	4,5
— — 20mm, — 200mm	39,5	86,0	46,5	90,0	5,2
Trempé à l'huile					
Acier contenant 0,150 0/0 *de carb.*					
Rond, diamètre 14mm, long. 100mm	32,8	46,8	14,0	140,0	28,6
— — 20mm, — 200mm	31,4	46,8	15,4	138,0	23,7
Acier contenant 0,496 0/0 *de carb.*					
Rond, diamètre 14mm, long. 100mm	44,6	70,5	25,9	139,0	12,0
— — 20mm, — 200mm	46,4	71,0	24,6	97,0	12,5
Acier contenant 0,709 0/0 *de carb.*					
Rond, diamètre 14mm, long. 100mm	68,8	107,1	38,3	115,5	4,0
— — 20mm, — 200mm	67,8	97,0	29,2	100,3	1,25
Acier contenant 0,875 0/0 *de carb.*					
Rond, diamètre 14mm, long. 100mm	90,5	106,0	15,5	107,5	1,0
— — 20mm, — 200mm	77,8	104,6	26,8	106,7	0,8
Acier contenant 1,050 0/0 *de carb.*					
Rond, diamètre 14mm, long. 100mm	Rompu à la trempe à l'huile				
— — 20mm, — 200mm	92,6	130,8	38,2	133,5	1,0
Trempé à l'eau					
Acier contenant 0,150 0/0 *de carb.*					
Rond, diamètre 14mm, long. 100mm	30,8	48,8	18,0	151,0	19,0
— — 20mm, — 200mm	33,1	50,4	17,3	157,0	18,25
Acier contenant 0,496 0/0 *de carb.*					
Rond, diamètre 14mm, long. 100mm	45,4	78,5	78.5	80,9	2,5
— — 20mm, — 200mm	49,3	78,2	78,2	120,5	7,0
Acier contenant 0,709 0/0 *de carb.*					
Rond, diamètre 14mm, long. 100mm	Rompus à la trempe à l'eau				
— — 20mm, — 200mm					
Acier contenant 0,875 0/0 *de carb.*					
Rond, diamètre 14mm, long. 100mm	Rompus à la trempe à l'eau				
— — 20mm, — 200mm					
Acier contenant 1,050 0/0 *de carb.*					
Rond, diamètre 14mm, long. 100mm	Rompus à la trempe à l'eau				
— — 20mm, — 200mm					

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

3° Il a été fait à Terre-Noire une série d'essais sur des aciers de diverses compositions. Elles montrent bien l'influence de la teneur en carbone.

4° Reiser, dans son livre *Théorie et pratique de la trempe de l'acier*, donne l'exemple d'un acier au creuset de Kapfenberg de dureté moyenne, qui, après les différents traitements, a donné les résultats du tableau suivant.

(Les éprouvettes avaient 15 millimètres de diamètre et 150 millimètres de longueur.)

NUMÉROS des ESSAIS	PRÉPARATION des BARREAUX ESSAYÉS	LIMITE D'ÉLASTICITÉ (Kilog. par mm²)	RÉSISTANCE à la RUPTURE (Kilog. par mm²)	ALLONGEMENT 0/0	STRICTION 0/0
1	Acier forgé, non trempé, non recuit.	42,63	90,81	4,17	1,4
2	Chauffé au rouge et refroidi à l'air..	49,61	86,98	10,6	31,7
3	Trempé à l'huile.....	62,44	123,08	2,16	0,17
4	Chauffé au rouge, refroidi dans du fraisil de charbon de bois, puis trempé à l'huile.....	48,47	108,3	3,3	6,3
5	Trempé à l'huile, puis chauffé au rouge et refroidi à l'air.....	35,49	82,30	13,3	41,0
6	Trempé à l'huile, chauffé au rouge, refroidi à l'air et enfin trempé une seconde fois à l'huile.....	53,89	118,7	5,56	13,4
7	Trempé à l'huile pendant qu'il était surchauffé.....	68,00	131,09	1,21	0,94
8	Surchauffé (cerise naissant), refroidi à l'air, puis trempé à l'huile au rouge sombre.....	54,96	112,8	3,9	2,8
9	Surchauffé (cerise naissant), refroidi à l'air, puis plongé 2 fois dans l'eau chaude après avoir été chauffé chaque fois au rouge sombre, enfin trempé à l'eau chaude	52,8	100,08	8,4	6,2
10	Chauffé au rouge naissant et plongé dans l'huile pendant qu'il était à cette température.....	48,47	106,22	7,9	25,8

Si l'on compare le numéro 1 avec le numéro 2, on voit l'effet du recuit à l'incandescence. Le numéro 3 montre ce que produit la trempe sur l'acier qui n'a pas été recuit après étirage, tandis que le numéro 4 comparé au numéro 3 fait voir le résultat du recuit effectué avant la trempe.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le numéro 5 comparé au numéro 2 fait voir que l'effet du recuit est considérablement augmenté lorsqu'on le fait précéder d'une trempe.

Le numéro 3 comparé au numéro 4 fait ressortir l'effet du recuit à l'incandescence (suivi d'un refroidissement lent) avant de procéder à la trempe. On voit cet effet produit à un degré encore supérieur dans le numéro 6.

Le numéro 7 comparé au numéro 3 montre la différence entre l'effet produit par une trempe à température trop élevée et une trempe normale. Le numéro 3, ainsi que les numéros 4, 5 et 6, ont été trempés au rouge, tandis que le numéro 7 l'a été au cerise naissant, ce qui a occasionné un surchauffage, vu le degré de carburation de l'acier soumis à ces essais.

Le numéro 8 fait voir qu'une trempe normale fait disparaître les effets fâcheux de surchauffages antérieurs. Nous verrons plus loin que l'acier surchauffé peut aussi être régénéré par une trempe à l'eau chaude faite lorsqu'il est à bonne température, mais il faut, avant de le chauffer pour cette dernière trempe, le laisser refroidir complètement. Cette trempe à l'eau chaude ne durcit pas l'acier. Le numéro 9 indique les résultats qu'on obtient dans ce cas.

On voit, d'après les résultats du numéro 10, que la trempe au rouge naissant augmente l'allongement à la rupture.

5° Howe, dans son beau volume *la Métallurgie de l'acier*, donne des tableaux très intéressants :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

C	Si	Mn	P	NATURE DU MÉTAL	TEMPÉRATURE D'IMMERSION
0,07				Fer forgé de Norvège	Rouge vif
0,07				Fer au bas-foyer au bois	Rouge
0,07				— —	—
0,08				— —	—
0,05 à 0,18	0,01 à 0,02	0,05 à 0,12	0,02 à 0,03	Moyenne de 5 aciers Bessemer	Non indiquée
0,15	0,02	0,41	0,03	Acier sur sole	Rouge
0,14 à 0,23	0,02 à 0,04	0,09 à 0,10	0,01 à 0,02	Moyenne de 2 aciers sur sole	Non indiquée
0,20				Fer puddlé	Rouge
0,10 à 0,30	0,02 à 0,03	0,15 à 0,27	0,03	Moyenne de 5 aciers Bessemer	Non indiquée
0,10 à 0,30	0,02 à 0,04	0,09 à 0,36	0,02	— —	—
0,17 à 0,22	0,02 à 0,03	0,14 à 0,27	0,03	Moyenne de 2 aciers sur sole	—
0,33				Acier Bessemer	Rouge
0,40?				Métal homogène (hors d'une barre)	Elevée Moyenne Basse
0,40?				Acier de canon	
0,42				— Bessemer	Rouge
0,39				— de Pittsburg au four à sole	Jaune
0,78					
1,00?				Acier coulé	Elevée
»				—	Moyenne
»				—	Basse
»				Acier coulé (hors d'une barre)	Elevée Basse
»				— Bessemer	Non indiquée
»				— —	—
»				— —	—
»				Aciers pour rivets	—
»				— —	—
»				— —	—
»				— —	—
»				— —	—
»				— —	—
1,22				Acier	Rouge Fortement chauffé

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

AUGMENTATION POUR 100												PROPRIÉTÉS		
DE LA RÉSISTANCE MAXIM. A LA TRACTION					DE L'ALLONGEMENT					de la LIMITE ÉLASTIQUE			DE L'ACIER RECUIT		
dans le métal non recuit	dans le métal trempé				dans le métal non recuit	dans le métal trempé				dans le métal non recuit	dans le métal trempé				
	à l'eau	au coaltar	au suif	à l'huile		à l'eau	au coaltar	au suif	à l'huile		à l'eau	à l'huile	Résistance	Allongement 0/0	Limite élastique
	+ 5					— 58							38,10	22,5	
+ 5,3	+ 7												33,43	»	
	+41					— 79							31,54	29	
	+40					— 47							31,35	19	
+ 2	+76				— 5	— 56				+ 4	+51		36,93	32,2	17,65
		Eau salée					Eau salée								
— 4	+28	+43		+ 16	— 2	— 30	—38		— 29				41,13	36,5	
+ 3	+53				+11	— 45				— 9	+36		32,63	33	14,27
	+48												32,85		
+ 11	+66				—15	— 50				+17	+32		38,12	31,6	18,37
+ 5	+55				— 8	— 51				+12	+ 31		41,63	29,9	19,76
+ 6	+42				— 8	— 40				+ 2	+21		38,78	32,4	18,67
+37	+55				—12	— 32							36,03	19	
	—19			+ 58		—100			— 89						
				+ 45					— 33						
				+ 14					— 5				57,76	22	
				+ 35					— 38			+20	55,90	11,9	32,43
—11	+30			+ 33									54,13		
	+27					—97,6							63,31	31,2	
				+ 63									68,12		
	—26			+ 76		100			— 53				85,57	7	
		+40	+50	+ 55			—22	—65	— 65				83,78	7,7	
		+13	+14	+ 29			—13	—30	— 50				88,57	10	
				+ 79					— 78				74,52	15	
			+ 6	+ 24				+20	— 38						
				+ 71					— 98				86,59	5,9	
				+ 65					— 96				83,12	2,7	
				+ 57					—97,5				79,84	7,8	
				+ 65					— 61				85,95	9,2	
				+ 78					— 70				71,30	8,3	
				+ 71					— 52				71,92	12,5	
				+ 41					— 3				82,00	11,8	
				+ 53					— 15				71,30	12,0	
	—25					—100							76,38	12,5	
+71				+119									62,57		
				+ 14											

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

C	Si	Mn	NATURE DU MÉTAL — MOULAGES NON FORGÉS	TEMPÉRATURE D'IMMERSION	DIFFÉRENCE DE RÉSISTANCE A LA TRACTION 0/0			DIFFÉRENCE D'ALLONGEMENT 0/0			DIFFÉRENCE DE RÉSISTANCE ÉLECTRIQUE 0/0			PROPRIÉTÉS DU MOULAGE RECUIT		
					Non recuit	Trempé à l'huile	Trempé à l'huile et légèrement recuit	Non recuit	Trempé à l'huile	Trempé à l'huile et légèrement recuit	Non recuit	Trempé à l'huile	Trempé à l'huile et légèrement recuit	Résistance à la traction en kg. par mm²	Allongement	Limite d'élasticité en kg. par mm²
0,18+	0,20	0,42	Moulages de Terre-Noire au four à sole.....	Rouge cerise		+26			—47			+64		49,20	28,5	23,20
0,18+	0,21	0,63	—	—		+ 9			—34			+32		50,30	24,3	23,80
0,18+	0,23	0,61	—	—		+31			—27			+48		45,67	26,7	20,00
0,26	0,26	0,41	Moulages de Terre-Noire	Non indiquée	— 4		+15	— 55		—39	—18		+33	49,12	28,5	23,45
0,26	0,26	0,41	—	—	+ 1		+16	— 48		—14	—10		+62	46,40	26,5	19,18
0,30			Aciéries de Newburn.....	—	+ 6			— 33						49,30	24,0	
0,32	0,30+	0,48	Moulages de Terre-Noire	—	+ 5		+25	— 31		—49	—11		+74	54,10	21,5	20,15
0,42	0,27	0,75	—	—	—23		+ 1	— 84		— 6	— 5		+ 5	72,88	9,8	25,25
0,42	0,27	0,75	—	—	—15		+ 5	— 77		—14	—10		+ 5	72,78	14,0	36,85
0,45	0,35	1,10	—	—	—19		+15	— 84		—54			+32	73,86	17,5	33,95
0,50			Aciéries de Newburn.....	—	+ 1			— 76						67,87	8,6	
0,50+	0,39+	0,88+	Moulages de Terre-Noire....	Rouge cerise			+ 9			—19			+40	73,04	9,0	33,50
0,50+	0,39+	0,88+	—	—			+18			—52			+32	76,20	11,5	36,21
0,50+	0,39+	0,88+	—	—			+11			+ 1			+27	80,00	7,7	36,50
0,50+	0,39+	0,88+	—	—			+ 1			—26			+21	79,50	11,3	36,00
0,50+	0,39+	0,88+	—	—			+11			—25			+38	75,50	9,3	34,00
0,50+	0,39+	0,88+	—	—			+ 2			— 5			+13	78,00	7,9	36,00
0,50+	0,39+	0,88+	—	—			+ 7			—14			+24	70,00	8,1	33,90
0,55	0,40	1,05	—	Non indiquée	—20		+ 6	— 59		—34	0		+14	72,87	9,8	25,25
0,56+	0,34+	0,94+	—	Rouge cerise			+ 9			—10			+ 7	72,50	6,2	38,25
0,56+	0,34+	0,94+	—	—			+17			+70			+13	72,50	4,0	36,15
0,58+	0,34+	0,94+	—	—			+ 9			— 6			0	73,00	13,0	36,15
0,63	0,55+	0,95	—	Non indiquée	- 34		+47	— 83		—90	—13		+51	76,97	7,0	36,42
0,63	0,55+	0,95	—	—	—23		+53	— 72		—87	—19		+45	72,87	7,5	29,35
0,77	0,46+	0,67	Aciéries de Newburn		— 2			—100						59,05	1,5	
0,96	0,62	0,64	—		+ 6			—100						53,55	1,3	

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Au point de vue de la dureté, telle qu'elle est définie par l'essai Brinell, de nombreuses expériences ont été faites par l'auteur de cette intéressante méthode. Il employa les aciers suivants :

NUMÉROS	COMPOSITION CHIMIQUE				
	C	Si	Mn	S	P
1	0,10	0,007	0,10	0,020	0,026
2	0,20	0,018	0,40	0,015	0,027
3	0,25	0,30	0,41	0,012	0,028
4	0,35	0,26	0,49	0,015	0,027
5	0,45	0,27	0,45	0,018	0,028
6	0,65	0,27	0,49	0,011	0,028
6*a*	0,66	0,33	0,18	0,010	0,028
7	0,70	0,32	0,22	0,010	0,029
8	0,78	0,37	0,20	0,011	0,028
9	0,92	0,28	0,25	0,012	0,026
12	1,25	0,60	0,20	0,010	0,027

Il les a soumis à une trempe aussi basse que possible dans l'eau à 20°. Les résultats obtenus sont résumés dans le tableau suivant. Il faut entendre par capacité de trempe la différence de dureté entre l'acier trempé et l'acier recuit.

NUMÉROS de L'ÉCHANTILLON	COEFFICIENT DE DURETÉ recuit et refroidi dans une couche de charbon	COEFFICIENT DE DURETÉ trempé dans l'eau à 20° C.	CAPACITÉ de TREMPE
1	97	149	52
2	115	196	81
3	143	311	168
4	156	402	246
5	194	555	361
6	235	652	417
6*a*	202	578	376
8	231	652	421
9	258	627	369
12	262	627	365

On notera spécialement que l'acier 6 trempe mieux que le 6*a*; ceci s'explique par la différence des teneurs en manganèse.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Mais le point le plus intéressant est le suivant : les aciers 9 et 12 prennent moins la trempe que l'acier numéro 8. Ceci tend à prouver que c'est bien à l'acier eutectoïde que correspond le maximum de dureté. Il s'agit toutefois de savoir exactement la température de trempe.

Homogénéité de l'acier après trempe. — L'influence de la trempe sur l'homogénéité de l'acier s'explique fort bien par la création de la solution solide homogène fer-carbone.

Nous avons mis en vue cette action par l'essai au choc.

Nous étant adressé à l'une des principales aciéries de France, nous lui avons demandé des aciers de nuances parfaitement définies et de compositions déterminées. Nous lui avons expliqué que ces aciers devraient être utilisés pour des essais de fragilité après traitement thermique ou cémentation, et que le prix nous importait peu ; nous désirions qu'ils fussent dans les conditions les meilleures, notamment au point de vue de leur homogénéité. Ces aciers, livrés en barres rondes de 30 et 20 millimètres de diamètre, ont été essayés d'abord en prenant des barreaux en un point quelconque.

On a trouvé des résultats absolument discordants (Tableau p. 355). Une seconde série d'essais a porté sur des échantillons pris au centre des barres, une troisième série sur des échantillons découpés au bord.

Dans chaque série, les chiffres sont très différents ; ce qui prouve l'existence de zones très fragiles, voisines de zones qui ne le sont point.

Si l'on considère deux éprouvettes prises au même niveau dans la barre, on voit que l'éprouvette du centre présente généralement une fragilité moindre que l'éprouvette du bord.

Nous avons repris ensuite, dans les mêmes barres d'acier des barreaux sur les bords et nous avons divisé ce lot d'échantillons en deux parties : l'une a reçu l'entaille du côté le plus voisin de l'action du corroyage ; l'autre a reçu l'entaille du côté qui en était le plus éloigné.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Enfin, d'autres expériences ont été faites avec des aciers doux de différentes nuances, qui avaient donné des résultats semblables à ceux que je viens d'exposer.

Les éprouvettes découpées ont été portées, dans un four électrique à la température de 1.050° et trempées à l'eau.

Elles ont donné des résultats d'une constance absolument remarquable.

Le tableau ci-après résume ces résultats.

Ces quelques expériences montrent que :

1° L'acier livré, malgré les recommandations faites, n'était nullement homogène, ce qui est malheureusement le cas général ;

2° Qu'une trempe appropriée améliore considérablement tous ces aciers ;

3° Que la divergence obtenue dans les premiers essais est bien due à l'hétérogénéité du métal, et non à la méthode employée ;

4° Pour évaluer le degré d'homogénéité d'un métal, il est donc indispensable d'essayer au choc le plus grand nombre possible d'éprouvettes, et, par conséquent, de prendre les éprouvettes d'une aussi faible section que possible (sans cependant exagérer la petitesse de l'éprouvette).

En prenant des éprouvettes d'une section plus forte que celle adoptée par Frémont, on a des moyennes, mais on ne connaît pas les écarts.

L'essai d'une barre dans toute son épaisseur ne renseigne pas sur le degré d'homogénéité du métal.

Une barre très hétérogène, essayée dans son ensemble, pourra donner un résultat considéré comme acceptable, et, dans la pratique, cette barre pourra se rompre après un service plus ou moins prolongé, par suite de l'hétérogénéité.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

1re SÉRIE D'ESSAIS — BARREAUX PRIS AU HASARD		2e SÉRIE D'ESSAIS — BARREAUX PRIS AU CENTRE à chaque ligne correspondant	3e SÉRIE D'ESSAIS — BARREAUX PRIS AU BORD des barreaux pris au même niveau
		kilogrammes	kilogrammes
10	5	1	0
15	1	9	6
0	9	10	3
6	1	5	5
2	3		
36	15		
14	36		

4e SÉRIE D'ESSAIS — BARREAUX PRIS AU BORD Entailles tournées		6e SÉRIE D'ESSAIS — BARREAUX PRIS AU HASARD ET TREMPÉS A 1.050° Nuance de 36 à 40 kilogrammes		
Vers le centre	Vers la périphérie	33	33	32
15	36	33	34	32
		32	27	32
6	9	35	29	33
		27	33	34
9	11	36	34	32

Influence de la trempe sur le volume et la densité. — La trempe augmente un peu le volume et diminue, par conséquent, la densité. Cette augmentation croît avec la teneur en carbone et même avec la température de trempe. Ces faits sont mis en évidence par les expériences de Metcalf et Langley, qui sont résumées dans le tableau suivant :

TENEUR en CARBONE 0/0	POIDS SPÉCIFIQUE						
	des LINGOTS	DES BARRES laminées non trempées	DES BARRES trempées au rouge naissant	DES BARRES trempées au rouge sombre	DES BARRES trempées au cerise naissant	DES BARRES trempées à l'orangé	DES BARRES trempées presque au blanc
0,529	7,841	7,844	7,831	7,826	7,823	7,814	7,818
0,649	7,829	7,824	7,806	7,849	7,830	7,811	7,791
0,841	7,824	7,829	7,812	7,808	7,780	7,784	7,789
0,871	7,818	7,825	7,790	7,793	7,758	7,755	7,752
1,005	7,807	7,826	7,812	7,789	7,755	7,749	7,744
1,079	7,805	7,825	7,811	7,798	7,769	7,741	7,690

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

On voit de suite l'importance de ce changement de volume que tous les praticiens connaissent. De plus, ce changement de volume se porte souvent suivant certaines directions, d'où des déformations importantes.

Reiser, dans son volume sur la trempe, cite des exemples fort intéressants.

« Le changement de volume, dit-il, est facile à vérifier : ainsi un fil d'acier ne peut plus passer, après la trempe, dans un trou qu'il remplissait exactement auparavant ; mais toutes les dimensions des pièces n'éprouvent pas les mêmes modifications. Par exemple, dans les barres à section ronde ou rectangulaire, le diamètre ainsi que la largeur et l'épaisseur augmentent, tandis que la longueur diminue ; lorsqu'on trempe des tarauds, le raccourcissement peut atteindre 2/1000.

« De même les anneaux d'acier se rétrécissent, tandis que, si l'augmentation portait proportionnellement sur toutes les dimensions, les trous des anneaux s'agrandiraient dans la même proportion. Les cadres rectangulaires faits d'une seule pièce éprouvent le même effet.

« On profite de cela pour les matrices des machines à emboutir les douilles de cartouches. Les pièces de machine sont d'un seul morceau, elles ont la forme d'un petit cylindre creux. Or, peu à peu, l'intérieur de ce cylindre s'élargit parce qu'il est soumis à l'effort et au frottement de l'emboutissage. Dès qu'il a dépassé la limite, on le ramène à la dimension convenable en le trempant. Un bon acier, entre des mains habiles, peut supporter cette opération vingt fois et même davantage. Chaque fois, il se produit un nouveau rétrécissement. Il faut évidemment, dans ce cas particulier, éviter de recuire cette pièce à l'incandescence, puisque le but de la trempe qu'on lui fait subir est de la rétrécir. Le rétrécissement est d'autant plus grand que l'acier est plus carburé. D'après des essais de Metcalf et Langley, exécutés sur des anneaux dont le trou primitif avait 3/4 de pouce de diamètre et qui furent trempés chacun 7 fois :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« L'anneau d'acier à 0,848 0/0 de carbone s'est rétréci de.. 0",02752
— — 0,649 0/0 — — .. 0",00771
— — 0,529 0/0 — — .. 0",00000

« On a pris ici comme unité de longueur le pouce anglais, qui est égal à 25^{mm},4.

« Le dernier anneau s'est comporté d'une façon assez singulière ; les deux premières trempes qu'il a subies ont provoqué une contraction ; la troisième n'a amené aucune variation ; la quatrième, la cinquième et la sixième ont produit 3 élargissements successifs et la septième une contraction.

« Le raccourcissement dû à la trempe peut être mis en relief de la manière suivante : on chauffe uniformément une barre d'acier et on la trempe horizontalement dans l'eau, de telle façon que le niveau de l'eau n'arrive qu'à la moitié de son épaisseur. Dans ces conditions une barre carrée d'acier au tungstène ayant 260 millimètres de longueur et 30 millimètres d'épaisseur, qui fut soumise vingt fois de suite à ce traitement, prit une forme courbe avec une flèche de 18 millimètres.

« Lorsqu'une barre d'acier, ronde ou carrée, est plus chaude d'un côté que de l'autre au moment de la trempe à l'eau, elle se courbe, et la partie dont la température était plus élevée se trouve du côté concave.

« Les tôles d'acier épaississent à la trempe et leurs deux autres dimensions se raccourcissent. En rapprochant cela de l'effet produit sur les barres par la trempe, on voit que tout se passe comme si les forces qui provoquent la contraction étaient proportionnelles aux dimensions parallèlement auxquelles elles agissent, car c'est la contraction dans le sens des grandes dimensions qui domine et qui semble provoquer une augmentation des petites dimensions. Les changements de forme sont possibles grâce à l'état plastique de l'acier au moment de la trempe. Le résultat final est une augmentation de volume.

« Les fissures que la trempe provoque parfois ont pour cause ces changements de forme. Dans l'acier naturel ou l'acier puddlé, elles sont, en général, normales à la longueur. Dès

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

qu'on a forgé en barres rectangulaires cette sorte d'acier, on le plonge pendant qu'il est encore incandescent dans un bassin rempli d'eau, puis on le casse pour le classer d'après le grain, qui est plus gros et plus brillant dans les parties les moins carburées.

« Dans les barres les plus carburées d'acier au bas foyer, lorsque l'étirage n'a pas été poussé très loin, il se développe, dans ces conditions, un grand nombre de petites fissures transversales très fines, sur les parois desquelles on voit, après la cassure, des zones concentriques formées par les couleurs du recuit. On a donné à ces colorations le nom de roses et à cet acier celui d'acier rose (Rosenstahl).

« La formation de ces roses peut s'expliquer de la manière suivante : pendant l'étirage, la surface et surtout les angles des barres étant en contact avec l'eau, le centre qui est plus chaud se raccourcit plus que le reste, et cela produit des fissures intérieures à cause de la résistance de la gaine superficielle.

« L'acier fondu très carburé se comporte de la même manière ; par conséquent, lorsqu'on a terminé le forgeage d'une pièce de ce métal, il faut d'abord la laisser refroidir lentement et complètement, puis la chauffer de nouveau pour la tremper. En d'autres termes, la chauffe de forgeage ne doit pas être la chauffe de trempe. »

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE XV

TEMPÉRATURE DE TREMPE. — SA MESURE

Comme nous l'avons montré, la température de trempe est très précise. Il est donc généralement nécessaire de la mesurer.

Nous disons généralement, car il y a quelques exceptions : nous citerons de suite celle donnée par Le Chatelier et qui a trait à l'outillage (*Revue de Métallurgie*, 1904, p. 187) : « l'ouvrier arrive à reconnaître avec une très grande précision le moment où se fait la transformation [1], par l'artifice suivant : quand il s'agit d'une pièce dont la pointe seule doit être trempée, il l'échauffe grossièrement. On voit à un certain moment, pendant la période de transformation, la température s'égaliser sur une certaine longueur à partir de la pointe ; puis, aussitôt la transformation achevée sur la pointe, celle-ci devient plus brillante que le reste, et, en effectuant la trempe à ce moment, on est certain, dans tous les cas, de n'avoir dépassé que d'une très petite quantité le point de transformation. Quand il s'agit, au contraire, d'outils comme les fraises, qui doivent être uniformément trempés dans toutes les parties, on arrive aux mêmes résultats en introduisant successivement un nombre de pièces semblables, à des intervalles de temps égaux, dans un moufle chauffé à une température un peu supérieure à celle du point de transformation. Au bout d'un certain temps

[1] On sait que cette transformation se fait avec absorption de chaleur pendant le chauffage.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

on voit, en partant des pièces les dernières introduites, l'éclat s'élever progressivement de l'une à l'autre, puis un certain nombre, celles qui sont dans leur période de transformation, ont toutes le même éclat, et les pièces les plus chaudes, aussitôt qu'elles ont dépassé ce point de transformation, prennent rapidement un éclat supérieur à celui de leurs voisines. C'est exactement à ce moment que doit se faire la trempe.

« On n'arriverait pas par l'emploi d'un pyromètre à une précision égale à celle qu'obtiennent ainsi des ouvriers exercés. »

Mais généralement il est nécessaire de déterminer la température de trempe.

On a souvent caractérisé la température de trempe par la couleur que prend l'acier sous l'influence du chauffage.

Il nous semble inutile d'insister sur le danger d'une telle appréciation qui donne lieu à la plus grande imprécision. Suivant l'ouvrier, suivant même l'éclairage de l'atelier et, par conséquent, l'heure de la journée, l'œil apprécie différemment la couleur.

Nous pensons, toutefois, qu'il est nécessaire de donner l'échelle admise communément, en ajoutant que nous ne l'utiliserons pas et que nous donnerons, chaque fois qu'il y aura lieu, la température réelle de trempe :

Le rouge naissant correspond à environ 550°.

Le rouge sombre correspond à environ 650°.

Le cerise naissant correspond à environ 750°.

Le cerise correspond à environ 800°.

Le cerise clair correspond à environ 900°.

L'orangé foncé correspond à environ 1.000°.

L'orangé clair correspond à environ 1.100°.

Le blanc éblouissant correspond à environ 1.400°.

On voit de suite l'imprécision qui existe dans la mesure de température basée sur la couleur.

Méthodes industrielles de mesure de la température. — Il y a deux modes d'opérer le chauffage avant trempe :

1° Avoir un four à la température de trempe, y placer le

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

métal pendant le temps nécessaire pour que toute la masse soit à cette température et tremper. Dans ce cas, on mesure la température du four ou, plus exactement, la température dans le voisinage de la pièce;

2° Avoir un four à température un peu supérieure à celle à laquelle on doit tremper, y porter la pièce, attendre qu'elle ait pris non pas la température du four, mais bien la température voulue pour la trempe et tremper. Dans ce cas, on mesure la température de la pièce; il faut donc que le procédé de mesure s'y prête.

De plus il est parfois nécessaire de mesurer la température du four pour que son excédent de température ne soit pas trop élevé, sans quoi toutes les parties de la pièce ne seraient pas simultanément à la même température.

Les méthodes que l'on peut utiliser dans l'industrie pour mesurer les températures peuvent être classées en six catégories :

1° Les méthodes calorimétriques ;

2° Les méthodes thermo-électriques ;

3° Les méthodes utilisant les radiations lumineuses ;

4° Les méthodes utilisant les radiations calorifiques ;

5° Les méthodes basées sur le retrait de certains produits;

6° Les méthodes utilisant les phénomènes de fusion.

Nous passerons en revue rapidement les divers appareils qui permettent d'appliquer ces méthodes.

1° *Méthodes calorimétriques.* — Le principe sur lequel sont basées ces méthodes est le suivant : un morceau de métal est placé dans le four dont on veut mesurer la température, le morceau est ensuite plongé dans un calorimètre à eau. L'équation suivante permet de déterminer la température du four :

Soit p le poids du métal, c sa chaleur spécifique, x la température du four, t la température initiale de l'eau, t_f la température finale du métal et de l'eau, P le poids en eau du corps constituant l'ensemble du calorimètre; eau, récipient, thermo-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

mètre, etc., et L, la chaleur d'échauffement de l'unité de poids du métal entre 0 et T.

On a la relation suivante :

$$L = \frac{P(t_f - t)}{p} + ct_f.$$

(Pour l'établissement de cette formule voir Le Chatelier et Boudouard, *Mesure des températures élevées*, p. 84, chez Masson.)

Tout est connu dans le second membre, on a donc L.

Si, par des expériences préliminaires, on a déterminé les chaleurs d'échauffement pour les différentes températures, on déduira de la connaissance de L celle de T.

Pour appliquer cette méthode, on peut utiliser le platine ou le nickel. Violle a étudié la chaleur d'échauffement du premier métal de 0 à 1.200° ; il l'a calculée jusqu'à 1.000°. Pionchon, d'un côté, et Duchêne et Biju-Duval, de l'autre, ont fait la même chose pour le nickel entre 100° et 1.000°.

Le fer ne peut être utilisé. Il est trop oxydable et présente, comme nous le savons, des transformations pendant le chauffage qui amènent des perturbations dans le phénomène.

L'inconvénient de l'emploi industriel des méthodes calorimétriques réside dans leur lenteur ; il faut une demi-heure environ pour effectuer une opération.

2° *Méthodes thermo-électriques.* — Ces méthodes sont basées sur le phénomène suivant, découvert par Seebeck. Lorsqu'on chauffe la soudure de deux métaux, il se produit une force électromotrice, fonction de la température.

Il suffit donc de relier le couple à un galvanomètre gradué préalablement.

Henry Le Chatelier a particulièrement étudié le moyen de rendre cette méthode industrielle ; il y est arrivé grâce à l'emploi d'un couple platine et platine iridié (platine à 10 0/0 d'iridium) ou platine rhodié, qui sont des alliages fort peu altérables et que l'on peut aisément obtenir homogènes.

Pour graduer le couple, on mesure les déviations, données au

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

galvanomètre par des températures parfaitement déterminées, points d'ébullition, points de fusion, et l'on gradue entre deux points déterminés par interpolation.

On prend généralement les points suivants : ébullition de l'eau, ébullition de la naphtaline, fusion du zinc, ébullition du soufre, fusion de l'aluminium, ébullition du zinc, fusion de l'or.

On est arrivé à donner au galvanomètre des formes extrêmement robustes, qui en font un véritable appareil de laboratoire : le cadran est horizontal, et l'appareil, de faibles dimensions, est posé sur trois vis et peut se déplacer très aisément.

Les fils du couple sont généralement montés dans une canne métallique et séparés l'un de l'autre par un tube de porcelaine dans lequel passe l'un d'eux.

Les indications sont extrêmement rapides et précises.

Le seul écueil réside dans l'altération du platine qui, par les recuits successifs qu'il subit forcément, devient cassant.

Cet appareil est cependant du plus haut intérêt ; il est même nécessaire dans de nombreux cas.

3° *Méthodes utilisant les radiations lumineuses.* — Dans ces méthodes, on a cherché plus particulièrement à mettre en pratique le principe proposé en 1864 par Ed. Becquerel et consistant en la mesure des radiations rouges émises par les corps incandescents. Seul, Le Chatelier a donné, en 1892, une solution intéressante pour l'industrie avec un appareil dans lequel on compare l'intensité lumineuse rouge du corps dont on veut connaître la température à celle d'une flamme. C'est le pyromètre optique qui a rendu des services signalés à l'industrie, mais n'est plus utilisé que rarement.

4° *Méthodes utilisant les radiations calorifiques.* — Les pyromètres utilisant les radiations lumineuses se sont, au contraire, vulgarisés extraordinairement, ces dernières années, grâce aux appareils créés par Féry. Comme ils présentent le plus grand intérêt, nous nous y arrêterons assez longuement.

La méthode est basée sur la loi qu'a trouvée Stéfan en 1880,

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

et qui lie le rayonnement calorifique des corps chauds à leur température propre. Cette loi s'énonce ainsi :

La quantité de chaleur rayonnée par un corps noir ou par l'orifice d'un four porté à une haute température est proportionnelle à la quatrième puissance de la température absolue du corps noir ou du four.

Qui dit corps noir veut dire un corps émettant, en proportion normale, toutes les radiations lorsqu'on le chauffe, tel le charbon. Mais un four de grandes dimensions ne possédant qu'une ouverture très étroite, laissant passer les radiations, se rapproche d'un tel corps.

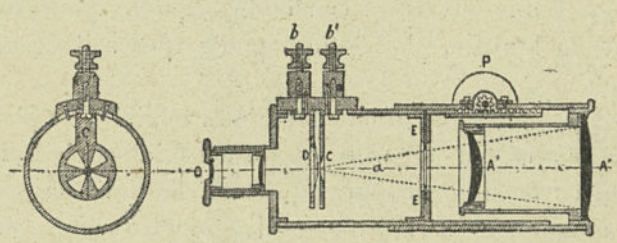


Fig. 104. — Coupe de la lunette Féry.

La lunette pyrométrique de Féry comprend un objectif (*fig.* 104) en fluorine AA' et un réticule formé par deux lames étroites et extrêmement minces de fer et de constantan, soudées à leur point de croisement et formant un couple thermo-électrique extrêmement sensible. Les deux lames sont fixées à leurs extrémités sur deux disques de laiton C et D. C'est là que l'on vient prendre, au moyen de deux bornes *b* et *b'*, le courant qui prend naissance à la soudure.

En visant, au moyen d'un oculaire *o*, le point du four dont on veut avoir la température, on obtiendra une image non seulement lumineuse, mais aussi calorifique.

Cette image influencera donc le couple extrêmement sensible.

Il suffira de relier les deux bornes *b* et *b'* à un galvanomètre lui-même très sensible.

Examinons maintenant certains détails de construction.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Un écran en croix *c* cache les deux lames en totalité, sauf à leur point de croisement. Cette disposition a pour but de limiter la longueur des lames exposées au rayonnement et de se mettre ainsi à l'abri des causes d'erreur provenant des dimensions de l'image objective.

Il faut, de plus, rendre les indications indépendantes de la distance qui sépare la lunette du point visé. A cet effet, on a placé dans la lunette un diaphragme EE, qui se trouve à une distance invariable de l'objectif et qui est assez grand pour que les bords de l'objectif ne servent jamais. Par là même, le cône de rayons qui tombent sur la soudure du couple thermoélectrique à une ouverture constante α, quelle que soit la distance de la lentille, c'est-à-dire quelle que soit la mise au point.

Cette mise au point se fait par l'intermédiaire du pignon P.

Pour rendre cet appareil absolument industriel, M. Féry a remplacé la fluorine par un verre spécial. Le galvanomètre dont on se sert est un galvanomètre genre Siemens et Halske.

L'ensemble de l'appareil est représenté dans la figure 105.

L'appareil que nous venons de décrire présente le grave inconvénient de ne mesurer avec quelque précision que les températures supérieures à 900°.

Pour mesurer les températures plus basses (et qui sont très importantes, au point de vue industriel, notamment pour le traitement des produits sidérurgiques, cémentation, trempe, recuit, revenu, etc.), Féry a créé un appareil spécial, nommé télescope, et qui est basé sur un principe analogue.

Le télescope doit sa grande sensibilité à l'emploi d'un miroir parabolique argenté à la face postérieure. On ne saurait songer à faire une argenture sur la face antérieure, elle ne résisterait pas.

Les rayons réfléchis à la première surface viennent s'ajouter à ceux réfléchis sur la face argentée, et la perte par passage dans le verre est extrêmement faible. Dans la lunette, il existe, au contraire, une perte énorme qui est due à la réflexion des

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

rayons de grande longueur d'onde sur la face d'incidence de la lentille objective.

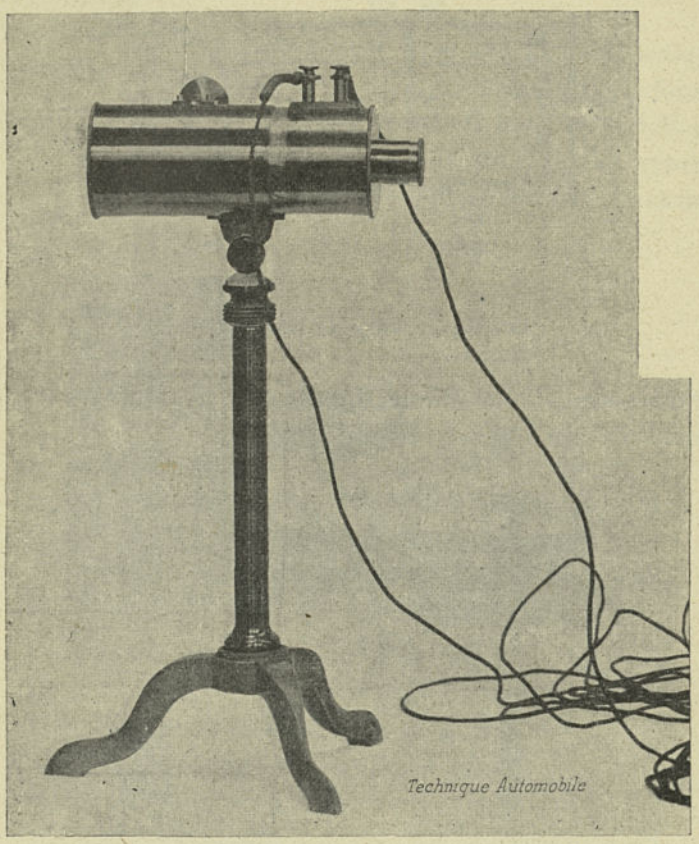


Fig. 105. — Vue extérieure de la lunette Féry.

La mise au point de ce télescope serait délicate, si elle ne se faisait pas au moyen d'un appareil spécial et très précis, qui fait que l'image visée est coupée en deux tant que la mise au point n'est pas parfaite. Le télescope permet de mesurer avec grande précision les températures de 300 à 1.300°.

Enfin, Féry a perfectionné singulièrement ces deux appareils en les simplifiant ; le couple thermo-électrique du té-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

lescope pyrométrique, précédemment décrit, y a été remplacé

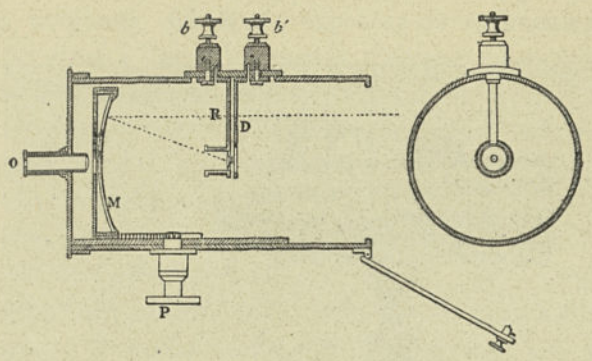


Fig. 106. — Coupe du télescope Féry.

par une spirale bimétallique, dont le diamètre extrême d'enroulement n'a que $1^{mm},5$.

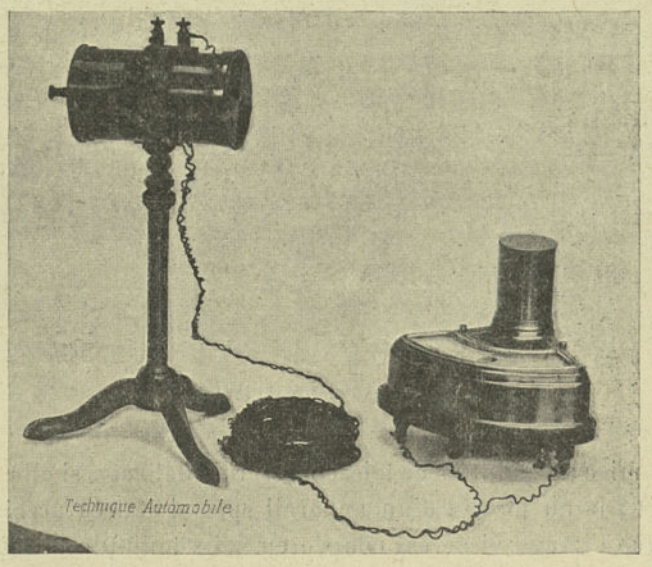


Fig. 107. — Vues d'ensemble du télescope Féry et de son galvanomètre.

Cette spirale est soigneusement noircie comme la soudure

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

chaude des appareils précédents; elle supporte, par un petit plateau destiné à arrêter toutes les radiations qui la frappent, une aiguille mobile sur un cadran porté par le corps même de l'instrument.

La seule objection qui s'élève dans l'emploi des radiopyromètres, en général, est la nécessité de laisser dans le four une ouverture pour la visée. Dans certaines industries, telles que la cuisson des porcelaines, cette obligation (qu'on rencontre aussi dans l'emploi des cônes de Seger) présente certains inconvénients.

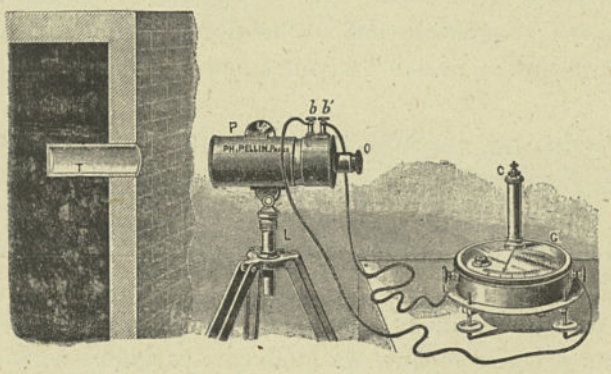


Fig. 108. — Installation d'ensemble d'une lunette Féry.

Le Chatelier et Boudouard dans leur remarquable ouvrage sur *la Mesure des températures élevées* ont indiqué un dispositif évitant les ennuis pouvant en résulter : « un tube en terre réfractaire traversant la paroi du four, pénétrant au milieu de celui-ci sur une longueur de $0^m,50$ à 1 mètre, bouché vers l'intérieur et ouvert à l'extérieur, donne une surface rayonnante à la *température du four* et qu'il suffit de viser avec l'appareil de mesure. »

On évite par ce dispositif toute rentrée d'air froid, et on se place dans les conditions théoriques de l'enceinte isotherme de Kirchhoff (*fig.* 108).

5° *Méthodes basées sur le retrait de certains produits.* — Cette méthode est celle qui a donné lieu au pyromètre de Wegdwood,

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

le plus vieil appareil connu pour la mesure des températures élevées. Il est basé purement et simplement sur le retrait permanent que prennent les matières argileuses sous l'influence d'une température élevée.

On conçoit de suite les inconvénients d'une telle méthode et les raisons pour lesquelles elle est complètement abandonnée, le retrait varie avec toutes les conditions de préparation de l'argile : composition, degré de cuisson, grosseur du grain, etc.

6° *Méthodes utilisant les phénomènes de fusion.* — On emploie parfois, pour mesurer la température de fusion des fours, des morceaux de métaux qui fondent à des températures déterminées ; en employant un nombre de métaux ou d'alliages suffisant, on arrive à savoir à peu près la température du four.

Supposons, par exemple, que dans un four nous ayons un morceau d'or (qui fond à 1.064°) et un morceau d'argent (qui fond à 962), ce dernier étant seul fondu. On peut conclure que la température du four est supérieure à 962° et inférieure à 1.064°.

On a créé sur le même principe des *montres fusibles*, qui sont des petits prismes formés de mélanges variables de sable, de feldspath, de carbonate de chaux et de kaolin. Ces montres, appliquées d'abord à Sèvres par Lauth et Vogt, ont reçu leur plein développement en Allemagne. Elles sont employées dans toutes les manufactures de porcelaine sous le nom de montres de Seger et permettent de suivre la température à l'affaissement du prisme. Il y a des montres allant de 30 en 30°.

Ces dernières méthodes ont l'inconvénient de n'indiquer que la température maximum atteinte et ne permettent pas de régler le four.

L'appareil qui figurait à l'Exposition de Vienne et que Rosambert a décrit dans la *Revue de Métallurgie* sous le nom de pyromètre à sentinelle (Sentinel-Pyrometer) système Brearley, breveté, construit par Thomas Firth and Sons, Riga, rentre dans la même catégorie. Ce dispositif n'est point, dans le vrai

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

sens du mot, un pyromètre, c'est-à-dire un instrument permettant de suivre d'une façon continue les variations de température d'un corps ou d'une enceinte.

Les « sentinels » sont de simples contrôleurs de température ; mais, tels qu'ils sont, ils peuvent rendre d'importants services en raison de leur emploi facile. Ce sont des prismes de 20 millimètres environ de haut, fusibles à des températures bien déterminées et qui ont la propriété de se résolidifier aussitôt que la température rebaisse.

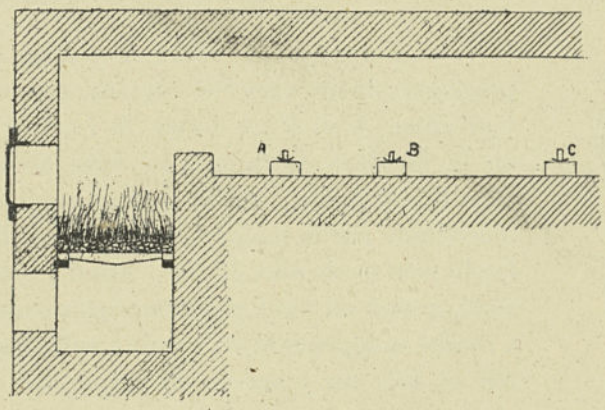


Fig. 109. — Utilisation de sentinelles.

On comprend le parti qu'il est possible de tirer d'un système de « sentinels ». Soit, par exemple, le cas d'un outil en acier au carbone ordinaire à chauffer en vue de la trempe ; il y aura deux températures à observer : 1° on chauffera l'outil progressivement jusqu'à une température maximum légèrement supérieure à celle qui communique au métal trempé ses propriétés de dureté maximum ; 2° on ramène l'outil vers une zone à température moins élevée, pour permettre à la température de la pièce de s'uniformiser du centre à la surface. Cette seconde température, qui sera la température de trempe, devra être supérieure de 10 à 20° au point de recalescence du métal employé.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Une pareille opération pourra se contrôler aisément au moyen de trois sentinelles.

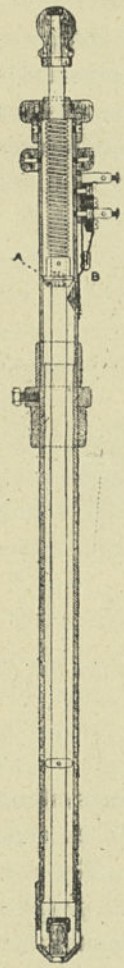


Fig. 110. Appareil à sentinelles.

Supposons que la température de chauffe maximum doive être de 775°, celle de trempe de 750°, ce qui est à peu près le cas des aciers ordinaires à 1 0/0 de carbone, employée aux usages courants; on se servira de trois sentinelles, A, B, C (*fig.* 109) :

A, fusible à 790°;
B, — à 760°;
C, — à 740°.

L'outil, lentement réchauffé, sera amené progressivement vers les régions chaudes du four entre A et B (A solide, B fondu); puis, on le reculera de façon à lui faire occuper la zone BC (C fondu). En procédant ainsi, il y a incertitude sur la température en B; car B étant fondu peut avoir plus de 760°. Aussi y a-t-il intérêt, quand on veut procéder rigoureusement, à rendre indépendantes l'une de l'autre les zones AB et BC; on y arrive en employant quatre sentinelles :

A fusible à 790°, B et B′ fusibles à 760°, C fusible à 740°, qui, le four étant convenablement réglé, permettront de délimiter deux zones distinctes et indépendantes : AB (moyenne, 750°), B′C (moyenne, 750°).

Les sentinelles trouvent une application tout indiquée à la trempe des corps creux épais. Dans la cavité du corps et à l'extérieur, on placera deux sentinelles de même fusibilité. Celle de l'intérieur restera solide jusqu'au moment où la température extérieure aura pénétré jusqu'au centre.

Les sentinelles s'emploient également au contrôle des températures du recuit. Si le recuit est pratiqué en caisses fermées, l'indication fournie par les prismes de Brearley peut se trans-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

mettre à l'extérieur par l'électricité : le dispositif adopté (*fig.* 110) se compose d'une gaine au fond de laquelle est placée la sentinelle maintenue dans sa position par une tige à ressort. Dès que le prisme fond, le ressort agit et pousse la tige, qui par un contact A vient fermer en B le circuit d'une sonnerie électrique. Il y aura donc appel dès que la température prescrite sera atteinte.

On doit retenir avant tout, de cet ensemble de méthodes, que la mesure des températures élevées est une opération fort simple et très précise lorsqu'on choisit bien son appareil.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE XVI

BAINS DE TREMPE

Nous avons ici à distinguer deux points :
Les bacs de trempe proprement dits ;
Les liquides de trempe.

BACS DE TREMPE

On peut diviser les bains de trempe en :

1° Bains mobiles : ce sont ceux qui viennent au devant des pièces et peuvent s'approcher des fours à tremper, etc. ;

2° Bains immobiles : ce sont ceux auxquels vont les pièces, soit que la masse des bains soit trop grande pour que leur déplacement soit aisé, soit que la disposition de l'atelier permette de les placer près des fours, ce qui arrive presque toujours dans les ateliers d'outillage.

Mais on peut mieux classer les bains de trempe au point de vue de leur disposition, en :

1° Bains à liquide constamment en mouvement ;

2° Bains à liquide immobilisé.

Dans les bains dont le liquide est constamment en mouvement, celui-ci peut être obtenu, soit par un renouvellement constant et rapide du liquide, soit par une disposition mécanique quelconque.

Dans ce dernier cas, on ne fait qu'égaliser la température ; mais celle-ci n'est pas maintenue constante. Il est vrai, toute-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

fois, que l'on peut empêcher l'élévation de température de devenir nuisible, en employant un grand volume de liquide. Cette agitation mécanique du liquide est d'ailleurs assez rarement utilisée ; elle se produit, en effet, dans l'opération même de la trempe, la pièce étant remuée dans le bain.

Il en est tout autrement du renouvellement du liquide qui permet d'avoir une température bien constante, et empêche certains phénomènes d'ordre secondaire, tel qu'une vaporisation abondante, de nuire à la vitesse de refroidissement.

Mais un tel dispositif de bain de trempe ne peut guère s'utiliser qu'avec l'eau. On peut, il est vrai (et nous l'avons vu faire dans une usine anglaise), opérer aussi avec toute autre solution, mais avec beaucoup plus de difficultés ; il faut avoir une pompe qui remonte le liquide du bain de trempe, dans un réservoir suffisamment élevé pour que le passage de ce liquide dans le bac soit très rapide.

Quoi qu'il en soit, la disposition d'un tel bain de trempe doit comprendre l'arrivée du liquide à la partie inférieure, sa sortie à la partie supérieure; il faut, de plus, que le liquide soit distribué symétriquement dans la cuve.

Il ne semble pas avantageux de faire entrer par un seul conduit situé au centre du fond. On obtient de meilleurs résultats en munissant le bac de quatre arrivées d'eau ou même en disposant une double paroi intérieure dont le fond est plein et les côtés percés de très nombreux trous ; dans ce cas, la circulation se fait sur les côtés et donne moins de voilement aux pièces qu'avec toute autre disposition.

Les principales dispositions des bacs de trempe sont les suivantes :

1° Bac refroidi par une double paroi ou un serpentin dans lequel circule de l'eau froide. Ce bac est très utilisé, notamment pour l'huile et pour l'acide sulfurique ; dans ce dernier cas le bac doit être recouvert de plomb.

Il faut ménager à la partie inférieure un robinet permettant d'évacuer le liquide de trempe, lorsqu'il sera trop vieux ou lorsqu'on voudra le changer ;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

2° Bac à eau avec arrivée à la partie supérieure: Cette arrivée d'eau peut se faire par un seul conduit, ou par une pluie.

Le bac a un trop-plein et on peut régler le débit de façon à maintenir la température constante. Parfois on fait sortir le liquide par la partie inférieure.

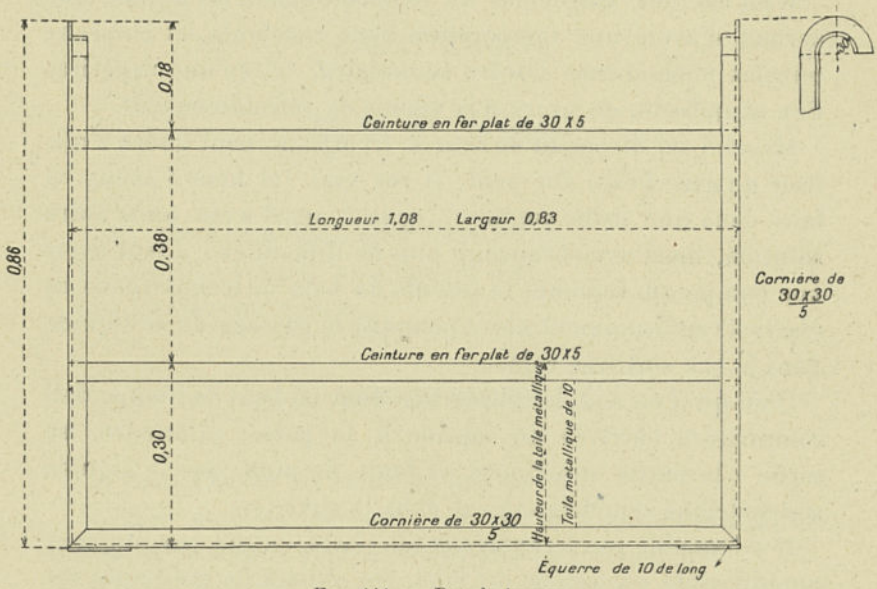


FIG. 111. — Bac de trempe.

3° Bac à eau avec arrivée à la partie inférieure. On peut très bien utiliser une prise d'eau placée à la partie supérieure, pourvu qu'un conduit, mobile ou non, conduise le liquide à la partie inférieure. Il y a toujours un trop-plein à la partie supérieure. Cette disposition est évidemment plus rationnelle que la précédente, puisque l'eau froide arrive en bas et l'eau chaude s'écoule en haut;

4° Bac avec jet d'eau intérieur: pour brasser le liquide et le renouveler en même temps, on ajoute à la disposition précédente un tuyau occupant de bas en haut et sur la moitié de la hauteur le centre du bain, on fait en sorte que la pression d'eau soit suffisante pour produire dans la masse liquide même un jet assez violent.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Bac d'huile avec décantation. — Une disposition qui nous a donné de très bons résultats est la suivante : Le bain d'huile est disposé dans un récipient dont le fond forme un tronc de cône ; le fond, très étroit, est terminé par un tuyau qui forme col, de telle sorte que l'ensemble a la forme bien connue du vase de décantation dit de Venise. Une toile métallique qui reçoit les objets trempés est placée dans le récipient à hauteur telle que, par le siphonnage, le niveau d'huile ne descend jamais au-dessous de cette toile. Une pomme d'arrosoir reliée à une conduite d'eau est placée au-dessus du bac : lorsque la température de l'huile est trop élevée (on le voit sur un thermomètre flottant), on arrose le bain d'eau purement et simplement. L'eau traverse l'huile en la refroidissant, se rassemble à la partie inférieure et s'écoule par le siphon qui est terminé par un robinet, lequel permet d'arrêter l'écoulement du liquide, lorsqu'on le désire.

Cette disposition donne, nous l'avons dit, d'excellents résultats. Il faut seulement faire attention aux oxydes qui se détachent de la pièce à la trempe, se rassemblent au fond et peuvent obstruer le tuyau.

Très souvent, pour unifier la température, on fait barboter de l'air dans le liquide.

Jet d'eau. — Dans le cas des corps creux ou même de surface de pièce, on trempe souvent au jet d'eau. On peut, soit utiliser un jet ordinaire, soit, surtout dans le corps creux, une pluie provoquée par un tube percé d'un très grand nombre de trous.

Si le corps creux n'est pas perforé de bout en bout, il faut employer un jet extrêmement violent.

Jet d'air. — Nous verrons plus loin qu'avec les aciers à coupe rapide la trempe à l'air a pris une extension considérable. Pour la faire, il faut un jet d'air puissant. On peut disposer un certain nombre de tuyères qui recouvrent bien toute la pièce ou même, dans le cas des fraises, qui provoquent le mouve-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ment de la pièce. Dans certaines usines, où la trempe à l'air a pris une grande importance, on a simplement une boîte à vent assez volumineuse. Cette boîte, qui a la forme d'un cylindre dont l'axe est vertical, porte sur la face supérieure plusieurs ouvertures qui peuvent être bouchées par de petits registres. On adapte à ces ouvertures des buses dont la forme varie avec l'outil à tremper. On peut aussi tremper plusieurs outils simultanément.

LIQUIDES DE TREMPE

Historique. — Il est tout au moins curieux d'envisager l'historique de la trempe au point de vue de la composition des bains employés.

Dans la conférence dont nous avons déjà parlé, Roberts-Austen cite des recettes extraordinaires :

« Les manuscrits des alchimistes grecs, que Berthelot a étudiés avec tant de soin, donnent diverses recettes montrant que, dans l'antiquité, on attachait la plus grande importance à la nature du liquide de trempe. Certains cours d'eau étaient réputés pour leur efficacité spéciale : Pline rapporte que la différence entre les eaux de rivières peut être reconnue par les fabricants d'aciers, et il savait aussi que l'huile peut être utilisée avec succès pour tremper certaines variétés du métal. On ne saurait trop regretter qu'une quantité de recettes de trempe et de revenu aient été perdues. Que ne donnerait-on pas pour retrouver, par exemple, les archives de l'ancêtre gaulois de notre Iron and Steel Institute, le *Collegium fabrorum ferrariorum*, association se proposant le même but, remontant à l'époque de la République romaine et constituée pour l'avancement des sciences, pour le bien de l'État et non pour celui de ses membres pris individuellement ? Theophilus [1], prêtre et moine, qui écrivait au XIe siècle,

[1] *Diversarum Artium Schedula.*

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

nous a transmis des instructions bizarres sur la manière de tremper l'acier; mais la foi en l'efficacité d'élixirs et de solutions étranges n'a jamais été plus forte qu'au XVIe siècle : Shakespeare imagine que l'épée « d'Espagne » d'Othello a été trempée dans un courant d'eau froide, car il dit qu'elle avait « la trempe du ruisseau de glace ».

« Cependant l'eau était un élément trop simple pour beaucoup d'artisans du XVIe siècle, ainsi qu'on le voit par des recettes singulières contenues dans un des plus anciens recueils de secrets commerciaux, dont le titre montre que l'on considérait comme « véritable utilité de l'alchimie » de faire concourir la science chimique au progrès de l'industrie. La première édition a été publiée en 1531 (1), et la première traduction en anglais est de 1583; il n'est pas sans intérêt d'en extraire ce qui suit :

« Prenez des limaces, et versez d'abord de l'eau colorée en rouge, cette eau étant recueillie dans les deux premiers mois de l'été, quand il pleut, faites bouillir avec les limaces, portez alors votre fer à la chaleur rouge, refroidissez-le brusquement dans le bain, et il sera aussi dur que l'acier ». — « Vous pouvez faire la même chose avec le sang d'un homme de trente ans, d'un tempérament sanguin, d'un naturel gai et agréable..., distillé à la mi-mai. » C'est plutôt ridicule, et pourtant la croyance aux solutions de ce genre s'est maintenue encore de nos jours, puisque je trouve dans un traité paru en 1810 (2) que l'artisan fera bien de « prendre la racine de lys bleu, de l'infuser dans du vin et d'y refroidir brusquement l'acier », qui sera dur; d'autre part, que, s'il « prend le suc ou l'eau de la fève commune et qu'il y trempe le fer ou l'acier, le métal sera aussi doux que le plomb ». Ainsi qu'il arrive toujours quand un art est purement empirique, les procédés de ce genre sont souvent fantasques, mais ils n'ont pas du tout disparu de nos jours et, selon toute probabilité, il n'y a guère d'atelier, à l'heure présente, où l'on ne trouverait un

(1) *L'Art de convertir le fer forgé en acier*, p. 351, Paris, 1722.
(2) *Rechter Gebrauch der Alchimie* (*véritable utilité de l'alchimie*).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ouvrier ayant la prétention de connaître un élixir bizarre pour tremper l'acier. On justifiait par des théories la composition absurde des bains dont j'ai parlé. Otto Tachen, par exemple, traitant de *la Fabrication de l'acier*, écrit, en 1666, « que l'acier, lorsqu'il est trempé dans l'eau, acquiert de la résistance parce que l'alcali léger dans l'eau est un véritable réconfortant de l'acide léger dans le fer, et les couteliers lui donnent de la résistance avec l'alcali des animaux », d'où l'emploi des limaces.

« Généralement parlant, si l'acier doit avoir la dureté du verre, on se sert d'eau glacée, de saumure, de mercure; s'il ne doit avoir qu'une faible dureté, on emploiera l'eau chaude ou huile, et, comme l'a suggéré Gill, en 1818, on peut combiner la trempe et le revenu en une seule opération, on plonge alors le métal dans un bain de plomb fondu ou autre métal approprié qui, bien entendu, enlèvera la chaleur plus lentement.

« L'emploi du plomb et autres métaux dans la trempe de l'acier est, d'ailleurs, connu depuis longtemps. Réaumur (1), en 1822, a exposé une méthode pour tremper les pointes d'outils en les enfonçant, après les avoir portées au rouge, dans de l'étain et du plomb solide, et il indique l'emploi de masses solides d'or, argent et cuivre comme refroidisseurs de métaux; ce procédé ancien se rapproche singulièrement du nouveau, puisque les surfaces métalliques froides suggérées par Clémandot (1) jouent incontestablement un rôle important dans son procédé de trempe par compression, alors qu'un autre procédé, celui de la trempe par aspersion d'eau, dont il a été beaucoup parlé récemment, à propos de constructions d'artillerie est vieux d'un siècle tout au moins, attendu que G. de Morveau a dit : « l'air rafraîchi par la vapeur humide d'une cascade durcit très bien, suivant Perret » (2).

« Dans ces dernières années, Jarolimek (3) a étudié les condi-

(1) *C. R.*, 1882, p. 703, 3; — Astrale, *Acier* (*Encycl. Méthod.*, p. 436) (Paris, 1786).
(2) *Oesterr. Zft. für Berg- und Hultenwesen*, 1876, pp. 76, 84.
(3) *Génie civil*, vol. XIII, 1888, p. 22.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

tions dans lesquelles le procédé peut être appliqué avec succès, la vaporisation du liquide paraissant être de toute première importance. »

Roberts-Austen n'a pas trouvé de mention relative à l'emploi du mercure comme liquide réfrigérant, antérieure à celle que fait Réaumur ; mais aucun procédé moderne de trempe n'a été aussi largement perfectionné que celui concernant l'emploi de bains, dans lesquels le liquide étant un métal fondu ne se vaporise pas facilement. Lisbonne, ancien directeur des constructions navales en France, a montré à quels résultats remarquables, sous le rapport de la résistance à la pénétration, avait abouti l'adoption du procédé de trempe des plaques de blindage dans des bains de plomb qui doivent, A. Everard l'a établi, être d'une grande capacité et chauffés à une température qui ne dépasse pas le point de fusion du plomb, ses expériences entraînant cette conclusion, que les plaques de blindage ainsi trempées dans le plomb sont à la fois très difficiles à pénétrer et offrent une grande résistance à la rupture. L'emploi de bains métalliques pour la trempe et le revenu a fait naître des problèmes pleins de difficultés et d'intérêt.

Principaux liquides de trempe. — Sans revenir sur la question théorique que nous avons développée aux chapitres IV et XIII, nous énumérerons les principaux liquides de trempe :

1° *Liquides ayant pour but de produire une trempe très vive.* — Eau naturelle ayant une température de 15 à 25° ;

Eau additionnée légèrement d'acide chlorhydrique, sulfurique ou acétique (2 0/0) ;

Eau additionnée de chlorure de sodium (même jusqu'à saturation) ;

Eau additionnée de chlorhydrate d'ammoniaque (10 à 15 0/0).

Ces deux derniers bains trempent très énergiquement.

Le bain renfermant des acides donne aussi une trempe vive, et il a l'avantage de décaper la pièce.

2° *Liquides ayant pour but de produire une trempe moyenne.* — L'eau recouverte d'une faible couche d'huile (20 à 40 milli-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

mètres) : la dureté de la trempe est peu diminuée ; mais on évite les déformations et certains accidents sur lesquels nous reviendrons, notamment les tapures.

Le pétrole donne une trempe assez vive ; la glycérine aussi.

Les huiles végétales ou les huiles minérales visqueuses sont moins actives ; on emploie couramment l'huile de colza ou l'huile de lin ou des mélanges.

L'eau, chargée de chaux, qui forme une gaine sur la pièce à tremper et diminue ainsi la vitesse du refroidissement.

L'eau chargée de soude, très utilisée lorsqu'on craint les « tapures » (nous en reparlerons).

L'eau chargée d'alcool agit peu, parce que probablement l'évaporation est plus grande.

L'eau de savon qui trempe très mal.

Le suif fondu qui donne à peu près la même dureté que les huiles minérales.

Le mercure doit aussi, d'après ce que nous avons dit plus haut, être placé ici.

L'eau à 100° donne une trempe faible. Elle fut proposée en 1873 par Caron.

3° *Liquides ayant pour but de produire une trempe douce.* — Ce sont les bains métalliques et salins.

L'alliage fusible de Darcet dont la composition est la suivante :

Plomb	25
Etain	25
Bismuth	50

L'étain, le zinc et surtout le plomb sont couramment employés.

Des mélanges de nitrate peuvent aussi être utilisés.

Pour terminer ce qui a trait aux bains de trempe, nous ne pouvons mieux faire que de citer la fin d'un très intéressant rapport présenté par Osmond au Congrès de Métallurgie de 1889 sur les *Nouveaux Procédés de trempe*.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

La trempe à l'eau est réellement un procédé d'une grande élasticité ; elle peut être plus ou moins positive, plus ou moins négative, selon le volume relatif des pièces et la température du bain, que l'on peut faire varier de 100° à 0°, et même au dessous, grâce à l'addition des sels.

C'est ainsi que Schneider et Cie (brevet 185.867 du 15 septembre 1887) fondent un procédé de trempe sur l'utilisation de la chaleur latente de fusion du milieu, ce qui permet de maintenir constante la température de ce milieu, assure la rapidité de l'opération et l'obtention de résultats intenses au point de vue des phénomènes de trempe, lorsque cela est nécessaire.

Schneider et Cie indiquent notamment, pour ne parler ici que des bains froids :

1° Un bain salin en mélange avec de la glace ou un mélange réfrigérant ;

2° Un bain d'eau en mélange avec de la glace ou mélange réfrigérant ;

3° Un milieu solide, tel que la glace, fusible au contact de la pièce.

« Il est certain, ajoute Osmond, que des bains maintenus à 0° et au-dessous doivent produire, comme le dit la patente, des résultats intenses. Inapplicables aux aciers durs, même de dimensions modérées, ils pourront, dans les fers et les aciers doux, maintenir une fraction du fer à l'état β sans le secours du carbone et par le seul fait de la très grande vitesse du refroidissement. C'est là une vérification très nette et très intéressante de la théorie que nous avons déjà exposée, car ces métaux doux, trempés à la glace et fortement durcis, ne contiennent pas plus de carbone de trempe que s'ils eussent été refroidis lentement.

« Lorsqu'il s'agit d'aciers durs et de petits objets, la trempe à l'eau fraîche, sans même parler des risques de tapures, est excessive par elle-même, puisqu'on est obligé de la corriger par le revenu.

« Aussi Caron avait-il proposé, dès 1873, la trempe à l'eau

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

chaude ou bouillante [1]. Il réunissait ainsi en une seule opération la trempe vive et le revenu et obtenait immédiatement des outils prêts à servir. Ces indications auraient pu être utilisées par la grande industrie, d'autant plus que l'auteur n'était couvert par aucun brevet. Appliquée aux aciers doux, la trempe à l'eau bouillante deviendrait presque toujours négative.

« A température initiale égale et à volume égal du bain, la trempe à l'huile est moins énergique que la trempe à l'eau, puisque la chaleur spécifique de l'huile est plus faible que celle de l'eau, et sa viscosité plus grande. D'après Couhard (*loco citato*), l'influence de la température initiale serait beaucoup moindre pour l'huile que pour l'eau, ce que l'auteur attribue à la formation, sur la surface du métal, d'une pellicule mauvaise conductrice résultant de l'altération de l'huile au contact de l'acier rouge.

« En fait, la trempe dans l'huile vers 15° est à peu près équivalente à la trempe dans l'eau vers 65° ou à la trempe dans l'eau froide suivie d'un certain revenu. Les anciens, qui ne connaissaient probablement pas le revenu, avaient donc trouvé, pour la trempe des petits outils, une élégante solution très analogue à celle de Caron. Quant aux modernes, c'est surtout pour le refroidissement des grosses pièces en acier de moyenne dureté, tubes de l'artillerie et plaques de blindage qu'ils se servent du bain d'huile. L'emploi de l'eau froide eut été, pour de telles applications, excessif et dangereux : la trempe à l'huile est ici une trempe généralement négative, sauf vers la surface des pièces, tandis qu'elle reste une trempe positive pour les petites pièces en acier dur.

« Les matières grasses solides, suifs et graisses, se rapprochent de l'huile par leur nature, mais présentent cette particularité très intéressante qu'elles fournissent le premier exemple de l'utilisation, pour la trempe, de la chaleur latente de fusion.

« La glycérine, plus ou moins additionnée d'eau et de sels

[1] *Nouveau mode de trempe de l'acier* (*C. R. Ac. Sc.*, LXXVII, p. 836).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

métalliques ou alcalins, a été récemment proposée par Theodossief (brevet 191.489 du 26 juin 1898).

« Il est clair que l'on pourrait obtenir ainsi de nombreuses combinaisons et réaliser des vitesses de refroidissement variables dans de larges limites; mais il ne paraît pas certain que les mêmes vitesses de refroidissement ne puissent être également réalisées par les anciens procédés, soit avec l'eau, soit avec l'huile.

« Si nous continuons de passer en revue les divers liquides de trempe, en allant des plus énergiques à ceux qui le sont moins, nous arriverons aux nitrates alcalins mentionnés par Schneider et Cie dans le brevet déjà cité et aux alliages fusibles (plomb et étain, plomb, étain et bismuth) indiqués dès 1818 par Ch. Gill (1). De tels alliages avaient été employés déjà auparavant pour faire revenir à une température exactement déterminée, et la même dans toute la masse, les aciers trempés à l'eau. Ce qui constitue l'originalité de l'invention de Gill, c'est de réunir en une seule opération la trempe et le revenu ; il obtient ce résultat (comme plus tard Caron avec l'eau bouillante) en trempant l'acier rouge dans un bain métallique à température convenable sans que le métal se courbe ni se gerce. Il s'agit évidemment des aciers pour outils, les seuls qui fussent alors connus.

« Les *Aciéries de la Marine et des Chemins de fer* ont repris cette idée pour la trempe des grosses pièces (brevet 184.577 du 2 juillet 1887). Cette usine ne revendique pas l'emploi des alliages fusibles, qui était depuis longtemps connu, mais seulement leur emploi à l'état solide, ce qui permet d'utiliser pour la trempe la chaleur de fusion, de maintenir la température constante et le poids du bain minimum, et d'agir, si l'on veut, en des points déterminés.

« Les nitrates et les alliages fusibles, dont on peut faire varier très largement les points de fusion avec les proportions des constituants, font immédiatement suite à l'huile.

(1) *Annals of Philosophy*, juillet 1818, apud *Annales des Mines*, 1re série, t. VII, p. 611.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« Ils conviendront, dans tous les cas, où la trempe à l'huile serait trop énergique et donnerait des risques de tapures. En tous cas, sauf pour les petites pièces en acier très dur, ce sera essentiellement une trempe négative.

« Il en sera de même, à plus forte raison, de la trempe au plomb fondu breveté par la Compagnie des Forges de Châtillon et Commentry (brevet 184.448 du 23 juin 1887). Aussi bien les inventeurs ne se proposent-ils pas autre chose, par l'immersion dans leur bain métallique, que d'obtenir une texture plus homogène et d'éviter la production de toute tapure apparente ou interne ; ils remplacent le forgeage par une trempe.

« Pour faire suite aux bains de plomb, il resterait à proposer les bains de zinc : le zinc est, à volume égal, moins coûteux que le plomb et ne présente pas les mêmes dangers au point de vue de l'hygiène ; son point de fusion est plus élevé : 412° au lieu de 335° ; mais, comme sa capacité calorifique est triple, il est probable que l'effet d'une trempe au zinc, le volume du bain restant le même, serait peu différent de celui d'une trempe au plomb. Cependant, soit qu'il présente des inconvénients pratiques, soit oubli des inventeurs, l'emploi du zinc comme bain de trempe n'a pas encore été explicitement spécifié, du moins à notre connaissance ; il y a peut-être là une lacune à combler et un brevet à prendre.

« On voit que les bains de trempe connus forment déjà une série tout à fait continue et complète.

« Les nouveaux bains de trempe que proposera l'avenir ne seront donc probablement, quelque mystérieuses vertus que puissent leur prêter leurs inventeurs, que les succédanés plus ou moins pratiques de bains déjà connus. »

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE XVII

FOURS DE TREMPE

Matériel de trempe. — La trempe, nous l'avons dit, est une opération qui consiste à porter le métal que l'on veut traiter, à une température convenable (750 à 900° pour les aciers ordinaires, suivant la composition) et à le plonger brusquement dans un bain ordinairement liquide (rarement gazeux) pour le refroidir.

On voit de suite que les deux opérations principales de la trempe sont :

1° Le chauffage du métal ;

2° Son refroidissement.

Examinons le matériel qui correspond à ces deux opérations ; ce sont évidemment :

1° Les fours utilisés pour le chauffage ;

2° Les bains de trempe.

Cependant nous avons démontré, au cours de cette étude, que la température à laquelle se trouve le métal, au moment où on le trempe, a une influence énorme.

Il faut donc, au moins dans un grand nombre de cas, que la température soit mesurée d'une façon précise, et ceci crée une troisième catégorie d'appareils :

3° Les appareils de mesure des températures.

Qualités d'un bon four de trempe. — Un bon four de trempe doit remplir les conditions suivantes :

1° Donner une température uniforme ;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

2° Permettre d'atteindre rapidement la température voulue;

3° Permettre de maintenir cette température constante autant qu'on le désire;

4° Ne produire aucune altération du métal;

5° Permettre une mesure aisée de la température.

Classification des fours de trempe. — La classification la plus rationnelle des fours de trempe est celle que donnent les combustibles utilisés. On distingue ainsi :

1° Les fours employant les combustibles solides;

2° Les fours utilisant les combustibles liquides;

3° Les fours employant les combustibles gazeux;

4° Les fours chauffés par l'électricité.

D'autre part, on peut classer les fours de trempe en :

1° Fours dans lesquels les pièces à tremper sont directement en contact avec le combustible;

2° Fours dans lesquels les pièces à tremper sont en contact avec les produits de la combustion;

3° Fours dans lesquels les pièces sont mises absolument à l'abri des combustibles et des produits de la combustion.

En adoptant la première classification, nous envisageons les fours de trempe sous ces différents points de vue.

Fours employant les combustibles solides. — Ces fours sont de trois catégories distinctes (qui nous font retomber ainsi dans la seconde classification) :

1° Les fours à foyers ordinaires tels que les feux de forge, dans lesquels la pièce est directement en contact avec le combustible;

2° Les fours dans lesquels le charbon est brûlé sur une grille; la chaleur ainsi produite chauffe un ensemble de maçonnerie plus ou moins important, notamment une sole sur laquelle se trouvent les pièces. Elles sont ainsi soumises à l'action des produits de la combustion;

3° Les fours dans lesquels on emploie toujours un combustible solide. Mais celui-ci est utilisé pour chauffer un

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

récipient ou un bain quelconque dans lesquels sont chauffées les pièces.

Dans ce cas, le métal est bien à l'abri et du combustible et des produits de la combustion.

Les *feux de forge* sont trop connus pour nécessiter une description détaillée.

Le plus grand danger qu'ils présentent réside dans le contact de la pièce avec le combustible; celui-ci, connu sous le nom de charbon de forge, est une houille collante qui renferme souvent des quantités importantes de soufre. Les praticiens affirment que ce corps forme des taches superficielles importantes qui empêchent le métal de prendre la trempe. On aura soin d'éliminer la quantité la plus importante de soufre, c'est-à-dire d'attendre que les fumées aient disparu, avant d'introduire les pièces dans le combustible.

Dans son remarquable livre *l'Acier à Outils*, Otto Thallner ajoute :

« Lorsqu'on emploie au feu de maréchal des charbons de forge, le brasier se recouvre souvent d'une croûte de matières agglutinées, et sous laquelle la combustion se poursuit avec intensité. Si cette croûte n'est pas brisée à temps, une cavité se formera dessous; si l'outil à chauffer pénètre dans cette cavité, il s'y trouvera exposé directement à l'action du vent et risquera d'être brûlé, à une température qui eût été insuffisante, sans l'action de l'oxygène du vent, à entraîner la destruction du métal.

« Si donc on veut chauffer de l'acier à outils au feu de maréchal, il importera d'empêcher la formation de croûtes telles que celles dont il vient d'être question, en piquant souvent le feu. La chaleur du feu repiqué souvent étant d'ailleurs plus tempérée, le chauffage du métal ne s'en fera qu'en meilleures conditions.

« Un autre inconvénient très important que l'on rencontre dans l'emploi des feux de forge consiste dans l'irrégularité du chauffage : la température peut être très élevée au voisinage de la tuyère et varier beaucoup à une faible distance de celle-ci.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« Il semble donc que le feu de forge ne doit être utilisé que lorsqu'on veut porter une partie de pièce à une température relativement élevée, comme, par exemple, dans la trempe de certains outils. »

Il faut enfin noter qu'il est extrêmement difficile de régler et mesurer la température d'un feu de forge.

Otto Thallner a proposé de remédier aux principaux inconvénients qui viennent d'être cités en transformant le feu de forge, de diverses façons. On peut d'abord constituer un four provisoire, comme l'indique le dessin de la figure 112 que nous empruntons à son livre.

On entoure l'espace qui environne la tuyère, de briques. En *m* on laisse une ouverture pour piquer le feu K; on en ménage une autre en A, en soutenant la maçonnerie au-dessus de cette ouverture par un fer plat.

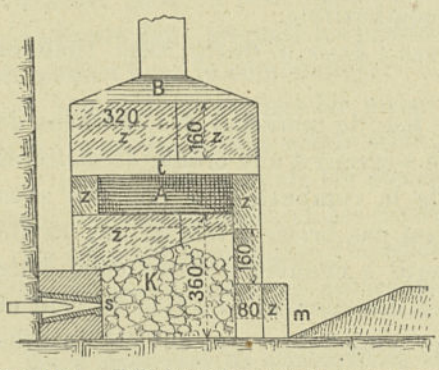


Fig. 112. — Utilisation d'un feu de forge pour le chauffage avant la trempe (Thallner).

Une fois le combustible chargé, on recouvre le tout d'une tôle sur laquelle on peut, d'ailleurs, monter un vieux tuyau faisant office de cheminée.

Quelques barres de fer introduites par la porte de travail constituent une grille sur laquelle on placera les objets à chauffer; ceux-ci seront ainsi hors du contact du combustible. Pendant le chauffage, l'ouverture A sera maintenue fermée par une tôle reposant sur les extrémités des barreaux de grille qu'on aura eu soin de laisser dépasser à l'extérieur.

Le chauffage de pièces longues et minces, dans le four provisoire ainsi constitué, s'effectuera très uniformément, simplement et dans de bonnes conditions, en particulier si l'on dispose de charbon de bois comme combustible.

Les dimensions que peut prendre un four du genre de

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

celui de la figure 112 sont naturellement assez restreintes ; quand les pièces à chauffer atteignent une certaine longueur, on est obligé de recourir à deux tuyères, qu'on disposera soit l'une à côté de l'autre, soit l'une sur l'autre.

La seconde transformation du feu de forge que propose Otto Thallner a pour but d'obtenir un chauffage plus régulier. Voici ce qu'il écrit à ce sujet :

« Pour chauffer en toute sécurité de petites fraises, des poinçons et en général des outils de petites dimensions destinés à recevoir une trempe complète, on pourra se servir d'un feu de forge transformé, pour la circonstance, en four à moufle, ainsi que l'indique la figure 113.

« Au moyen d'un morceau de vieille tôle, on confectionne une boîte dont les dimensions seront proportionnées à celle des objets que l'on se propose d'y chauffer. On garnit cette boîte d'argile liée avec du poil de vache ; on enveloppe la tuyère d'une maçonnerie en briques et on dispose le moufle comme l'indique la figure 113. Le fond du moufle repose sur un barreau de fer n', garni d'argile, lequel barreau s'appuie sur les parois latérales, à moins qu'on ne préfère le faire reposer sur une brique, taillée de façon à diviser le jet de vent en deux courants latéraux.

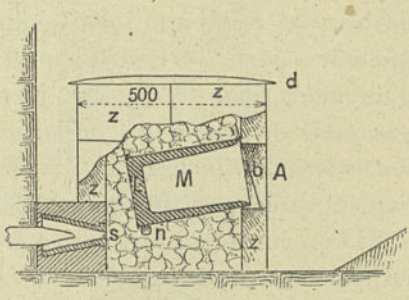


Fig. 113. — Utilisation d'un feu de forge avec moufle (Thallner).

« On fermera l'ouverture du moufle par une tôle b et le dessus du four par une tôle d posée à plat.

« Toutes les fois qu'on le pourra, il y aura grand avantage à placer le moufle entre les deux tuyères. Pour charger le combustible, on soulèvera le couvercle j ; l'ouverture nécessaire pour piquer le feu est ménagée latéralement.

« Les objets à chauffer ne devront, bien entendu, être introduits dans le moufle que lorsque celui-ci aura pris bien uniformément la température voulue. »

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Les dispositifs que nous venons de décrire et qui procèdent, ainsi que le montrent les figures 112 et 113, du feu de forge, sont applicables quand on dispose comme combustible de coke ou de charbon de bois ; mais ils ne se prêtent pas à la marche au charbon de forge.

Quoi qu'il en soit, on ne peut éviter ce gros défaut du feu de forge, qui consiste dans la difficulté de réglage de température.

Les *fours à grille* sont très employés, mais possèdent, eux aussi, de graves inconvénients.

La température est encore difficile à régler ; en outre il n'est pas toujours commode d'obtenir avec de tels fours une atmosphère neutre, du moins ne peut-on pas la changer comme on le désire. Ces fours sont cependant très employés et cela avec quelque raison, surtout lorsqu'ils sont destinés au traitement d'un même acier, c'est-à-dire lorsque leur température ne doit pas subir de variations importantes et rapides. Ils ont, sur le feu de forge ordinaire, l'avantage de ne pas mettre le métal en contact direct avec le combustible.

Si l'on considère les fours à grille dans lesquels la pièce est en contact avec les produits de la combustion, on trouve qu'ils sont constitués, en somme, par un massif de maçonnerie dont la partie inférieure reçoit les barreaux de grille et dont la partie supérieure forme voûte. Il arrive souvent, du moins pour les fours de faible dimension, que partie ou totalité du four soit placée dans une gaine métallique qui vient consolider la construction et permettre à la maçonnerie de mieux supporter la chaleur. Lorsque les dimensions sont très importantes, la maçonnerie est gainée de tirants en acier, qui viennent jouer le même rôle que la gaine métallique dans le cas précédent.

Dans la partie élevée de la maçonnerie, à une distance relativement faible de la voûte, se trouve une sole évidée constituée par des barreaux de grille ou des pièces réfractaires. Elle est appelée à recevoir les pièces qui doivent être chauffées.

Otto Thallner a décrit différents types de ces fours qu'il

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

appelle *fours à cuves*. Nous en reproduisons quelques-uns.

Quand le coke dur est le seul combustible dont on dispose, on fera bien, pour chauffer l'air, de faire usage d'un four tel que celui que nous allons décrire :

On fera choix, pour la construction de ce four, d'un corps cylindrique en tôle, ayant environ 1 mètre de long et 0m,40 à 0m,60 de diamètre ; on y pratiquera les ouvertures *a*, *b*, *c*, qui recevront des portes en grosse tôle de fer. Ainsi préparé, le corps cylindrique sera monté sur un pavage ordinaire en briques, puis garni en maçonnerie réfractaire, comme le montre le croquis (*fig.* 114). On fera déboucher sous la grille la conduite de vent *w*; comme barreaux de grille, on pourra faire usage de vieilles barres de fer recoupées aux dimensions voulues.

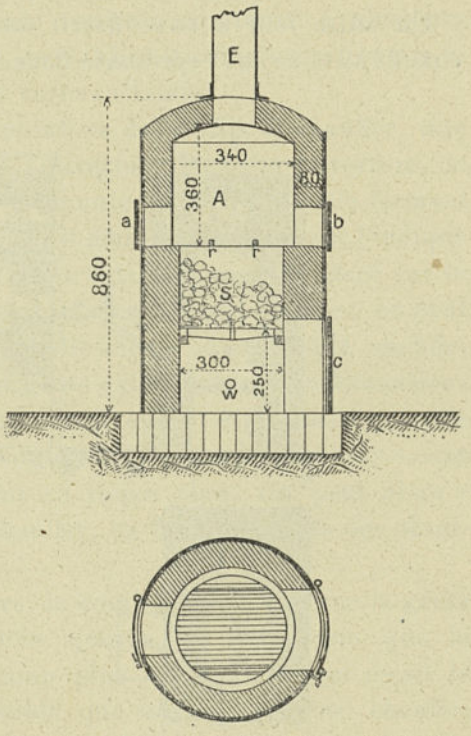


Fig. 114. — Four de trempe à cuve (Thallner).

La partie supérieure de la maçonnerie sera complétée par une voûte dans laquelle on ménagera une ouverture centrale de 0m,12 à 0m,16 de diamètre. Un tuyau de cheminée de 1 à 4 mètres de haut, muni d'un registre ou d'un clapet pour régler le tirage, sera fixé sur la voûte.

On introduit le combustible par les portes *a*, *b* ; la porte *b* sert spécialement de porte de travail.

Le coke qui brûle en S réchauffe le laboratoire A. C'est

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

dans ce laboratoire qu'on chauffera l'outil tenu au bout d'une pince, on le place sur une sorte de grille constituée par deux barreaux de fer.

Quand on dispose d'une cheminée assez haute, le tirage naturel permet d'atteindre une température suffisamment élevée et uniforme, et la conduite de vent *w* devient inutile.

Un autre four à cuve décrit aussi par Otto Thallner et chauffé au coke est représenté dans la figure 115.

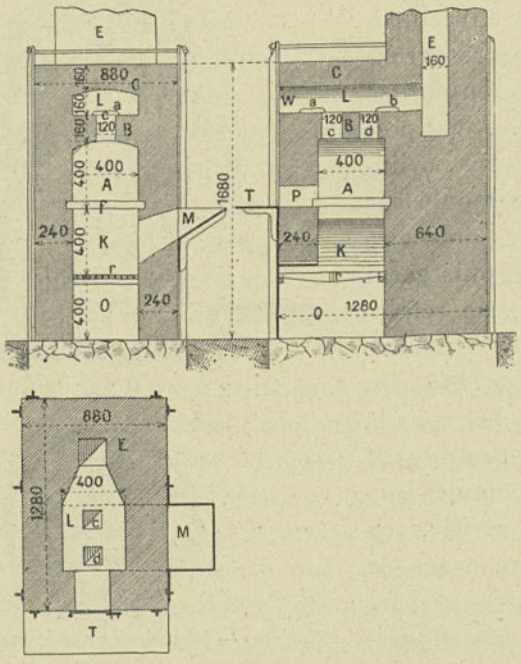


Fig. 115. — Autre four de trempe à cuve (Thallner).

La maçonnerie du four est construite en briques réfractaires; elle comprend, de bas en haut : le cendrier O, la grille *r*, la cuve K, son appareil de chargement M (trémie), le laboratoire A présentant à sa base une échancrure annulaire sur laquelle reposent les supports destinés à recevoir les pièces à chauffer, quand on ne voudra pas présenter ces pièces à l'aide de tenailles. Le laboratoire est recouvert d'une petite voûte B

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

percée de deux ou quatre ouvertures *c*, *d*, placées symétriquement. La porte *w* permet d'accéder à ces ouvertures, dont le but est d'établir en A, par un jeu de petits registres *a*, *b*, une température bien uniformément répartie. Le four se termine par une seconde voûte C, qui portera directement la cheminée E. Si l'on veut brancher le four soit sur une autre cheminée, soit sur une cheminée centrale commune à plusieurs appareils du même genre, on établira la communication par la chambre L au moyen d'un carneau latéral.

Pour faciliter la manipulation des outils à chauffer, une table T est placée devant l'ouverture P; cette ouverture, de même que le cendrier O, est munie de portes en tôle fermant bien. La maçonnerie du four est maintenue, ainsi que l'indique le croquis, par une série de tirants. Un registre placé sur le carneau de la cheminée permet d'en régler le tirage ; on peut aussi munir la cheminée elle-même d'un clapet mobile. L'allumage d'un four de ce genre exige, suivant les dimensions de l'appareil, une à deux heures, et doit être poussé jusqu'à ce que l'intérieur du laboratoire et les parois du four soient portés bien uniformément au rouge clair. On peut alors y introduire les objets à chauffer, en tenant compte des observations suivantes :

Dans ces différents fours, le combustible placé sur la grille chauffe directement la tôle ajourée, de telle sorte que la pièce est chauffée beaucoup plus sur la face qui reçoit la réverbération du combustible que sur celle qui est chauffée par la voûte. On peut remédier à cet inconvénient, qui nécessite des précautions et le retournement des pièces en plaçant au milieu du four une pièce réfractaire importante qui occupe le centre du feu et forme écran.

Les produits de la combustion passent autour de cette voûte, et les pièces ne sont plus chauffées par reverbération du combustible.

Cette disposition bien connue est représentée par la figure 116 donnée par Thallner. En somme, ici, le combustible brûle sous une voûte *w* et les produits de la combustion gagnent le

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

laboratoire A par les deux fentes Z, pour gagner ensuite la cheminée par les deux carneaux réglables *c* et *d*.

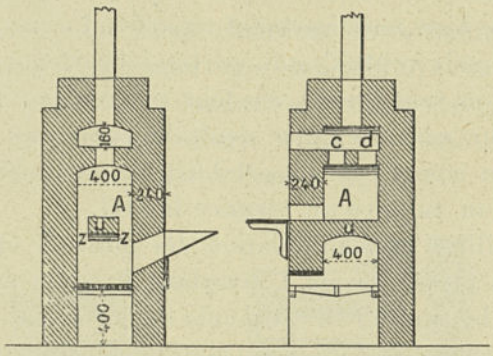


Fig. 116. — Autre four de trempe à cuve (Thallner).

Voici un autre type de four (*fig.* 117 et 118) qui est utilisé pour de petites pièces et peut tourner autour de son axe. Il se compose de deux parties distinctes : une partie fixe formant le foyer proprement dit, une partie mobile formant le laboratoire du four.

La partie mobile comporte un foyer à grille circulaire avec admission d'air soufflé sous cette grille.

La partie mobile comporte une sole réfractaire s'appuyant sur un chemin de roulement à billes. Elle est portée par une armature en fonte circulaire. La sole est percée en son centre d'une ouverture donnant passage aux flammes du foyer.

La sole est recouverte d'une voûte reposant sur des piliers.

Le tout est maintenu par une enveloppe de tôle armée par une couronne mobile en fonte.

Les piliers laissent entre eux des intervalles par lesquelles on introduit les pièces à chauffer ; ces ouvertures sont fermées par des plaquettes en tôle.

Le mouvement de rotation est donné à la main au moyen d'une manivelle et d'un pignon, engrenant avec une crémaillère.

Les flammes du foyer, traversant l'ouverture centrale de la sole, sont rabattues par la voûte, et se répandent également

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

dans le laboratoire, d'où elles s'échappent par les portes de travail.

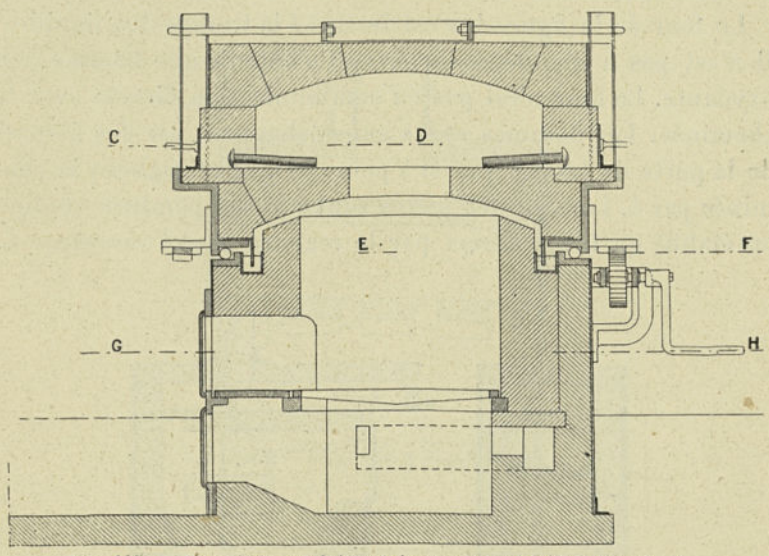


Fig. 117. — Four à cuve à laboratoire mobile (Fichet et Heurtey).

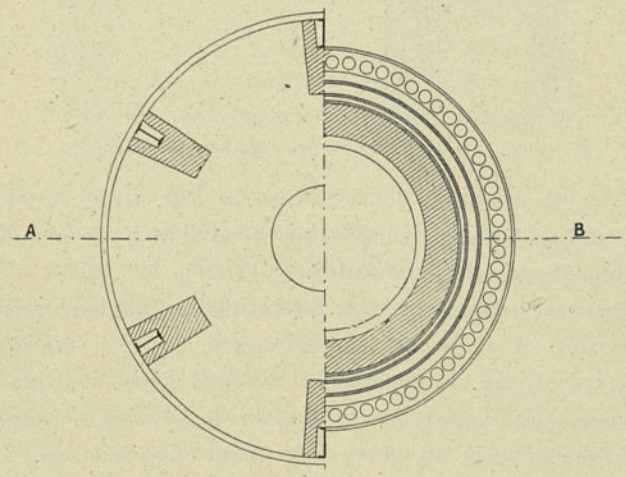


Fig. 118. — Four à cuve à laboratoire mobile (Fichet et Heurtey).

Les fours que nous venons de décrire ont des dimensions relativement restreintes et ne peuvent être utilisés que pour des pièces de faibles dimensions.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Dans un article paru dans le *Stahl und Eisen* du 29 mai 1907, A. Goldschmidt a décrit différents fours à charbon.

Le four de la figure 119 est destiné à la trempe des aiguilles. Il n'est pas à moufle, mais permet d'obtenir une flamme non oxydante. Le four n'est pas en communication directe avec la cheminée. Les flammes et les gaz s'échappent par des fissures de la porte de travail qui est à peine fermée et gagnent la cheminée par *b*. Lorsque les pièces sont à la température voulue, on établit un tirage direct par le registre D et l'ouverture C.

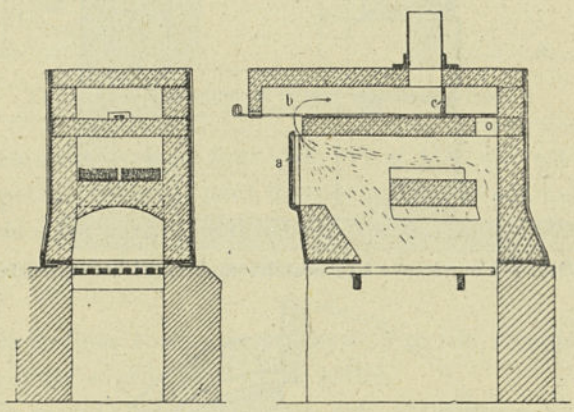


Fig. 119. — Four à tremper les aiguilles (Goldschmidt).

A ce moment-là, le four s'éclaircit et l'on peut prendre les pièces placées sur le petit autel.

La figure 120 représente un autre four à charbon décrit par Goldschmidt et construit spécialement pour la trempe des marteaux de forge. Il travaille à courant d'air. Les marteaux sont placés sur l'autel qui est formé de plusieurs pièces. On peut régler le tirage au moyen de plusieurs registres.

Lorsqu'on doit faire subir la trempe à de grandes pièces, on utilise deux sortes de fours : les fours à réverbère et des fours verticaux spécialement utilisés pour la trempe des canons.

Le four à réverbère (nous parlons toujours de fours à com-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

bustible solide) ont, bien entendu, la forme générale de ces fours utilisés en métallurgie.

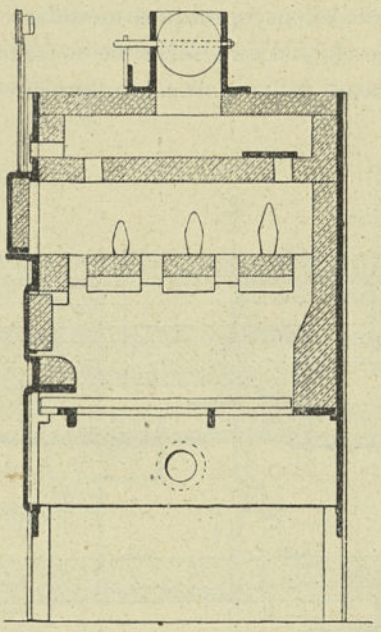


Fig. 120. — Four à tremper les marteaux (Goldschmidt).

Les seuls points qui les caractérisent sont les suivants :

1° La voûte est généralement très surbaissée ;

2° Son profil est généralement moins accidenté que dans les fours à réverbère ordinaires; il se rapproche davantage de l'horizontale;

3° Enfin l'autel est souvent supprimé.

Il est donc constitué par une sole plate, généralement immobile; dans les fours à charbon, la porte de manipulation est à une extrémité de la sole (parfois pour les grands fours, il y a plusieurs portes sur le côté).

La grille se trouve dans une cuve placée à l'autre extrémité.

Souvent une conduite de vent débouche sous la grille, permettant d'activer la combustion.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Les fours verticaux sont presque entièrement réservés à la trempe des canons.

Actuellement ces fours sont généralement chauffés au gaz. Cependant il existe encore quelques modèles chauffés au charbon. On dispose alors d'une série de foyers à des hauteurs différentes, de façon à avoir une température aussi uniforme que possible.

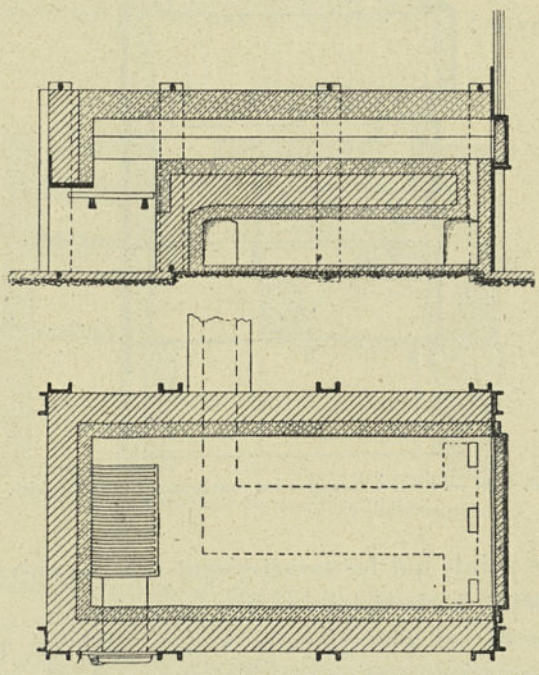


Fig. 121. — Four réverbère de trempe (Goldschmidt).

Comme exemple de four reverbère de trempe, on peut citer, avec Goldschmidt, un four destiné à tremper de grandes pièce telles que les scies circulaires; il est représenté dans la figure 118. C'est un four réverbère, ayant une chambre de chauffe de $3^m \times 1^m,50$. On utilise comme combustible le coke de fonderie, et les gaz s'écoulent par en bas, en avant de la porte d'entrée.

Les fours, dans lesquels le combustible solide est utilisé

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

directement ou indirectement pour chauffer un bain ou un récipient qui reçoit les pièces, sont employés très fréquemment. Bien qu'ils ne présentent pas une grande facilité de réglage de température et d'atmosphère, ayant ceci de commun avec tous les fours utilisant le combustible solide, ils ont le grand avantage de mettre les pièces à l'abri des produits de la combustion.

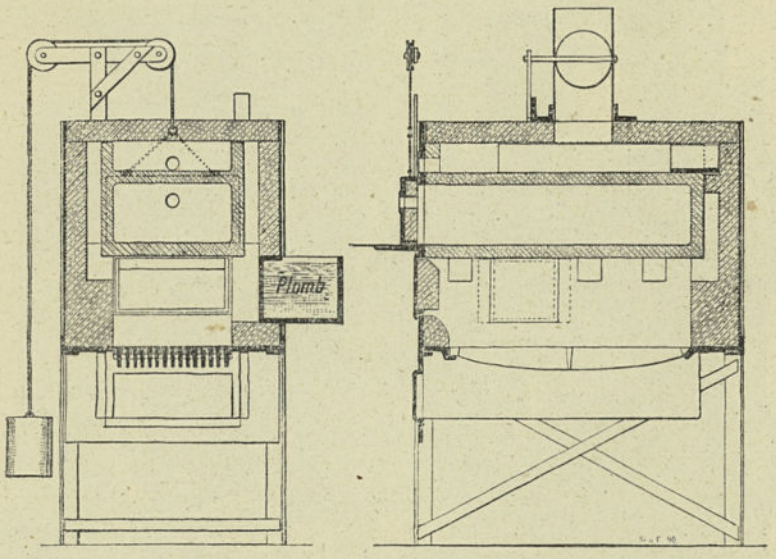


Fig. 122. — Four de trempe à moufle Goldschmidt.

On peut réaliser de tels fours de bien des façons :

1° *Fours à moufles.* — Sur la sole d'un four à cuve ou d'un four-réverbère on place un moufle appelé à recevoir les pièces : ce moufle a pour section la forme d'un arc plus ou moins surbaissé. Il est en terre réfractaire ou en fonte. En fonte, il présente le très gros inconvénient d'être perméable au gaz, de telle sorte que l'on ne peut remplir entièrement le but que l'on s'est proposé.

Le moufle en terre réfractaire est coûteux et fragile.

Très souvent, du moins pour les fours de faibles dimensions, on place deux moufles superposés : le moufle supérieur permet

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

un commencement de chauffage, le moufle inférieur est utilisé pour obtenir la température définitive de trempe.

Un autre point sur lequel il est bon d'attirer l'attention est la disposition des portes des fours. Il faut avant tout que la manipulation des pièces soit aisée ; l'ouverture et la fermeture des portes doivent donc être très faciles : différents moyens peuvent être utilisés et, sans parler de commandes hydrauliques ou

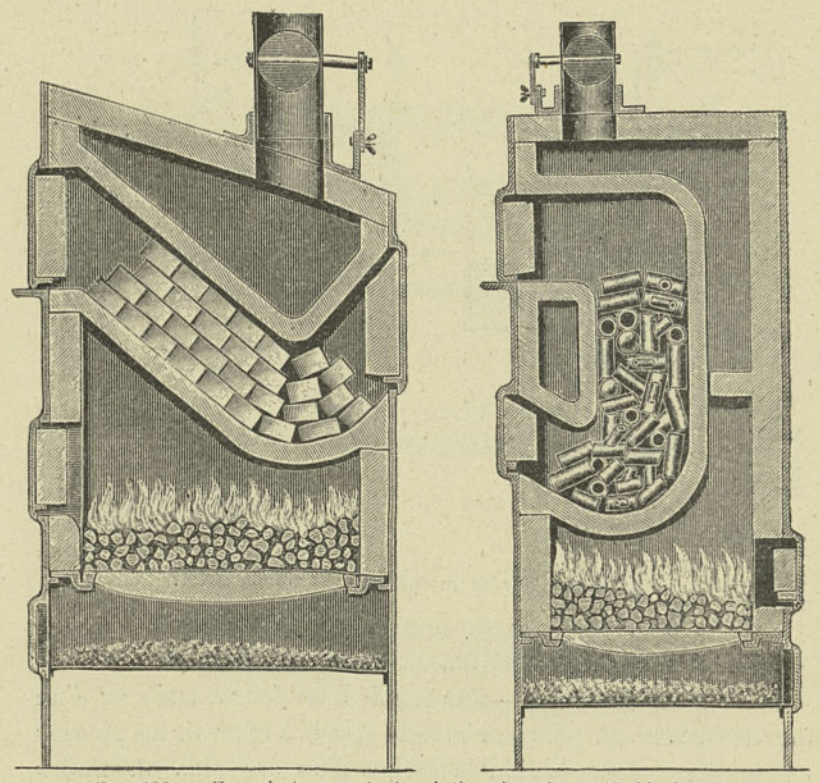


Fig. 123. — Four de trempe à circulation des pièces (Goldschmidt).

électriques, on peut citer l'emploi de simples contrepoids ou de crémaillères ou la réunion de ces deux moyens. Pour les petits fours, il est particulièrement avantageux de disposer la commande des portes, de façon qu'elle puisse obéir au pied ; l'ouvrier a ainsi les deux mains libres pour charger ou décharger les pièces.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Comme fours à moufle on peut citer spécialement les deux fours représentés dans les figures 123 qui ont des formes telles que les pièces glissent naturellement de la porte de chargement à la porte de sortie, sans que l'on ait à interrompre

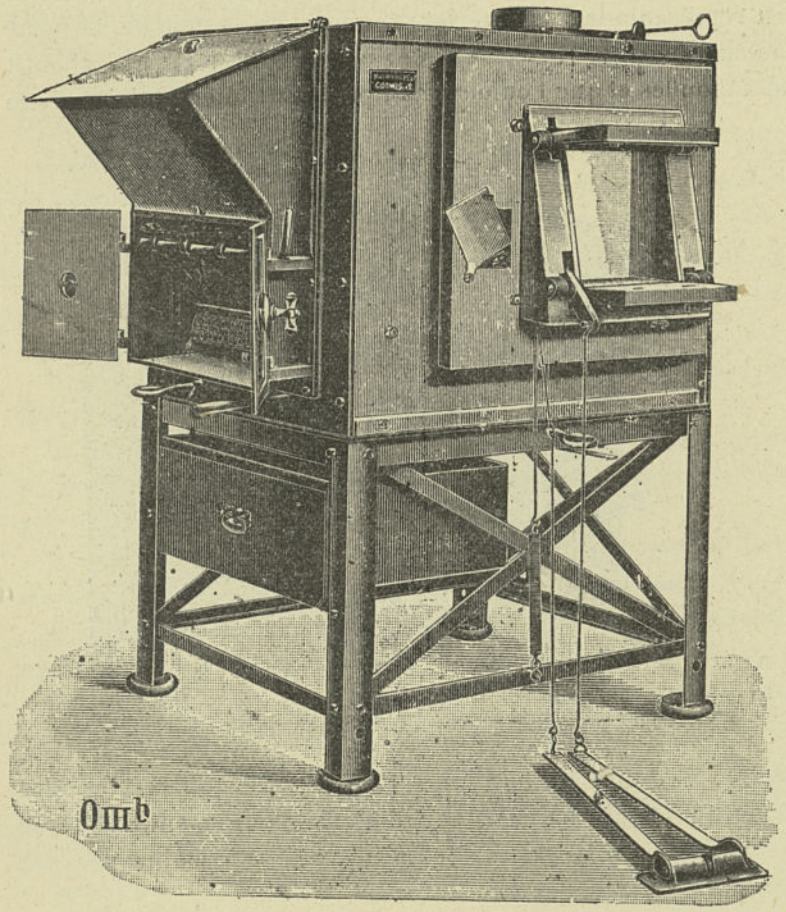


Fig. 124. — Four de trempe des usines Pekrun (Coswig près Dresde).

la marche du four. On conçoit aisément comment on règle la vitesse suivant les pièces et la température de trempe.

A. Goldschmidt, dans l'article déjà cité, a donné un four à moufle (*fig.* 122) devant lequel est placé un bain de plomb,

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

lequel est maintenu liquide par la température même du four.

Rosambert, dans son intéressante étude (*Revue de Métallurgie*, 1907, p. 347) sur l'Exposition des procédés de trempe qui vient d'avoir lieu à Vienne (mai-juillet 1907), signale le four à moufle des usines Pekrun, à Dresde. Sur la figure 124 qui en représente la vue extérieure, on notera, à gauche, la porte de chargement du combustible; à droite, la porte qui aboutit aux moufles et que l'on ouvre au pied par l'intermédiaire d'une

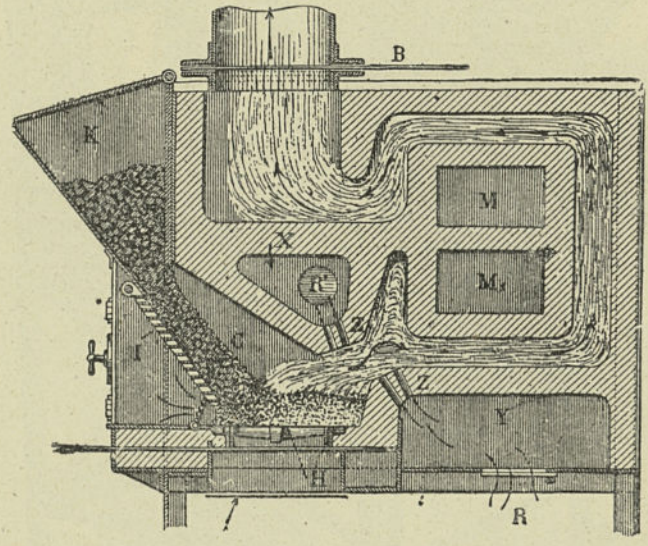


Fig. 125. — Coupe du four de trempe des usines Pekrun (Coswig, près Dresde).

pédale. La coupe du four (*fig.* 125) montre qu'il est à foyer gazogène à tirage naturel. La trémie de chargement K déverse le charbon sur la grille inclinée I, qui se termine par des barreaux horizontaux H.

Les flèches indiquent la rentrée d'air ; on voit également la circulation des gaz qui entourent les moufles M et M'. On notera aussi la rentrée secondaire d'air de combustion en R, R' et Z.

2° *Fours à bains métalliques ou salins.* — On peut aussi chauffer la pièce avant trempe dans un bain métallique ou salin contenu dans un récipient porté à température convenable.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

De tels fours sont très simples : ils sont constitués par une cuvette en fonte, en acier ou en terre réfractaire; le combustible est placé sous la cuvette, à une certaine distance, de façon à éviter les coups de feu. On peut même — comme nous l'avons dit plus haut — placer une pièce réfractaire pour protéger le fond de la cuve.

Très souvent le récipient est double, on interpose une couche de sable entre les deux enveloppes. On évite ainsi des accidents assez fréquents.

Dans tous ces fours, on adjoint au bain métallique ou salin un bain de sable qui est chauffé à une température beaucoup moins élevée. Il permet de dessécher entièrement la pièce avant de la plonger dans le liquide. Cette précaution est essentielle; sans elle on irait au-devant de projections extrêmement dangereuses.

Pour des petites pièces on utilise des fours à creuset (*fig.* 126 et 127).

Le choix du bain est assez délicat : il faut, en effet, qu'on puisse le porter à une température assez élevée, couramment 800° à 900°, parfois 1.200° (aciers à coupe rapide).

Pour les températures de 800-900°, le plomb donne de bons résultats.

Il a cependant un inconvénient : il s'oxyde facilement; aussi faut-il protéger sa surface par du charbon en petits morceaux. De plus, les pièces, séchées sur le sable, introduisent un peu de silice ; il se forme alors du silicate de plomb qui adhère à la pièce et nuit au résultat de la trempe. Enfin les vapeurs produites sont dangereuses; il faut disposer le bain de plomb sous une hotte à fort tirage.

Les bains salins peuvent donner des températures très variables.

Le Chatelier a indiqué différentes compositions :

Le mélange de chlorures de sodium et de potassium à équivalents égaux fond à une température un peu inférieure à 700°. Mais un tel bain émet beaucoup de vapeur; de plus, la vapeur d'eau provenant de la flamme de chauffage donne de

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

l'acide chlorhydrique par réaction sur les chlorures; il y a alors attaque du métal.

On ne peut pas utiliser de bain contenant du sulfate de soude; il y a attaque des pièces d'acier et formation de sulfate et d'oxyde.

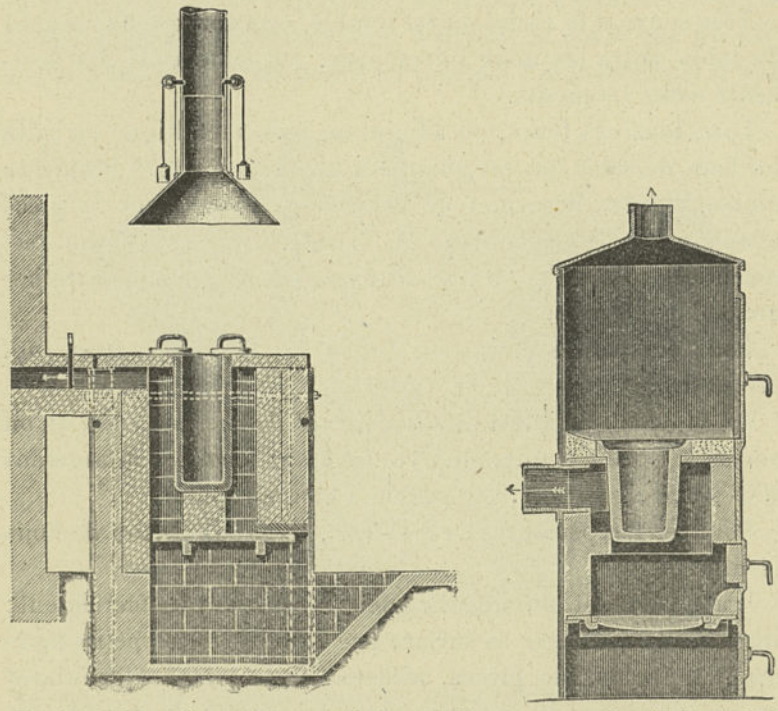


Fig. 126 et 127. — Fours de trempe à bains métallurgiques ou salins (Goldschmidt).

Les carbonates et sulfates alcalins produisent ainsi une attaque du métal, mais elle est beaucoup moins rapide qu'avec le sulfate de soude.

Les borates et silicates qui n'ont pas d'action sont tout indiqués.

Henry Le Chatelier a conseillé tout d'abord le mélange à poids égaux de borate monopotassique et de silicate monosodique, qui fond un peu au-dessous de 700°; ultérieurement, ce même savant indique qu'il vaut mieux forcer un peu la

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

teneur en alcali, parce que les silicates monobasiques restent toujours un peu visqueux et conseille le mélange à poids égaux de borate monopotassique et de silicate sesquisodique ; pour obtenir ce bain, il suffit de fondre :

Acide borique cristallisé hydraté.....	1 partie
Sable blanc.....	1/2 —
Carbonate de potassium anhydre.....	1 —
Carbonate de sodium anhydre.....	1/2 —

On peut encore ajouter des chlorures alcalins pour abaisser le point de fusion; mais il y a alors à craindre la volatilité. De plus, il ne faut pas dépasser 10 0/0 de chlorures, sans quoi il n'y a plus mélange, le bain de chlorures surnage.

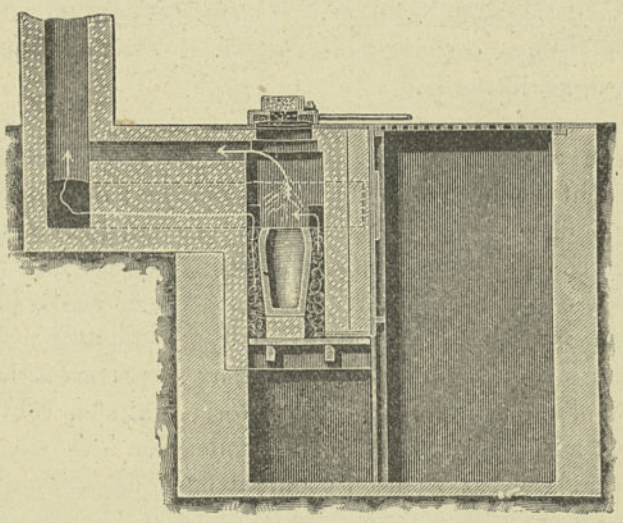


Fig. 128. — Four pour la trempe des aciers à coupe rapide (Goldschmidt).

D'autre part, nous verrons plus loin qu'on peut employer : le chlorure de baryum qui permet d'aller de 1.000 à 1.300° ; le mélange :

Chlorure de baryum.....	2
Chlorure de potassium.....	1

pour chauffer de 670° à 1.000°.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Goldschmidt a donné différents types de four à bain de sel ou de plomb. La figure 126 représente un four à bain de plomb pour limes. Le creuset est en acier ; il est porté au rouge par un feu de coke.

Dans la figure 127 se trouve reproduit un autre four à bain de sel pour petites pièces ; la chaudière est chauffée par le fond.

Enfin la figure représente un four utilisé surtout pour les températures élevées (1.000°) et la trempe des aciers à outil à coupe rapide.

Fours à combustible liquide. — Les fours à combustible liquide, utilisant notamment les pétroles, ne sont pas généralement employés, du moins en Europe. Nous avons vu cependant un four à moufle chauffé à la gazoline, comme ceux que l'on utilise dans certains laboratoires. Il était appliqué à la trempe de petits outils.

Fours à combustibles gazeux. — Les fours à combustibles gazeux sont de beaucoup les plus employés ; ils présentent, lorsque la disposition est bonne, tous les avantages énoncés au début de ce chapitre. De plus, ces fours peuvent être mis en veilleuse, ce qui est très important au point de vue de la durée de la maçonnerie.

Enfin les fours à combustibles gazeux se prêtent à la récupération d'une grande partie des calories qui s'en vont généralement avec les produits de la combustion à la cheminée. Pour cela, les gaz riches s'écoulent dans des conduites en briques ou en métal autour desquelles passe l'air de la combustion qui s'échauffe ainsi. On ne saurait conseiller les récupérateurs métalliques ; ils sont moins coûteux de premier établissement ; mais ils s'oxydent très rapidement et ne durent pas. La récupération donne évidemment une très grande économie.

On peut diviser les fours à combustibles gazeux en fours utilisant le gaz riche (gaz de ville) et les fours employant le gaz pauvre.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

D'autre part, on peut considérer les fours à gaz horizontaux,

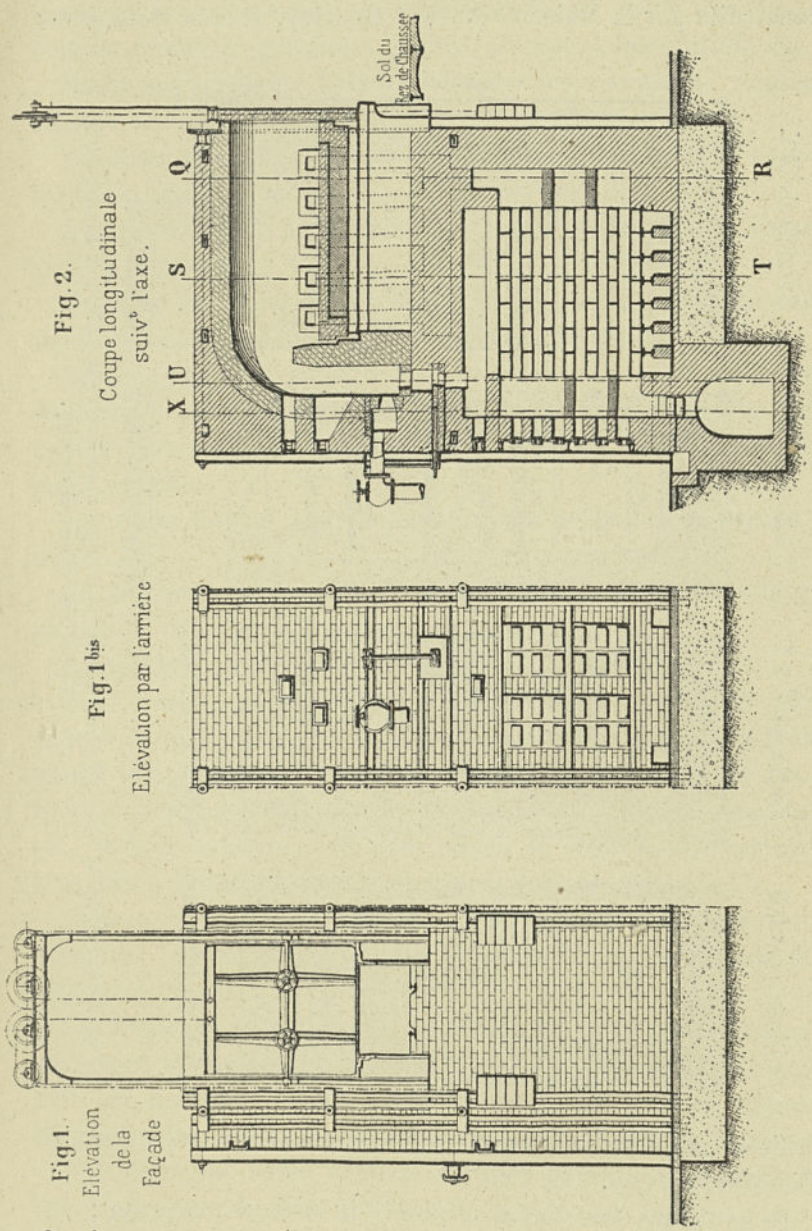


Fig. 129, 130 et 131. — Fours à cémenter, tremper et recuire des usines de Dion-Bouton, construits par MM. Fichet et Heurtey.

les fours à gaz verticaux.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Parmi les premiers nous citerons tout d'abord les fours construits par la Maison Fichet et Heurtey, et nous donnerons

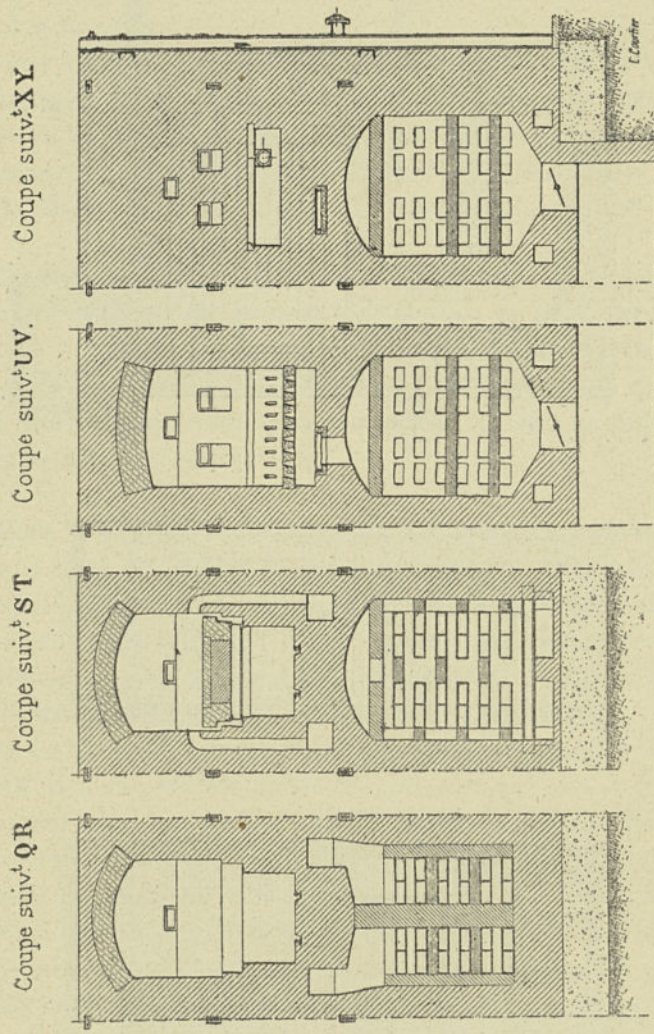


Fig. 132, 133, 134 et 135. — Fours à cémenter, tremper et recuire de la maison de Dion-Bouton, construis par MM. Fichet et Heurtey.

la description de la batterie de fours qui existe aux usines de Dion-Bouton (*fig.* 129 à 135).

Le problème à résoudre se posait de la façon suivante :

Établir une batterie de six fours à réverbère pouvant être

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

chauffés à toute température jusqu'à 1.200°. Maintenir indéfiniment et invariablement la température au point fixé pour chaque nature d'opérations : recuit, trempe, cémentation, etc.

Maintenir à volonté l'atmosphère des fours oxydants, neutre ou réductrice.

Effectuer le chauffage avec le minimum de dépense de combustible.

Assurer l'égalité de température sur tous les points d'une sole de $0^m,90$ sur $1^m,40$.

Ménager des regards pour les prises de gaz et la mesure des températures, sans avoir à ouvrir les portes.

Les soles doivent pouvoir être enlevées et remises en place facilement pour être portées rapidement près des bains de trempe, sans que les pièces soient exposées à un refroidissement sensible.

Les fours doivent pouvoir fonctionner ensemble ou séparément.

On doit pouvoir substituer, sans interruption, le chauffage au gaz de ville au chauffage au gaz pauvre.

Le problème a été résolu de la façon suivante :

Pour réaliser l'économie de chauffage, les fours ont été munis de puissants récupérateurs, capables de porter à très haute température l'air nécessaire à la combustion du gaz. Les récupérateurs sont situés sous les fours, en contre-bas du sol, et leur hauteur a été déterminée de façon à faire arriver l'air aux orifices brûleurs à une assez grande vitesse.

Cela a permis de faire des brûleurs en lames minces et d'assurer l'égale répartition de la température dans toute la largeur du four.

Les brûleurs sont disposés de telle sorte que l'air se dégage en lames verticales et se croisant avec les lames de gaz qui arrivent horizontalement. Le brassage qui en résulte assure la combustion parfaite du gaz sans excès d'air. La flamme s'élève dans un canal vertical derrière l'autel et s'épanouit contre la voûte du four qui chauffe la sole par rayonnement.

Les produits de la combustion sont évacués aux quatre coins

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

du four par orifices situés au niveau de la sole ; ils descendent par des carneaux ménagés dans l'épaisseur des murs latéraux et se réunissent dans une chambre voûtée dont le dessus affleure le niveau du sol. De là les gaz descendent dans un récupérateur en briques réfractaires, dans lequel s'effectue le chauffage de l'air.

Les fours sont munis de portes à coulisses équilibrées par des contrepoids ; elles sont formées par un cadre métallique garni de dalles creuses réfractaires. Deux vis permettent de les appuyer contre l'armature de façon à assurer une fermeture hermétique.

Des regards sont ménagés dans les portes pour surveiller les opérations et faire les mesures de températures.

Les soles sont constituées par des cadres en métal recouvert d'une garniture épaisse en matériaux réfractaires. Elles reposent sur les murs latéraux dans lesquels on a pratiqué des retraites à hauteur convenable. Pour les mettre en place et les retirer, on amène en dessous un chariot dont la plate-forme est supportée par quatre vérins actionnés par des vis sans fin, commandées par un volant à main placé en arrière du chariot. En tournant le volant, on soulève la sole de quelques centimètres, et on peut alors ramener facilement le chariot en arrière et le conduire près des bacs de trempe. Cette manœuvre est assez rapide pour éviter le refroidissement des pièces placées sur la sole.

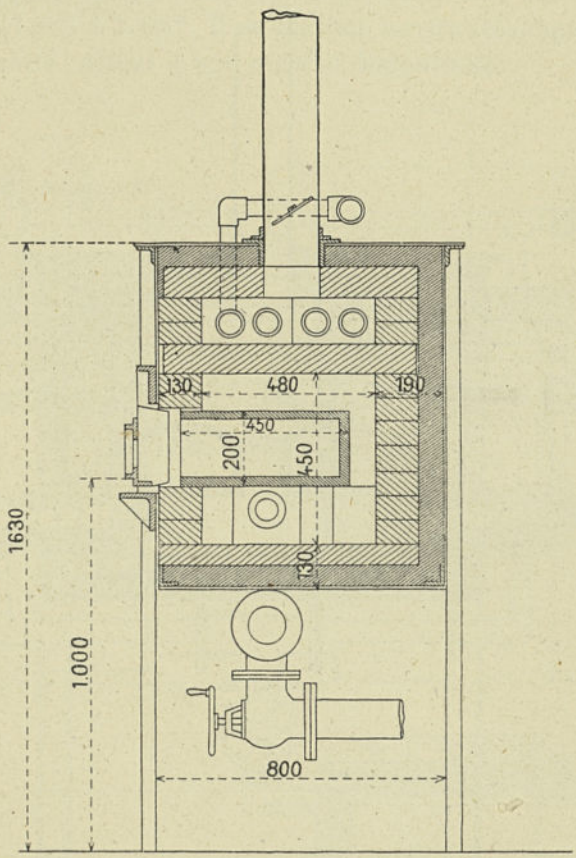
Une conduite de gaz d'éclairage est branchée sur la tubulure d'arrivée de gaz et permet d'assurer le chauffage en cas d'interruption du service des gazogènes.

Enfin, un petit transbordeur sur rails permet de venir retirer aisément les soles du four et de les conduire près des bains de trempe. Cette manipulation n'a lieu que lorsque les pièces sont suffisamment importantes. Pour les petites pièces, le même transbordeur est utilisé pour rapprocher des fours de petits bains de trempe portatifs.

Ces fours sont importants et ne peuvent être guère utilisés que pour la trempe des grosses pièces.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Pour de petites pièces ou des pièces moyennes, la Maison Fichet et Heurtey a construit un four à moufle qui est composé d'une caisse métallique doublée de briques réfractaires, supportée par 4 pieds (*fig.* 136 et 137). Une dalle divise la chambre



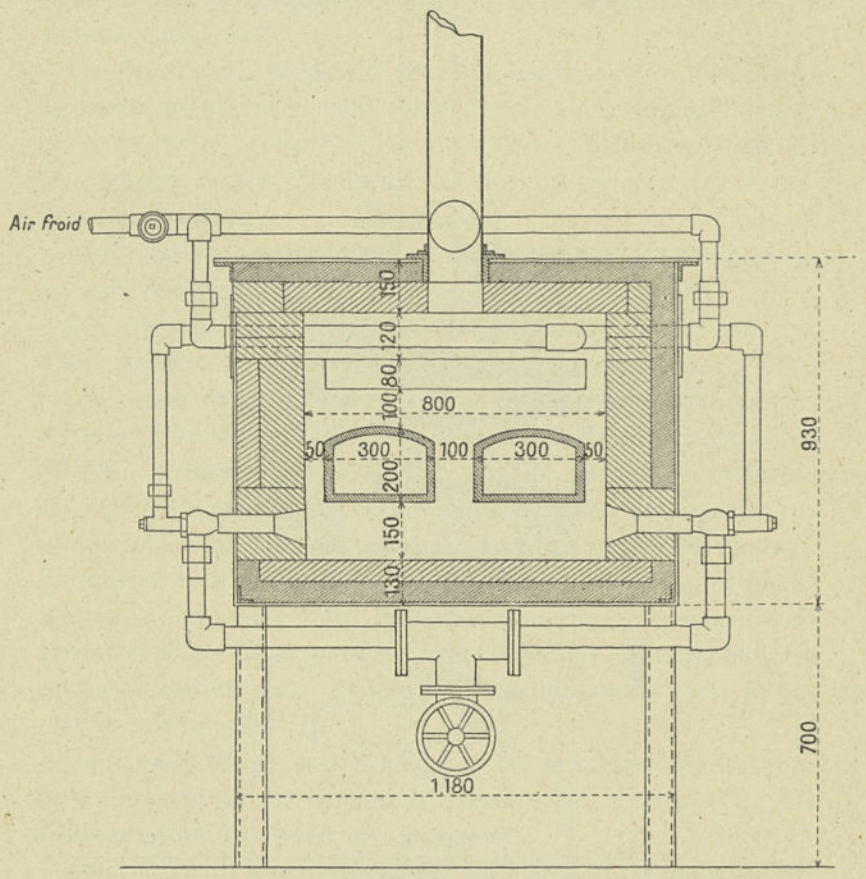
Coupe longitudinale

Fig. 136. — Four à moufle à gaz avec récupérateur (Fichet et Heurtey).

en deux parties; celle du bas contenant deux moufles et celle du haut contenant un récupérateur métallique pour le chauffage de l'air. Les moufles sont fermés par des portes garnies de réfractaire et s'ouvrant sur le côté.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

L'air et le gaz sont admis dans la chambre, sous les moufles, par deux brûleurs-injecteurs métalliques spéciaux placés de chaque côté. Une cheminée en tôle pour l'évacuation des fumées, munie d'un papillon de réglage, surmonte le four.



Coupe transversale

Fig. 137. — Four à moufle à gaz avec récupérateur (Fichet et Heurtey).

Un robinet de réglage d'air est placé à l'entrée du récupérateur métallique.

Le gaz arrive chaud d'un gazogène à tirage naturel par un tuyau métallique, une vanne permet d'en régler le débit.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Les flammes sortant des brûleurs enveloppent complètement les moufles, puis s'en vont dans la chambre du récupérateur ; après avoir échauffé l'air qui circule dans les tuyaux métalliques ; les fumées sont évacuées par la cheminée.

Cet appareil permet d'obtenir dans les moufles des températures de 1.000 à 1.100°. Il se met en service très rapidement ; il est destiné surtout à une marche discontinue.

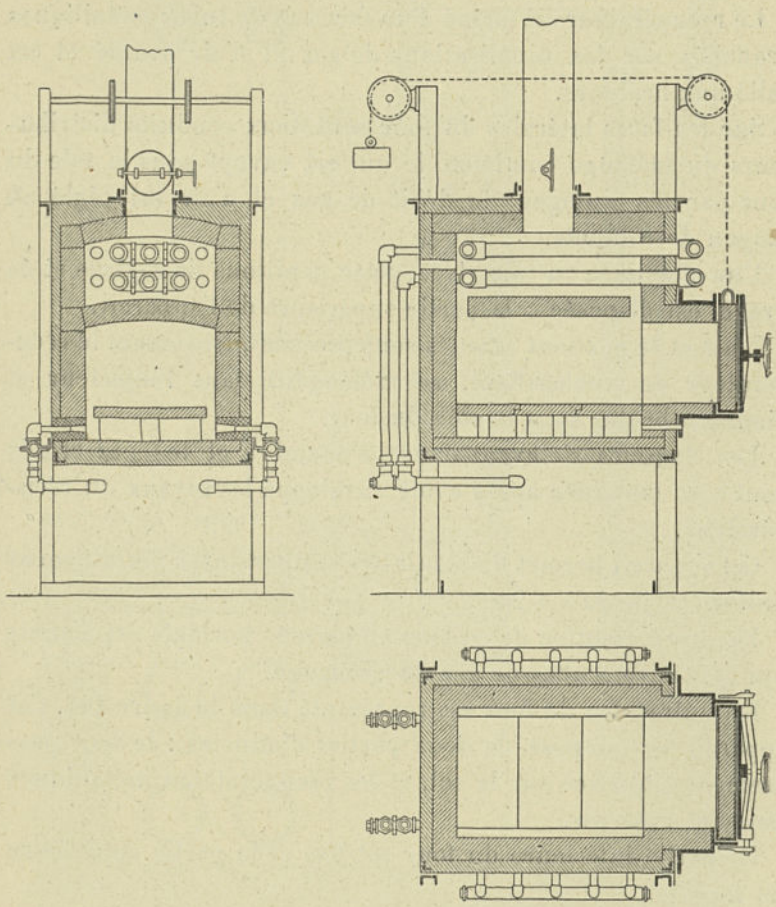


Fig. 138 à 140. — Petit four de trempe avec récupérateur (Fichet et Heurtey).

Voici un autre type de fours (*fig.* 138 à 140) très simple, avec récupérateurs et brûleurs métalliques : Il est composé

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

d'une caisse métallique doublée de réfractaire et montée sur quatre supports.

Une voûte divise la chambre en deux parties; celle du bas forme le laboratoire, celle du haut la chambre de récupération.

Une porte métallique avec vis, doublée de réfractaire, équilibrée par des contrepoids, ferme la devanture.

Le récupérateur est formé d'un faisceau de tubes métalliques branchés sur les canalisations de gaz et d'air soufflé et est relié aux brûleurs.

Sur les faces latérales du four sont deux conduits distributeurs du mélange combustible qui est envoyé sous la sole du four par des ajutages; le débit de gaz et d'air est réglé au moyen de robinets.

Une cheminée en tôle rivée, avec papillons de réglage et de tirage, est disposée à la partie supérieure de l'appareil.

L'air et le gaz sont amenés sous pression, traversent le récupérateur en s'échauffant, se mélangent dans l'injecteur et viennent brûler sous la sole du four.

Les flammes s'élèvent dans la chambre et les gaz brûlés vont à la cheminée après avoir enveloppé les tuyaux du récupérateur.

Cet appareil permet d'obtenir des températures parfaitement uniformes jusqu'à 1.200°.

La consommation de ce four en marche normale est d'environ 50 mètres cubes de gaz du gazogène.

Un autre type de four est représenté dans la figure 141. Cet appareil se compose de deux parties distinctes : le four proprement dit, placé sur le sol, et les récupérateurs métalliques qui sont enterrés.

La partie inférieure du four est fixe et la partie supérieure est mobile.

La partie fixe est formée de deux cylindres en fonte concentriques. Le cylindre central garni de réfractaire sert de canal d'évacuation des fumées; la partie annulaire, divisée en deux par une cloison, sert en même temps à l'arrivée de l'air

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

et à l'arrivée du gaz. Au-dessus sont placés les brûleurs ré-

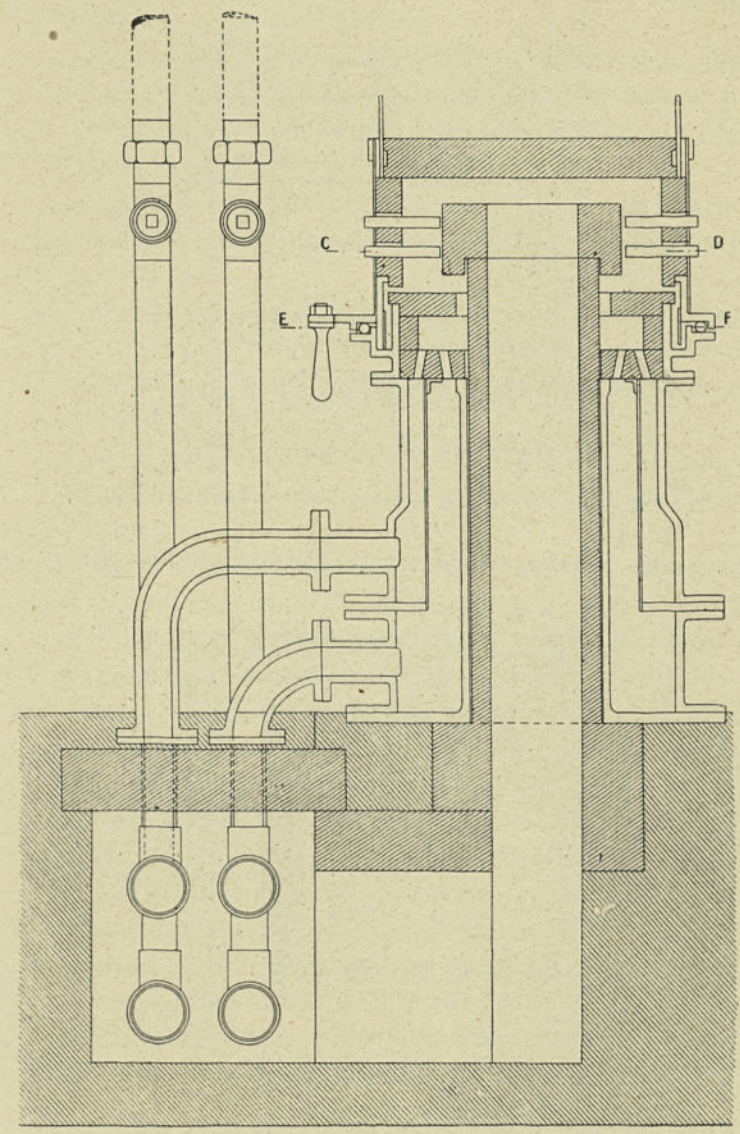


Fig. 141. — Four à gaz à chambre mobile et à récupérateur Fichet et Heurtey.

fractaires et la chambre de combustion annulaire, dont les

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

produits débouchent directement dans le laboratoire proprement dit.

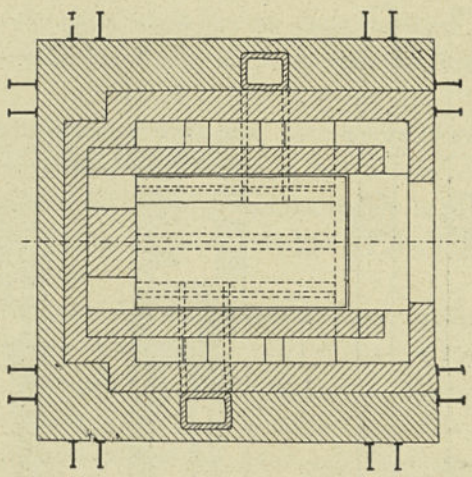


Fig. 142. — Four à gaz avec récupérateur Fichet et Heurtey (plan).

La partie mobile est une couronne métallique garnie de

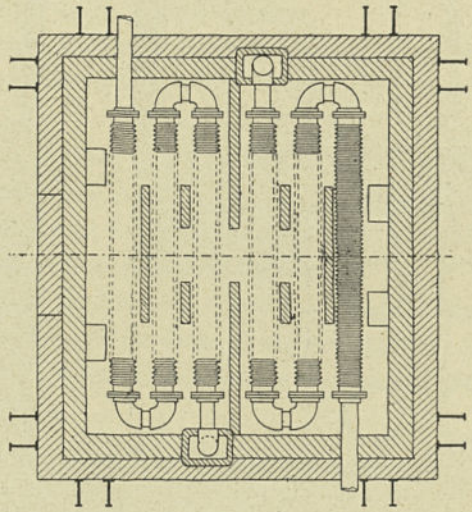


Fig. 142 *bis*. — Four à gaz avec récupérateurs Fichet et Heurtey (coupe par les récupérateurs).

réfractaire, reposant sur un chemin de roulement à billes ; on

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

la déplace par des manettes fixées sur sa base. Elle est fermée par une dalle à la partie supérieure. Un joint au sable assure l'étanchéité entre les deux parties.

L'espace annulaire formé par la partie mobile et le départ des fumées constitue le laboratoire du four, sa largeur peut varier à volonté en changeant le chapeau amovible du départ des fumées.

Le récupérateur du four, parcouru par l'air et par le gaz, est composé d'un faisceau de tubes métalliques logés dans les carneaux de fumée.

Des robinets placés sur les arrivées de gaz et d'air servent à régler le débit et par suite la marche et la température du four.

Ce four permet d'obtenir dans le laboratoire une température de 1.000° à 1.200°.

L'appareil représenté dans les figures 141 à 144 se compose d'un massif en maçonnerie dont la partie centrale forme le laboratoire.

A la partie inférieure se trouve un brûleur en pièces céramiques et de forme spéciale, reposant sur les collecteurs d'air et de gaz. Le gaz et l'air viennent des récupérateurs placés à la partie supérieure, par des carneaux verticaux en poterie. Ce récupérateur est formé de tuyaux à ailettes. Le gaz et l'air sont envoyés dans des tubes sous pression; des robinets placés à l'entrée des récupérateurs permettent de régler la combustion; les produits sont évacués par une cheminée, avec papillons de réglage pour le tirage, placé à la partie supérieure du four. Le tout est solidement armé en long et en travers. Le fonctionnement de l'appareil est le suivant :

Le gaz et l'air, circulant dans les récupérateurs, s'échauffent au contact des tuyaux métalliques qui sont enveloppés par le gaz brûlé, et arrivent aux brûleurs. La combustion a lieu dans une chambre ménagée sous la sole, les flammes s'élèvent à droite et à gauche et viennent remplir la chambre; elles s'échappent ensuite par des ouvertures pratiquées dans le fond et en avant du four, pour se réunir dans la chambre des récupérateurs en montant par des carneaux verticaux.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Ce four convient spécialement pour des opérations nécessi-

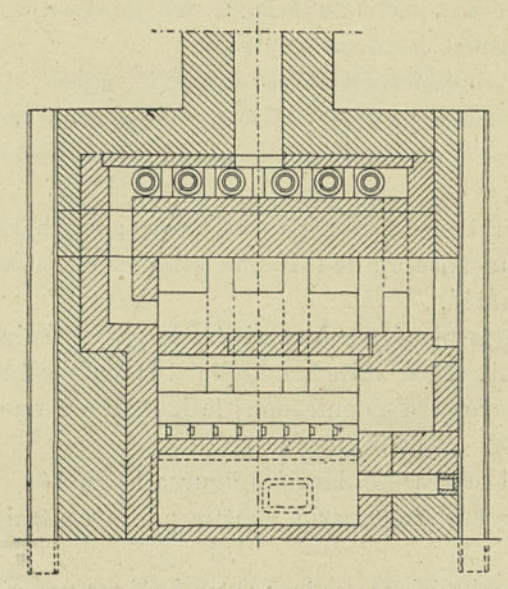


Fig. 143. — Four à gaz avec récupérateur (Fichet et Heurtey). Coupe en long.

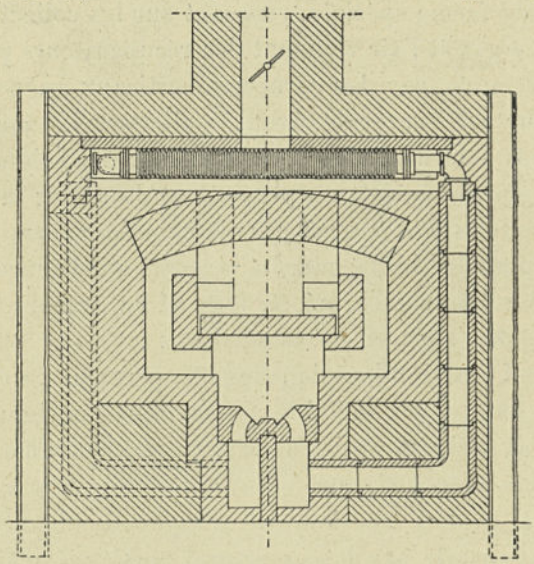


Fig. 144. — Four à gaz avec récupérateur (Fichet et Heurtey). Coupe en travers.

tant une température de 900 à 1.000°.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Par le réglage de l'air et du gaz on obtient à volonté une flamme soit réductrice, soit neutre, soit oxydante.

La consommation de ce four en marche normale est d'environ 36 mètres cubes de gaz de gazogène par heure.

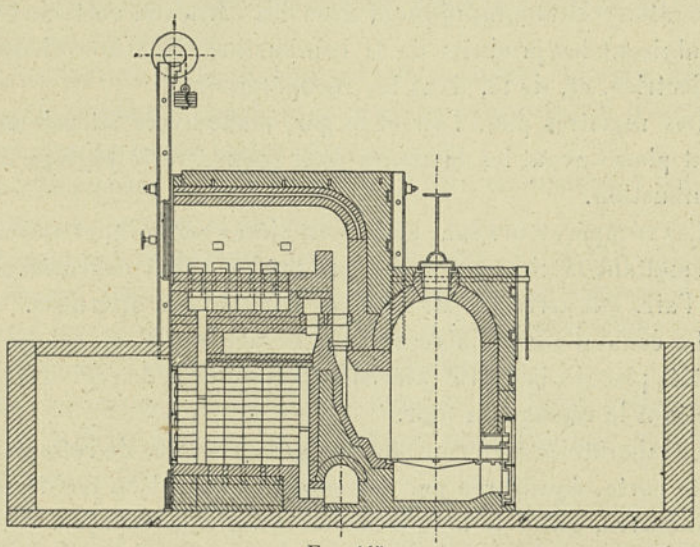


Fig. 145.

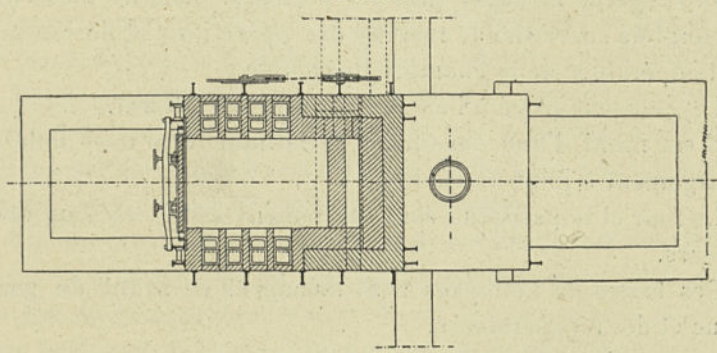


Fig. 146. — Four à gaz avec gazogène accolé (Fichet et Heurtey).

Le four suivant qui est utilisé pour recuire et tremper possède des récupérateurs céramiques; il est chauffé par gazogène accolé. Il se compose (*fig.* 145 et 146) du laboratoire placé au-dessus du sol, du récupérateur céramique placé en dessous, et d'un gazogène en contre-bas et en arrière du laboratoire.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Les brûleurs sont établis à la partie postérieure du four derrière l'autel. Ils sont alimentés par le gaz venant du gazogène et l'air chaud ayant traversé les récupérateurs.

Des sorties de flammes sont ménagées dans les parois du laboratoire et communiquent avec des carneaux verticaux qui conduisent les produits de la combustion dans une chambre collectrice, et, de là, dans les récupérateurs.

Des registres pour l'air et le gaz, manœuvrés latéralement, sont placés avant les brûleurs pour permettre le réglage de la combustion.

Les récupérateurs sont établis en pièces céramiques spéciales permettant la circulation des gaz brûlés avant évacuation, et de l'air, qui arrivent par couches horizontales alternées.

Le canal d'arrivée d'air froid et le carneau de départ des gaz brûlés placés à la partie inférieure, sont munis de registres permettant le réglage du four.

Le laboratoire est fermé par une porte doublée de réfractaire; cette porte, équilibrée par des contrepoids qui en facilitent la manœuvre, glisse le long d'une devanture métallique.

Des regards ménagés dans les portes et dans les murs permettent de surveiller la marche des opérations et de mesurer la température de la chambre de chauffe.

Le gazogène placé à l'arrière est à tirage naturel.

Il est muni d'une devanture métallique et d'une boîte de chargement à joint de sable.

Le four et le gazogène sont solidement armés en long et en travers.

Des fosses de nettoyage sont ménagées en avant du gazogène et des récupérateurs.

Le fonctionnement de l'appareil est très simple :

Le gaz produit par le gazogène arrive aux brûleurs et s'y mélange à l'air chaud venant des récupérateurs; la flamme monte derrière l'autel et s'étale dans la chambre, puis descend ensuite aux récupérateurs par des ouvertures latérales, pour de là s'échapper par la cheminée.

Ce type de four convient spécialement quand on a besoin

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

de soles d'une certaine dimension ; il peut être établi isolé ou en massifs de plusieurs.

Avec ce four on obtient facilement pour la sole une température uniformément répartie qui peut aller jusqu'à 1.200° et plus, et qui peut être maintenue aussi longtemps qu'on le désire sans variation.

L'utilisation de la chaleur est très complète, de sorte que la consommation de charbon en marche courante est d'environ 7 kilogrammes par mètre carré de sole.

L'atmosphère du laboratoire peut être maintenue à volonté réductrice, neutre ou oxydante.

L'appareil représenté dans les figures 147 et 148 est spécialement destiné à la trempe des limes. Il est composé d'une partie émergeant du sol formant le laboratoire et d'une partie enterrée dans le sol formant le récupérateur.

Le laboratoire contient six moufles en terre réfractaire, placés à deux niveaux, et s'ouvrant, trois sur une façade et trois sur la façade opposée.

Sous ces moufles sont deux rangées de brûleurs alimentés par un canal d'air et deux canaux de gaz. L'air arrive chaud du récupérateur; un registre en permet le réglage. Le gaz arrive de la conduite de distribution ; deux vannes en assurent le débit.

Deux ouvertures latérales placées à la base de la chambre servent à l'évacuation des gaz brûlés, qui se rendent au récupérateur par des canaux verticaux, et de là, vont à la cheminée; un registre placé à la sortie règle le tirage.

Le four est solidement armé par des armatures et des tirants.

Le fonctionnement du four est le suivant : L'air froid admis au bas du récupérateur s'échauffe en le parcourant, et arrive aux brûleurs où le gaz s'allume. Les flammes s'élèvent dans la chambre, enveloppent les moufles, redescendent par les ouvertures de départ placés à la base. Les gaz brûlés s'échappent ensuite à la cheminée après avoir traversé et échauffé le récupérateur.

Un pareil four permet d'obtenir une température à l'intérieur des moufles de 1.000 à 1.100°.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Sa consommation horaire de gaz est d'environ 25 mètres cubes.

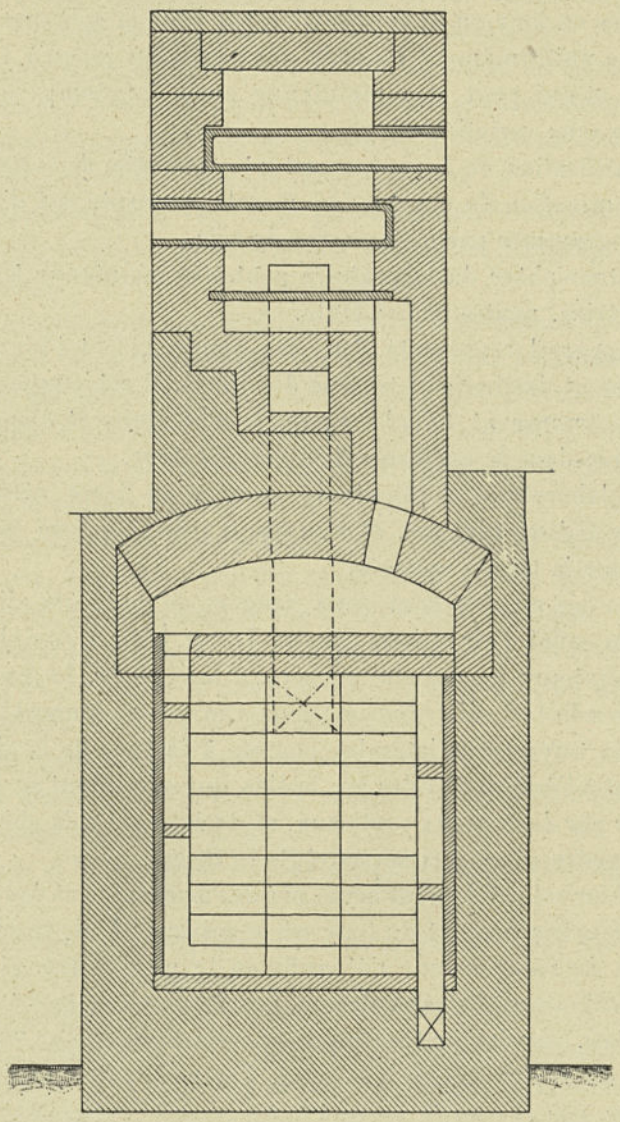


Fig. 147. — Four à tremper les limes (Fichet et Heurtey).

La maison Schuchardt et Schütte a exposé à Vienne une

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

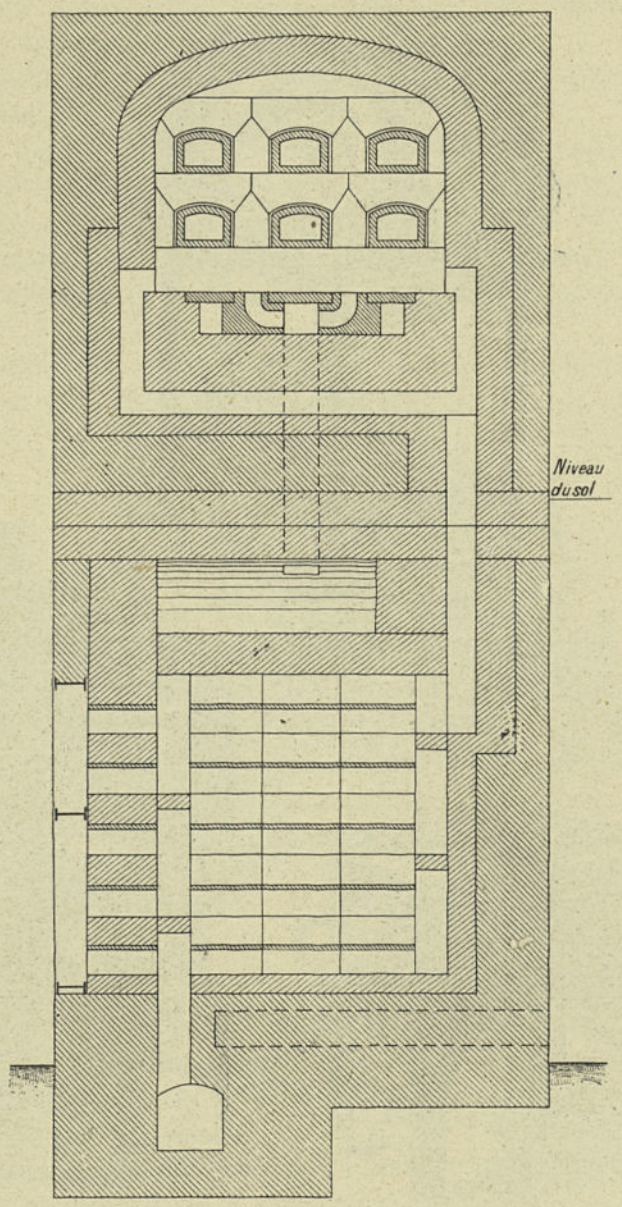


Fig. 148. — Four à tremper les limes (Fichet et Heurtey).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

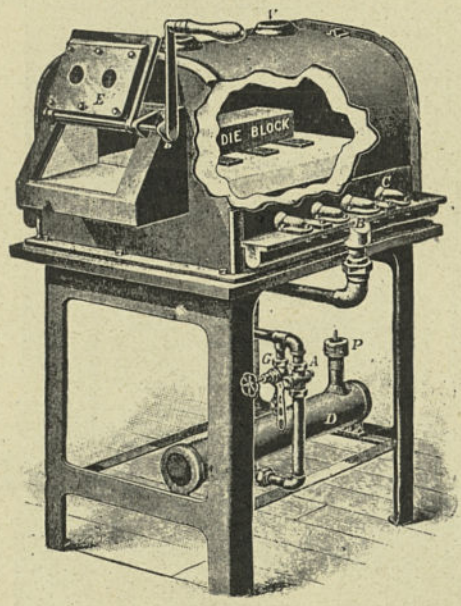


Fig. 149. — Four à gaz de Schuchardt et Schütte construit par l'American Gas Furnace C°.

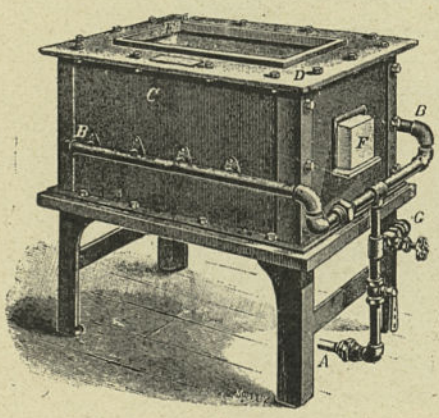


Fig. 150. — Four à gaz à bain de plomb de Schuchardt et Schütte (Vienne) construit par l'American Gas Furnace C°.

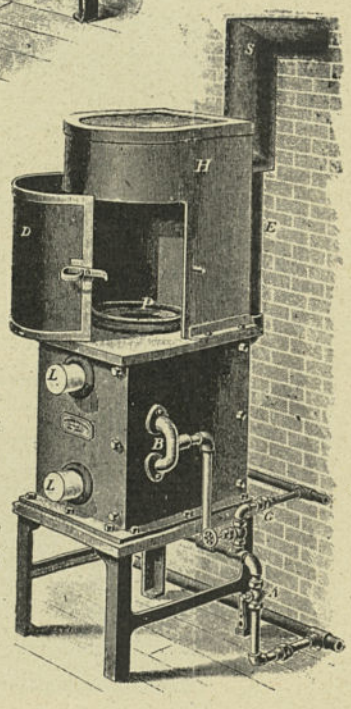


Fig. 151. — Four à bain de cyanure de Schuchardt et Schütte construit par l'American Gas Furnace C°.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

série de petits fours à gaz d'éclairage que Rosambert a décrits dans son étude de la *Revue de Métallurgie*.

Un premier four à gaz possède une sole sur laquelle on place les pièces (*fig.* 149).

Une petite soufflerie fournit l'air de la combustion ; le mélange de gaz d'éclairage et d'air pénètre dans le four, par une série de petits brûleurs.

Le réglage du courant gazeux permet de rendre réductrice l'atmosphère du four et de supprimer, par conséquent, le moufle.

D'autres fours à gaz de la même maison comportent l'emploi soit d'un bain de plomb, soit d'un bain de cyanure (*fig.* 150 et 151).

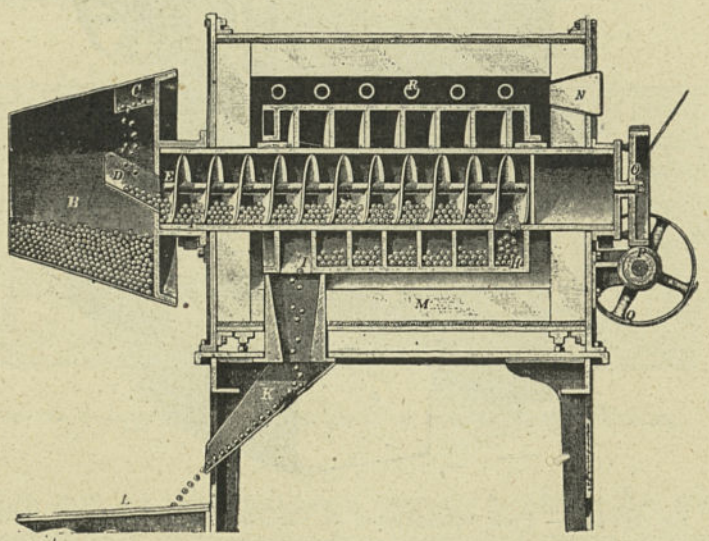


Fig. 152. — Four automatique de Schuchardt et Schütte construit par l'American Gas Furnace Cᵉ.

Ce dernier est utilisé pour les pièces de valeur comme les coins à frapper ; il est à remarquer que les gaz s'échappent sous pression et entraînent les vapeurs délétères qui se rassemblent en H.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Néanmoins, elles doivent se répandre un peu dans l'atelier ; de plus elles peuvent cémenter, si l'on trempe à température un peu élevée.

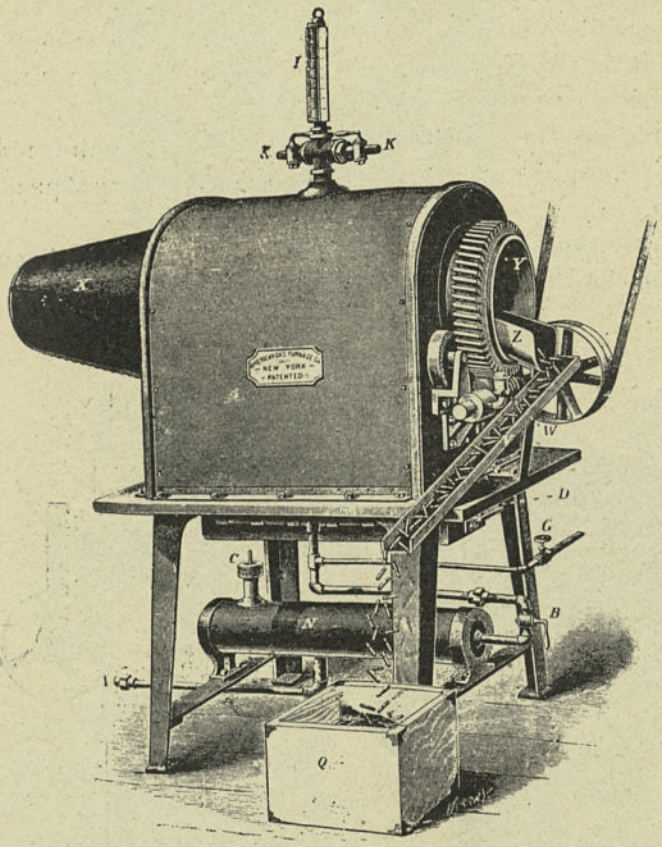


Fig. 152 *bis*. — Four automatique de Schuchardt et Schütte construit par l'American Gas Furnace Cᵉ.

A citer encore le four des mêmes constructeurs (*fig.* 152) qui a pour but de rendre automatique la trempe de petits objets, comme les billes, les écrous, les boulons, etc... Les objets à tremper circulent dans le four au moyen de deux hélices concentriques et sont précipités après chauffage dans le bain de trempe.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Les gaz brûlés circulent entre les ailettes des hélices et rendent neutre l'atmosphère dans laquelle chauffent les objets à tremper. Comme fours à gaz utilisant des bains de sels, nous citerons deux types construits par la maison Fichet et Heurtey.

Le premier type se compose d'un massif en maçonnerie entou-

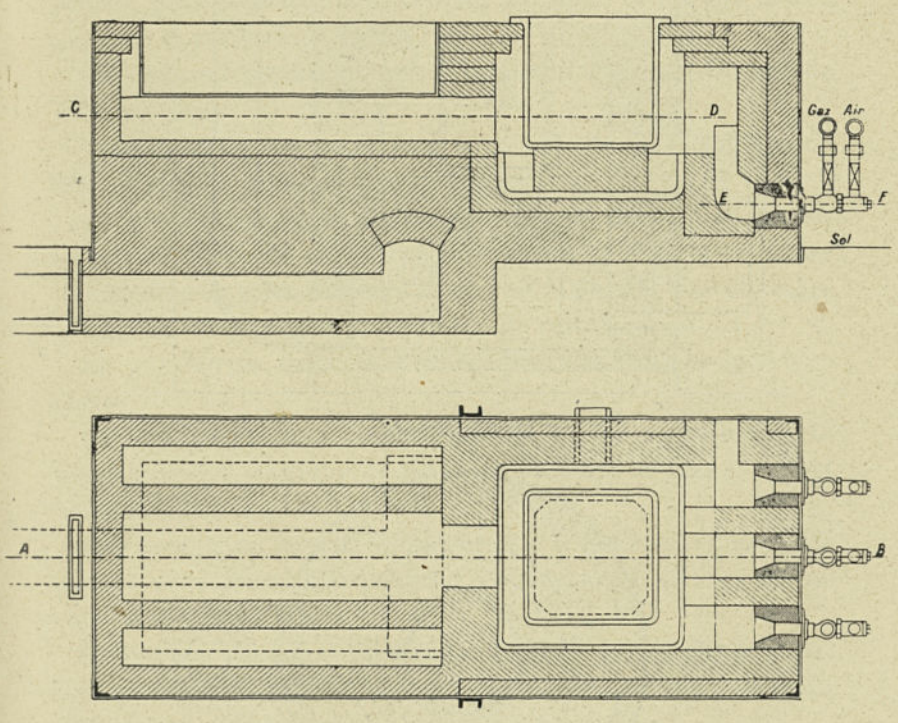


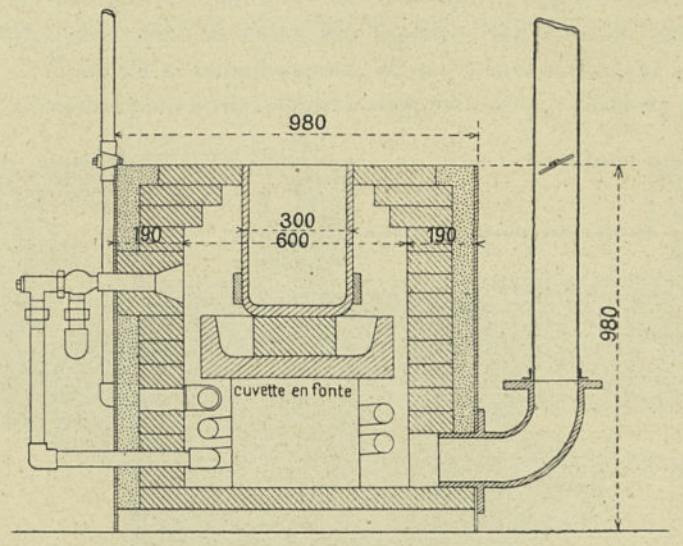
Fig. 153. — Four à gaz à bains de plomb et de sable (Fichet et Heurtey).

rant la cuve en acier destinée à recevoir le plomb (*fig.* 153). Autour de cette cuve est un espace annulaire formant chambre de chauffe. En dessous se trouve une cuvette métallique, avec déversoir, destinée à recevoir le plomb fondu en cas de fissure de la cuve à plomb.

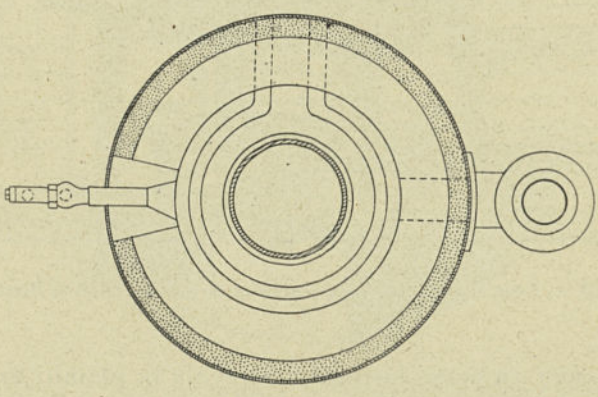
Trois brûleurs métalliques sont fixés sur une face du massif, ils débouchent dans une chambre de combustion placée à la base de la chambre de chauffe.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le carneau de départ des gaz brûlés se trouve à la partie



Coupe transversale



Coupe horizontale

Fig. 154. — Four à gaz à bain de plomb et à récupérateur (Fichet et Heurtey).

opposée, et va déboucher dans une chambre au-dessus de laquelle se trouve une bassine remplie de sable. A l'issue de

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

cette chambre est un départ à la cheminée, réglé par un registre de tirage.

Les brûleurs sont alimentés par du gaz et de l'air soufflé, dont le débit est réglé par des robinets.

Les flammes sortant des brûleurs enveloppent la cuve à plomb, puis circulent sous le bain de sable, et les gaz brûlés gagnent le carneau de fumée.

Cet appareil permet de porter le plomb à la température de 700° environ.

La consommation de ce four avec bain de sable est d'environ 40 mètres cubes de gaz à l'heure.

Le second type de ces fours (*fig.* 154) est formé d'un massif circulaire dans une enveloppe métallique, contenant au centre une bassine en acier destinée à recevoir le plomb. Une chambre circulaire est ménagée tout autour de cette bassine.

Le gaz arrive sous la bassine par un brûleur-injecteur spécial.

La bassine en acier repose sur un dé en maçonnerie; le récupérateur métallique destiné au chauffage de l'air est placé entre ce dé et la paroi du four.

Une cuvette en terre réfractaire, sous la bassine, est destinée à recevoir le plomb qui pourrait s'échapper de celle-ci au cas où elle viendrait à fuir.

Enfin, une cheminée métallique pour le départ des fumées, avec pavillon de réglage, est fixée à la base de l'appareil et du côté opposé au brûleur.

Le gaz arrive chaud du gazogène; une vanne permet d'en régler le débit. L'air, soufflé par un ventilateur, traverse le serpentin métallique où il s'échauffe; un robinet permet d'en régler le débit.

Le gaz et l'air se mélangent dans le brûleur, et les flammes, entourant la bassine remplie de plomb, descendent autour du récupérateur. Les fumées sont ensuite évacuées par la cheminée.

Cet appareil permet de porter le bain de plomb à la température de 700°.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Fours à chauffage électrique. — Il y a deux sortes de fours de trempe à chauffage électrique.

Ceux dans lesquels intervient directement l'effet Joule, le chauffage étant obtenu au moyen d'une spirale métallique entourant un espace clos, ou bien par du graphite dans lequel

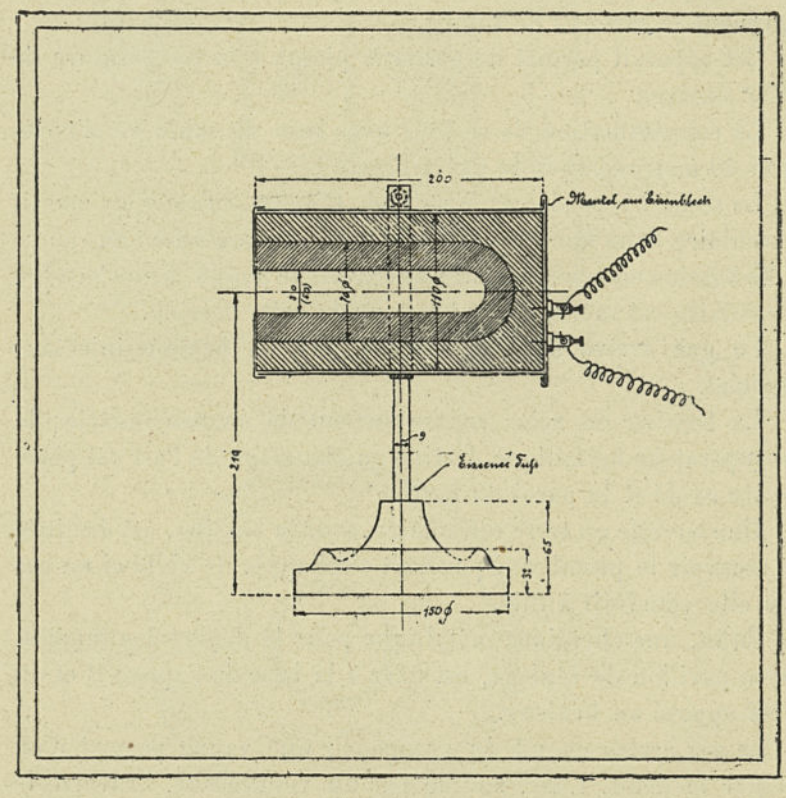


Fig. 155. — Four à résistance électrique breveté de Heræus.

passe le courant. Ceux dans lesquels l'électricité intervient pour maintenir à l'état fondu le bain salin, le courant passant dans le bain.

Parmi les premiers, il faut citer les fours Heræus, que M. Rosambert a examinés à l'Exposition de Vienne (*fig.* 155 et 156) ; comme principe, ces fours sont des plus simples : ce sont

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

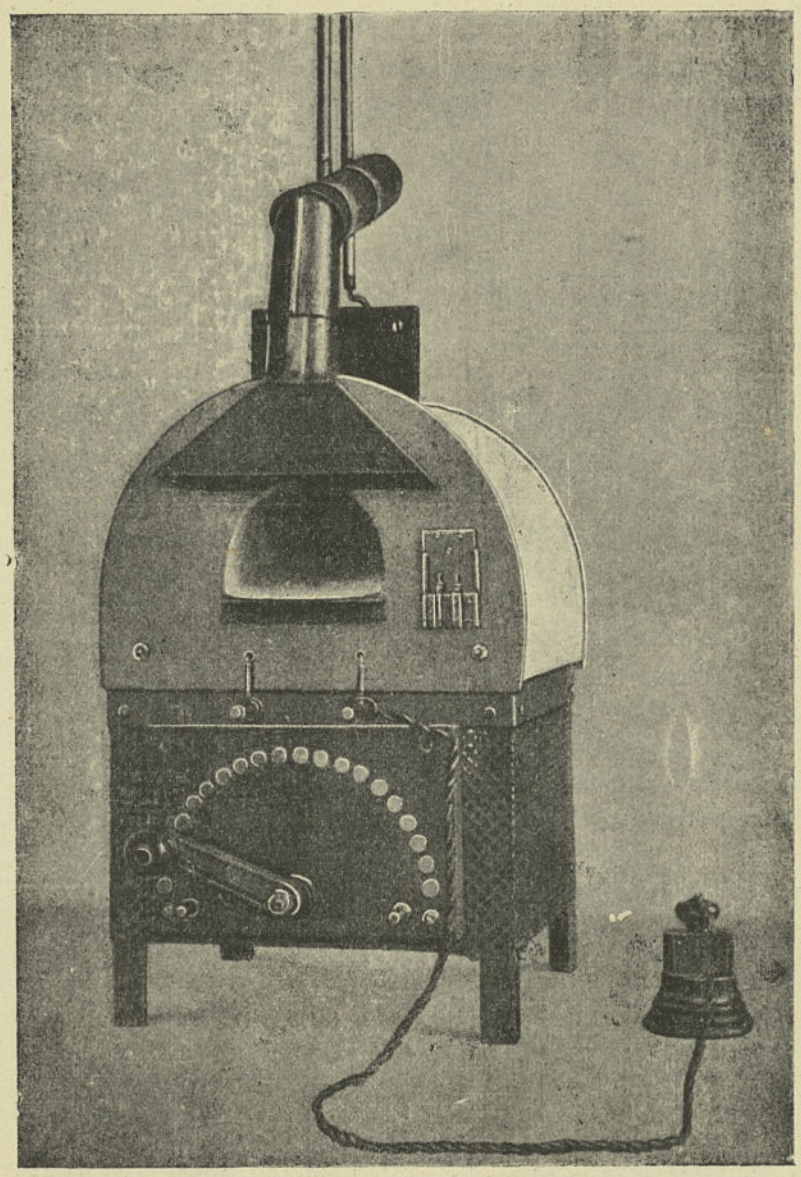


Fig. 156. — Four à résistance électrique breveté de Heræus.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

des enceintes chauffées très uniformément par des résistances en platine portées à l'incandescence par le passage du courant électrique.

A l'origine, pour chauffer à blanc des tubes en porcelaine, on avait employé des spirales en fil de platine. Mais le fil n'adhérant qu'imparfaitement aux parois, le chauffage n'était pas d'une régularité suffisante, et, inconvénient très grave, l'échange imparfait de chaleur entre les spirales et les parois du tube obligeait de porter le fil à une température notablement supérieure à celle que devait avoir l'enceinte.

On évita ces inconvénients par la substitution aux fils de bandes de tôles de platine suffisamment minces pour s'appliquer d'une façon parfaite aux parois de l'enceinte. La tôle de platine servant à cet usage a une épaisseur de $0^{m},007$ et pèse $1^{gr},5$ au décimètre carré. L'emploi de ces bandes a, en outre, l'avantage de réduire des 5/6 le poids du platine entrant dans la construction des appareils et, par conséquent, d'en abaisser considérablement le prix.

Ainsi transformés, les fours à tube en porcelaine, excellents pour d'autres usages, ne purent point encore être employés pour chauffer des pièces d'acier ; car on reconnut vite que le tube en porcelaine chauffé à blanc éclatait infailliblement quand on y introduisait un corps froid.

Cette difficulté fondamentale fut vaincue par la substitution au tube en porcelaine de moufles ou de caisses en argile réfractaire de Berlin, matière qui, même chauffée au blanc éblouissant, supporte sans éclater le contact de pièces froides.

Dans ces nouveaux fours, construits spécialement en vue du chauffage pour la trempe, les résistances en feuille de platine sont remplacées par des treillis de platine à mailles très fines noyées dans la pâte des moufles.

Ces treillis ont l'avantage de pouvoir s'employer, quelle que soit la forme des moufles.

Autant qu'on peut en juger, la température de ces fours se règle très facilement, entre 700 et 1.200° au moyen des rhéostats régulateurs.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

VOLTAGE : 65 A 220 VOLTS

TYPE	NUMÉROS	DIMENSIONS DE L'ENCEINTE		TEMPÉRATURE en DEGRÉS (centigrades)	DÉPENSE D'ÉNERGIE (watts)	
		LARGEUR mm.	LONGUEUR mm.			
H	1	30	200	800°	300	Pour aciers ordinaires, le four atteint sa température en 20′ environ. Pour aciers à outils à coupe rapide, le four atteint sa température en 30′ environ. Il est toujours muni d'un rhéostat régulateur pour que cette température très élevée ne soit pas atteinte trop vite.
	2	50	250	800°	600	
RH	1	30	200	1250°	800	
	2	50	250	1250°	1200	

Le tableau ci-dessus résume les données principales relatives aux fours Heræus.

Les fours Heræus (*fig.* 155 et 156) qui fonctionnaient à l'Exposition de Vienne ont des dimensions plus grandes que celles qui sont indiquées précédemment ; l'enceinte de l'un a 0m,50 de long, 0m,30 de large, 0m,45 de haut ; celle de l'autre, 0m,40 de long, 0m,20 de large, 0m,30 de haut ; ces fours ne peuvent chauffer que jusqu'à 1.100°.

Comme four électrique à bain de sel, on connaît un type extrêmement intéressant, qui n'a contre lui qu'un seul défaut, son prix très élevé.

C'est le four breveté de la Société d'Électricité Körting frères, de Berlin, construit par la Société Générale d'Électricité (*fig.* 157 à 159).

Il répond à ces deux desiderata : atteindre et maintenir au bain de sel la température de 1.300°, irréalisable avec d'autres systèmes, avoir dans toute l'étendue du bain une température homogène et par conséquent facile à déterminer.

Les sels employés sont les suivants :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

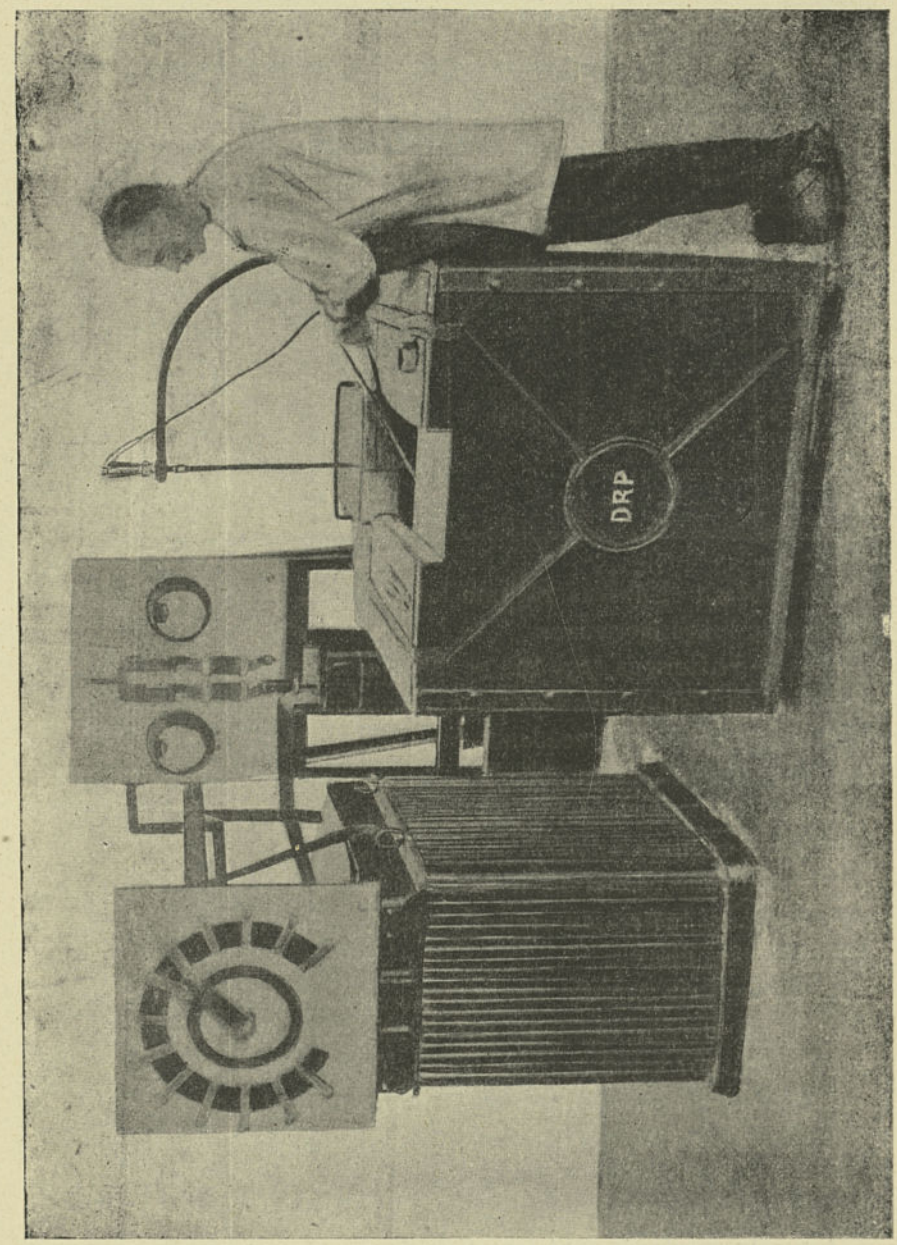


Fig. 157. — Four électrique à bain de sels système breveté de la Société d'Electricité Körting frères de Berlin, construit par la Société Générale d'Electricité : A. E. G. de Berlin.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Pour chauffer à plus de 1.000° : chlorure de baryum ; point de fusion : 950° environ.

Pour chauffer à moins de 1.000° : mélange de chlorure de baryum et de chlorure de potassium dans le rapport de 2 à 1 ; point de fusion : environ 670°.

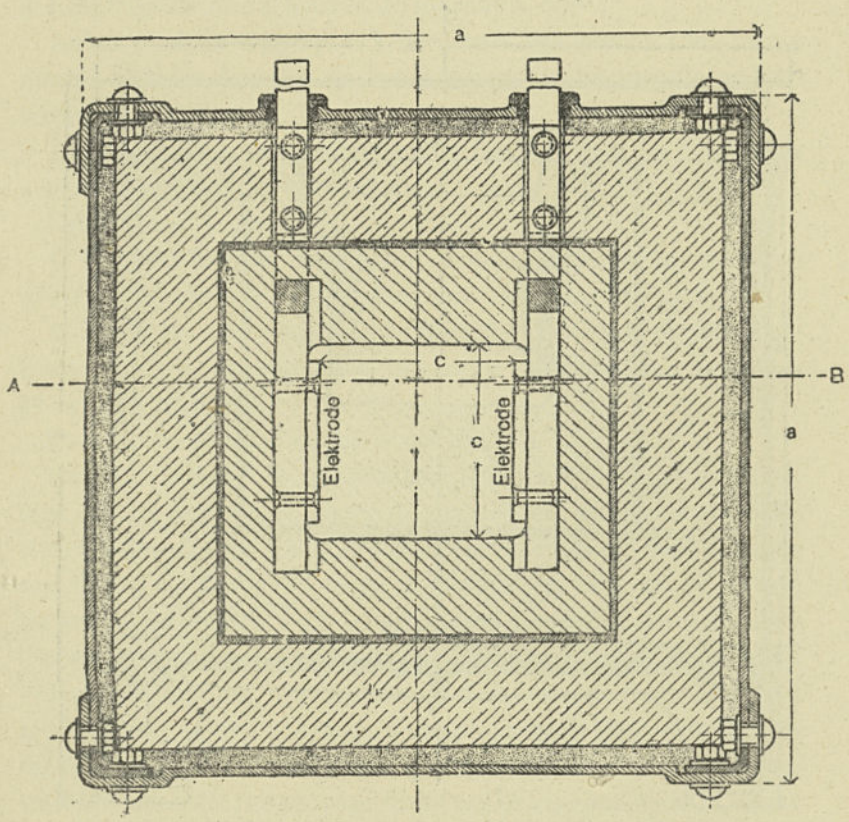


Fig. 158. — Four électrique à bain de sels système breveté de la Société Körting frères de Berlin. Plan.

Le chlorure de baryum coûte en Allemagne 0 fr. 41 le kilogramme, et le chlorure de potassium 0 fr. 31.

Les constructeurs indiquent qu'en marchant à 1.300° la consommation de sel par journée de dix heures s'élève à peu près à 1 kilogramme.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le four proprement dit se compose d'un creuset en terre ultra-réfractaire, entouré d'une enveloppe d'amiante à laquelle fait suite une maçonnerie en briques alumineuses très réfractaires. Cet ensemble repose dans une caisse en fonte ; le vide entre les parois de la caisse et le massif en briques est garni d'un cou-

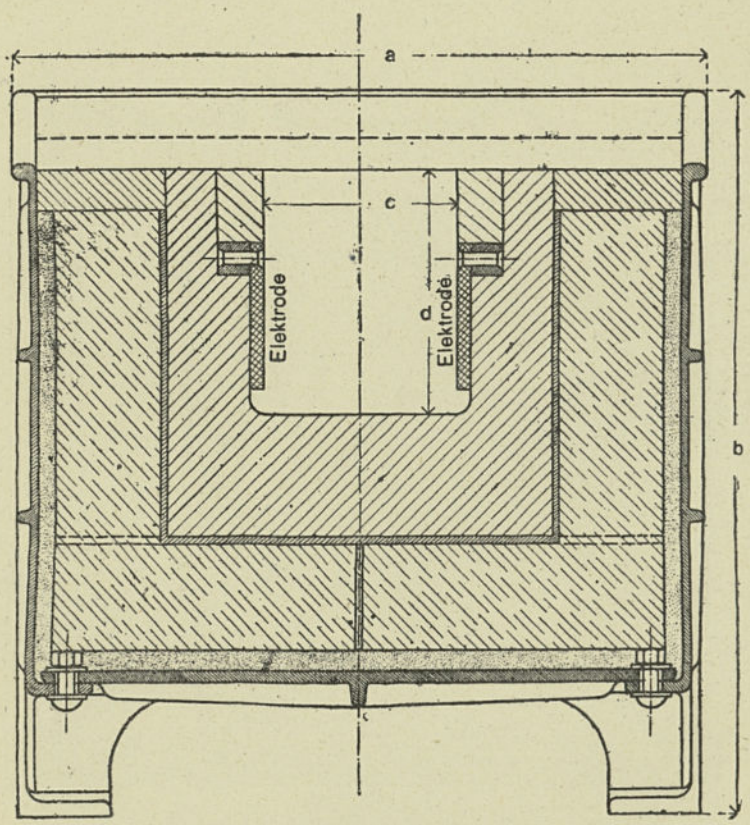


Fig. 159. — Four électrique à bain de sels, système breveté de la Société Körting frères de Berlin (coupe).

lis réfractaire. Cette construction réduit à des valeurs insignifiantes les pertes de chaleur par rayonnement.

Dans le creuset, plongent, comme on le verra sur la coupe (*fig.* 159), des électrodes en fer forgé.

Afin d'éviter des phénomènes fâcheux d'électrolyse, on n'emploie jusqu'à présent que des courants alternatifs.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Malgré cela, par suite de la faible fréquence des courants industriels, les électrodes s'usent à la longue ; le fer est précipité au fond du creuset, d'où on le retire facilement à l'aide d'une truelle.

La durée des électrodes est d'environ cent heures de marche à 1.300° ou de mille heures de marche à 850°.

Aussi s'est-on appliqué à donner à ces pièces une forme simple et à les disposer de façon à pouvoir les remplacer facilement.

Des conducteurs également en fer forgé relient les électrodes à un transformateur régulateur.

Cet appareil a pour but :

1° De transformer en courant à basse tension le courant à pression normale que possèdent généralement les usines;

2° D'opérer, en permettant de modifier, à volonté et entre certaines limites, la résistance du circuit primaire, la régulation de la température.

La tension de mise en route est de 50 à 55 volts.

Une fois atteinte la température qu'on a fixée pour le chauffage, la tension de courant nécessaire au maintien de cette température est de 5 à 25 volts. Pour la mise en route, on se sert d'une électrode de secours mobile; on sait, en effet, que les sels métalliques, bons conducteurs lorsqu'ils sont portés à l'incandescence, sont mauvais conducteurs à froid; à l'aide de l'électrode mobile, qui, appliquée d'abord sur l'une des électrodes fixes, se déplace jusqu'à s'appliquer sur l'autre, on détertermine la fusion d'une petite quantité de sel. Puis la fusion, une fois amorcée, se propage toute seule à mesure que la résistance du bain diminue. Pendant la période de chauffage, la température se mesure au pyromètre à couple thermo-électrique. Mais, une fois la mise au point obtenue, il suffit, pour vérifier la constante de température du bain, de consulter l'ampèremètre qui fait partie de l'appareil du four.

Des essais nombreux ont permis de vérifier :

1° Que la température du bain est pratiquement constante dans toute l'étendue d'une même tranche horizontale;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

2° Que, dans le sens vertical, la température devient constante dès qu'on descend à plus de 15 millimètres au-dessous de la surface libre du liquide.

Une pièce chauffée dans le bain aura pris sa température quand elle aura pris la couleur du bain. La température du bain étant constante, la pièce chauffée prendra elle-même une température constante; aucune partie n'en pourra donc être surchauffée; en outre, protégée pendant son passage du bain de chauffe au bain de trempe contre toute action atmosphérique (par l'adhérence d'une mince couche de sel), elle sortira du bain de trempe propre et avec un bel aspect métallique.

Voici les dimensions courantes des fours Körting :

CREUSET	MODÈLES N°s			
	I	II	III	IV
Section en millimètres.....	120/120	150/150	200/200	300/300
Profondeur.....	120	170	270	370

Chacun de ces modèles est établi en vue d'un chauffage à 850, 1.150 ou 1.300° maximum.

Voici, d'autre part, les consommations d'énergie qu'indiquent les constructeurs :

TEMPÉRATURE MAXIMUM	MODÈLES N°s			
	I	II	III	IV
	kw.	kw.	kw.	kw.
850°.....	3	4,5	8,5	20
1.150°.....	5,5	9	16	36
1.300°.....	7,5	12	22	48

Enfin, voici des données spéciales relatives aux deux fours électriques Körting qui fonctionnaient à l'Exposition (tremperie Bohler et Cie) :

Four à chlorure de baryum. — Volume utile du creuset :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

section, 200/200 ; profondeur, 350 millimètres ;

Consommation d'énergie pendant la fusion.....	13 à	15	kw.
— — après —		8	—
— par cm³ de bain.....		0,64	—

Tel que nous venons de le décrire, le four électrique Körting frères réunit les avantages reconnus des fours à bains de sels à ceux d'un chauffage très rapide, bien uniforme et facilement réglable. Il présente l'inconvénient d'un prix élevé d'installation et d'achat et d'une consommation importante de courant.

Précautions à prendre pendant le chauffage. — On peut indiquer sous forme de règles simples les précautions à prendre pendant le chauffage qui précède la trempe.

1° *Il faut soustraire le métal au produit de la combustion.* — Nous avons vu les différents fours qui réalisent cette condition.

On peut, à leur défaut, disposer les pièces d'acier dans des matières protectrices en poudre ou en fragments très fins qui empêchent le contact avec les gaz : la magnésie, la chaux, les cendres et surtout les copeaux très fins de fonte donnent satisfaction. Avec la fonte, il ne faut pas que la température soit trop élevée, sans quoi il y a légère cémentation ;

2° Il faut que le métal soit chauffé aussi uniformément que possible.

Nous avons vu à ce sujet l'avantage que présentent les fours à bains métalliques ou salins ;

3° Il faut que la température soit rigoureusement définie (à 25° près et même moins). D'où la nécessité de fours à température facile à régler : fours à gaz, fours électriques ;

4° Il faut chauffer le métal aussi rapidement que possible sans pour cela qu'aucune partie ne prenne une température supérieure à celle nécessaire.

D'où les deux méthodes de chauffage que nous avons indiquées plus haut.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE XVIII

DIVERSES MÉTHODES DE TREMPE

Les principales méthodes industrielles de trempe sont :

1° La trempe ordinaire ;

2° La trempe interrompue ;

3° La trempe à deux bains ;

4° La trempe dans un volume déterminé de liquide ;

5° La trempe par jet d'eau ;

6° La trempe à l'air.

Trempe ordinaire. — La méthode ordinaire de trempe consiste à plonger la pièce dans le bain et à ne l'en tirer que lorsqu'elle est complètement refroidie.

Pour cela, après agitation, on dépose souvent la pièce sur un faux fond placé dans le bain.

Nous ne reviendrons pas ici sur la nature du bain et son influence. Nous ajouterons seulement qu'il n'est pas toujours utile de chercher à avoir une très grande dureté, car on obtient simultanément une grande fragilité.

On sait que les bains d'huile, de suif, etc., etc., permettent de remédier à cet inconvénient.

Trempe interrompue. — La trempe interrompue consiste essentiellement dans un abaissement brusque de la température du métal jusqu'aux environs de 400°, suivi d'un refroidissement lent.

On pratique cette trempe de deux façons :

On plonge la pièce dans un bain dont la température est un peu inférieure à 400° (on emploie à cet effet un bain métallique, plomb ou alliage), et on la retire rapidement de façon que la chaleur conservée par l'âme de la pièce produise le revenu nécessaire.

On peut aussi utiliser un bain à la température ordinaire et

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

retirer la pièce plus rapidement. Dans ce cas, la chaleur interne de la pièce intervient seule, tandis que, dans la première méthode, la température du bain limite l'abaissement de la température.

On conçoit de suite les inconvénients de la méthode nommée « trempe interrompue ». Il est évidemment très difficile d'avoir des résultats constants; le facteur *temps* qui intervient ici est toujours de valeur très faible et, par conséquent, difficile à définir exactement.

La moindre variation dans le temps peut amener des changements énormes dans le résultat final.

Trempe à deux bains. — Dans cette méthode, on trempe d'abord le métal dans un bain actif et on le plonge ensuite dans un bain qui agit moins rapidement.

Un exemple classique de cette méthode est donné par la trempe des obus : le métal étant porté au rouge, la pointe est plongée dans l'eau, puis le tout est jeté dans un bain d'huile jusqu'à complet refroidissement.

On emploie également la trempe à deux bains pour certains outils qui, après la trempe à l'huile, ne sont pas suffisamment durs et qui produisent des *tapures* dans la trempe à l'eau.

Trempe à volume de liquide limité. — Nous avons déjà parlé de cette méthode à propos des recherches récentes de Henry Le Chatelier. Rappelons qu'elle consiste à tremper la pièce dans un poids d'eau (ou d'un autre liquide) variant entre une à deux fois celui de la pièce. Dans ces conditions, le liquide, s'échauffant par la trempe, le revenu se fait de lui-même.

Trempe par filet d'eau. — Cette trempe, dont nous avons dit un mot, consiste à projeter un filet d'eau sur une pièce ou partie de pièce. Nous en verrons divers emplois ultérieurement.

Trempe à l'air. — La trempe à l'air, opération qui est devenue courante avec les aciers à outils à coupe rapide (que nous étudierons spécialement plus loin), la trempe à l'air est cepen-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

dant appliquée dans quelques autres cas intéressants : quand on a porté un acier à la température voulue pour le recuit et qu'on le laisse refroidir à l'air, on améliore considérablement l'acier ; on obtient des résultats supérieurs à ceux que l'on a avec l'acier recuit et refroidi lentement.

Cette opération est particulièrement à conseiller avec l'acier doux ou demi-dur.

Trempe par écrouissage. — Clémandot a indiqué un procédé de trempe par écrouissage.

Nous avons déjà dit que l'écrouissage abaissait les points de transformation et que, par conséquent, s'il était suffisamment important, il pouvait créer une trempe. En pratique, on n'a jamais trouvé cependant d'aciers trempés par écrouissage.

Le procédé Clémandot, qui était destiné surtout à la trempe des aimants consiste à comprimer le métal entre deux plateaux métalliques d'une presse. Ici, la trempe est due, peut-être en partie à la compression, mais aussi au refroidissement du métal en contact des plateaux. D'ailleurs, ce procédé ne paraît pas s'être développé.

Trempe au refroidissement. — A ces méthodes, dans lesquelles on a supposé que le métal était trempé sensiblement à la température de chauffage, il faut ajouter la trempe au refroidissement qui évidemment peut se combiner avec les trempes déjà indiquées; elle consiste à porter le métal à une température plus élevée que celle de trempe (ce qui facilite la dissolution du carbure et l'homogénéisation de la solution) et à tremper au refroidissement à la température convenable. Ainsi on chauffera un acier donnant 60 kilos de charge de rupture à 900-950° et on le trempera à 800-825°. Il y a là cependant quelques difficultés dans la mesure des températures. Cette méthode donne en bonne pratique d'excellents résultats, notamment pour les aciers hypeructectiques. Il est très probable qu'en faisant intervenir le facteur : *temps de chauffage avant trempe*, on arriverait aux mêmes effets.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE XIX

ACCIDENTS DE TREMPE

PRINCIPAUX ACCIDENTS DE TREMPE

Nous étudierons successivement les principaux accidents qui peuvent survenir dans la trempe.

Décarburation. — Généralement, l'atmosphère d'un four de trempe est oxydante; on peut évidemment régler l'arrivée des gaz et de l'air de façon à se trouver en milieu réducteur ; mais le mouvement continuel de la porte du four, mouvement nécessité par la trempe, permet à l'air extérieur de rentrer et transforme ainsi le milieu réducteur en milieu oxydant.

Il arrive donc que les pièces s'oxydent dans le four, se recouvrent de « calamine », ce qui présente un double inconvénient: d'une part, la pièce est détériorée suivant une couche plus ou moins profonde, et le sablage qui suit généralement la trempe n'enlève pas complètement l'altération subie ; d'autre part la couche d'oxyde protège le métal contre l'action du bain de trempe.

Il est donc absolument nécessaire de se mettre à l'abri de l'oxydation. Pour cela, il faut d'abord maintenir, autant que faire se peut, l'atmosphère réductrice dans le four. Il faut éviter, de plus, que les pièces soient en contact avec les gaz ;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

pour cela on peut, comme nous l'avons déjà dit, mettre les pièces dans une cornue protectrice ou utiliser un bain métallique, notamment un bain de plomb ou de sel. On peut encore placer les pièces au milieu d'une matière qui les protège contre l'action des gaz : on peut utiliser à cet effet la chaux, la magnésie, ou mieux les cendres de charbon, le fraisil, les copeaux de fonte, etc.

Toutefois, cette façon d'opérer complique assez les manipulations, du fait que les pièces noyées dans une poudre sont difficiles à retirer au moment de leur immersion.

De plus, cette oxydation superficielle entraîne la décarburation, laquelle peut être suffisamment importante pour que la dureté superficielle après trempe soit singulièrement diminuée.

Tapures. — Ici nous sommes obligés d'entrer dans quelques détails théoriques. On sait que l'on appelle « tapures » les fentes généralement imperceptibles qui se produisent pendant le brusque refroidissement que subit le métal.

C'est un phénomène bien connu et qui a amené parfois des accidents très graves (notamment des ruptures de pointes d'obus) ; un morceau de métal peut se détacher brusquement de la pièce.

Ce phénomène s'explique aisément : pendant le refroidissement, les différents points de la pièce sont à des températures différentes ; la transformation que nous avons analysée en détail, dans un chapitre précédent, ne se produit pas partout en même temps, étant donné qu'elle a lieu avec changement de volume, il se produit des tensions internes qui peuvent atteindre une valeur énorme et produire la rupture de parties transformées et par conséquent fragiles.

Industriellement parlant, le point essentiel à retenir est le suivant : ces tapures, qui ne se produisent en général que dans les aciers durs et les aciers spéciaux, peuvent être évitées en diminuant la vitesse de refroidissement.

Il y a divers procédés qui permettent de ne pas les redouter : les trois plus sûrs consistent soit à tremper dans l'eau surmontée

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

d'une faible couche d'huile (2 à 3 centimètres), qui diminue la vitesse de refroidissement, soit à utiliser des bains de trempe de volume relativement faible, de façon qu'au refroidissement succède immédiatement un léger revenu, soit enfin de retirer la pièce du bain de trempe avant qu'elle soit entièrement refroidie.

L'inconvénient de cette dernière méthode consiste dans les difficultés que l'on éprouve à se placer toujours dans les mêmes conditions et, par conséquent, à obtenir un résultat constant.

Déformations. — Les déformations qui accompagnent la trempe constituent assurément le plus grave inconvénient de ce traitement.

Pour les éviter, ou du moins pour les rendre aussi minimes que possible, il est plusieurs règles dont on ne doit s'écarter que lorsqu'on ne peut pas faire autrement.

Ces règles sont les suivantes :

1° Tremper la pièce suivant son principal axe de symétrie et de façon que le liquide baigne la plus grande surface. A moins de se trouver en présence de très petites pièces comme les aiguilles, les rivets, le métal ne doit jamais être jeté à même dans le bain de trempe.

Un axe sera trempé verticalement ; un engrenage suivant son plan, etc.

Toutefois, il faut que la pièce soit agitée dans le bain, de façon à détruire la gaine de vapeur qui a tendance à se former autour de la pièce et qui la protégerait contre le refroidissement.

Lorsqu'on se trouve en présence de pièces creuses, comme par exemple les fusées d'essieux, il est impossible de les tremper verticalement, sous l'influence de la vapeur produite au moment de l'immersion du bain, il y a projection de liquide chaud. Pour éviter cela et tremper cependant suivant l'axe, on peut les boucher aux deux extrémités au moment de la trempe.

Quand une pièce possède des épaisseurs différentes, on doit,

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

autant que possible, introduire la pièce dans le bain, de façon que les parties les plus fortes de la pièce entrent les premières.

2° Ne tremper que des pièces ayant subi un recuit ; il faut nous arrêter sur cette considération. Lorsqu'on prélève dans une barre une pièce quelconque, axe, engrenages, etc., il ne faut pas oublier que le métal a été écroui par le forgeage ou le laminage. Il en est *a fortiori* de même d'une pièce matricée, pour un galet qui doit servir à faire un engrenage par exemple, etc.

Or, ce métal écroui, chauffé à une température convenable (750-800°), perdra cet écrouissage, ce qui est démontré par une diminution de la limite élastique et de la charge de rupture, une augmentation des allongements et des strictions. Mais en même temps qu'a lieu ce *recuit*, se produit généralement une déformation.

Au point de vue pratique, que faut-il conclure de là ?

Si l'on chauffe, en vue de la trempe, une pièce prélevée dans un métal écroui, cette pièce a grand'chance de se déformer pendant le recuit, et de donner, de par là même, un très mauvais résultat à la trempe.

Il est incontestable que, des déformations attribuées à la trempe, un grand nombre sont imputables au chauffage qui précède la trempe et occasionnées par l'emploi de métal écroui.

La règle pratique qui découle de ce fait est donc la suivante :

Pour obtenir le minimum de déformation dans l'opération de la trempe, il est nécessaire d'*approcher* simplement la pièce, de la recuire (ceci pour détruire l'écrouissage occasionné par le traitement mécanique), de l'amener ensuite aux cotes voulues et de la tremper. On peut encore prendre l'acier avant tout travail, le recuire, l'amener à la forme désirée et le tremper.

Cette façon d'opérer présente l'avantage suivant : le travail aux machines-outils a lieu sur acier recuit et non sur acier brut de laminage ou de forgeage ; il est, de ce fait, plus aisé et plus régulier. Mais elle présente un inconvénient parfois

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

très grand : les outils que l'on utilise pour le travail occasionnent eux-mêmes un certain écrouissage, qui entraîne alors des déformations à la trempe.

Bref, le premier soin à avoir, lorsqu'on veut éviter le plus possible les déformations à la trempe, consiste à ne chauffer en vue de la trempe que des *aciers préalablement recuits*.

4° Pour des pièces compliquées, il est nécessaire parfois d'utiliser soit des frettes, soit des supports qui empêchent le gauchissement de se produire, soit pendant le chauffage, soit durant le refroidissement ;

5° Lorsqu'une pièce n'a été chauffée que partiellement (trempe partielle), il est nécessaire, pour éviter les transformations, de l'immerger de façon qu'elle trempe bien au-dessous de la partie chauffée.

REDRESSEMENT DES PIÈCES VOILÉES

On peut distinguer plusieurs procédés de redressement :

Dietlen conseille le suivant : L'objet trempé est placé sur une pièce de fer contre laquelle on l'assujettit au moyen de serre-joints en fer, de telle façon que la courbure qu'il s'agit de lui faire prendre présente sa concavité du côté de la pièce de fer. On chauffe lentement le tout sur un feu de coke. Dès qu'on voit apparaître sur l'acier la couleur jaune de recuit on presse avec une vis sur le point le plus saillant de la courbure, et on continue ainsi jusqu'à ce que le profil voulu soit atteint, après quoi on refroidit en arrosant avec de l'eau le côté qui était trop convexe, et la forme que l'on a obtenue de cette façon se conserve après l'enlèvement des vis et des serre-joints. Lorsque le défaut est faible, il suffit quelquefois, pour le faire disparaître, de chauffer légèrement la face trop concave et d'arroser la face opposée.

Reiser indique les procédés suivants :

Pour redresser les pièces qui doivent servir *sans être recuites*

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ou *après un recuit insignifiant*, on les réchauffe à la température de la main, afin de diminuer un peu leur fragilité sans changer leur dureté, on les met sur un bloc de cuivre chauffé au même degré, et en agissant peu à peu avec des vis de pression, on les amène à la forme voulue ; après quoi on les laisse refroidir en maintenant le serrage.

Si le recuit est moins faible et l'acier moins dur, on prend un marteau à panne très étroite, arrondie, et parallèle au manche ; puis on frappe à très petits coups répétés.

La pièce doit être à la température de la main et bien porter sur l'enclume vis-à-vis du point où le marteau frappe. La face qui reçoit les coups est celle dont les molécules sont trop resserrées, c'est-à-dire, en général, la face concave. Le martelage écarte ces molécules en étirant ce côté de la pièce jusqu'à ce que l'on obtienne la forme désirée. Les coups doivent se succéder dans le sens de la courbure et non pas obliquement. Il faut qu'à chaque coup toute la panne du marteau porte bien sur l'acier. Pendant cette opération c'est la pièce seule qu'on déplace. L'étirage ne devant se produire qu'à la surface du côté frappé, le marteau doit être léger et les coups relativement faibles, sinon la pièce s'étirerait dans toute son épaisseur et, au lieu d'obtenir le résultat désiré, il pourrait se faire que, la déformation devenant plus grande, on arrivât à provoquer la rupture.

Pour redresser les pièces minces et élastiques recuites au bleu telles que les lames d'armes blanches, on les plie successivement par petites portions dans toute leur longueur en sens contraire de la courbure qu'il s'agit de faire disparaître. On profite pour cela de la chaleur qu'elles conservent immédiatement après le recuit. On prend simplement, comme points d'appui, deux chevilles plantées dans un établi à 8 millimètres l'une de l'autre, ou bien on se sert d'une rainure de dressage.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

DE L'INSUCCÈS DES OPÉRATIONS DE TREMPE ET DE LEURS CAUSES

Nous nous reporterons à la Conférence faite à l'Exposition de Vienne par Heckel et résumée par Rosambert dans la *Revue de Métallurgie* (n° d'avril 1907).

Nous énumérerons rapidement les insuccès des opérations de trempe, surtout pour les outils, et leurs causes.

Les principales erreurs que l'on peut commettre sont les suivantes :

1° Par économie, commodité ou pour toute autre cause, on emploie à la confection d'un outil un morceau d'acier qu'on a précisément sous la main ; résultat généralement déplorable. Il arrive aussi qu'en choisissant, on choisisse mal ; remède : consulter le producteur ;

2° Certains outilleurs se figurent que, pour sectionner une barre, il suffit d'y faire une légère entaille, puis de frapper à grands coups de marteau. Cela suffit effectivement pour casser la barre ; mais cela brise également la structure. Les fentes ainsi formées s'agrandissent par le travail à chaud, jusqu'à rendre inutilisable toute la pièce. On doit soit entailler la barre sur tout son pourtour, de façon qu'un léger coup de marteau puisse suffire pour la sectionner, soit, ce qui vaut mieux encore, pratiquer la rupture à chaud à l'aide d'une tranche bien vive ;

3° Une opération à laquelle généralement on attache trop peu d'importance, c'est le recuit. Le recuit est nécessaire pour détruire certaines tensions provenant du forgeage. Un acier à outil bien recuit présente toujours un grain plus gros que ce même acier non recuit. La différence est d'autant plus sensible que la température de forgeage a été plus basse. On ne peut donc pas, de l'aspect de la cassure, conclure d'une façon absolue à la qualité du métal. Un acier Martin, de qualité ordinaire, forgé à basse température, peut présenter une cassure plus belle qu'un acier fin forgé à température plus élevée. L'aspect de la cassure ne peut fournir d'indication que pour la compa-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

raison entre deux aciers trempés. Non recuit, l'acier subit par la trempe des variations de volume plus considérables que l'acier préalablement recuit. On utilise parfois cette propriété : soit une filière agrandie par l'usage; on peut la rétrécir par une simple trempe. Si, cette opération effectuée, on recuit la filière et qu'on l'ajuste exactement au diamètre voulu, puis qu'on la trempe à nouveau, elle conservera après trempe son diamètre primitif;

4° Lorsqu'un outil s'est fendu par la trempe et que la cassure présente un aspect homogène, velouté, mat, la trempe en elle-même n'est pas la cause de l'insuccès. Si, au contraire, la cassure est cristalline à gros grains brillants, le métal a été surchauffé ou brûlé ;

5° L'outilleur doit, dans la forme qu'il donne à l'outil, éviter les variations brusques de section qui peuvent donner naissance à des criques ;

6° Dans les pièces trempées, on relève parfois des zones où le métal est resté doux, bien que l'aspect de la cassure indique une température de trempe convenable. Cela peut provenir de ce que la barre qui a servi à confectionner l'outil avait des dimensions trop justes. La croûte extérieure de la barre forgée est restée dans l'outil fini; cette croûte toujours plus ou moins décarburée trempe mal. Remède : employer une barre assez grosse pour pouvoir enlever la croûte et avoir encore assez de matière pour la confection de l'outil ;

7° Les outils longs (forets, tarauds, etc.) se voilent ou gauchissent parfois par la trempe ; cela provient soit d'un chauffage inégal, soit d'un recuit insuffisant avant la trempe;

8° Les outils forgés doivent être recuits après forgeage. Le refroidissement de l'outil doit être lent ;

9° On ne doit chauffer à feu ouvert que les outils dont une petite partie doit être trempée. Les outils qui doivent être trempés en entier ne doivent pas être chauffés à feu ouvert. Leur chauffage doit être lent, de manière que toute la pièce puisse prendre la température prescrite sans qu'aucune partie n'en soit surchauffée. Un chauffage inégal conduit à des

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

tensions qui peuvent faire éclater l'outil au moment de la trempe ;

10° Si les angles vifs et les arêtes saillantes n'ont pas pu s'éviter, il est utile de les protéger contre un refroidissement trop brusque en les enduisant d'argile, de mastic ou de pâte ;

11° Pour la trempe de grosses pièces massives, il est avantageux, quand on peut le faire, de les percer suivant leur grand axe. Pour les cylindres de laminoirs, par exemple, cela peut toujours se faire. Par l'orifice ainsi formé la chaleur des parties centrales de la pièce s'évacue facilement au moment de la trempe ;

12° L'eau doit avoir 20° environ ; elle doit être assez abondante pour ne point notablement s'échauffer. La pièce à tremper, une fois plongée dans l'eau, doit y être maintenue en mouvement.

On voit que la trempe n'est pas sans offrir certains risques.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE XX

RECUIT ET REVENU DES ACIERS ORDINAIRES RÉSULTATS

PRATIQUE ET EFFETS DU RECUIT SUR ACIERS LAMINÉS OU FORGÉS

Le recuit peut se faire sur des aciers laminés, forgés, étirés ; en un mot, soit sur métal écroui, soit sur des aciers trempés; dans ce cas, le recuit détruit *complètement* l'effet de la trempe ; tandis que le revenu ne le détruit que partiellement.

D'après ce qui a été dit dans la première partie (chap. V), le recuit doit être effectué à une température légèrement supérieure au point de transformation le plus élevé.

Le temps de séjour à cette température doit être suffisant pour que toute la pièce l'ait bien atteint, mais ne doit pas être prolongé au delà.

Le recuit d'un acier ordinaire écroui abaisse généralement la charge de rupture et la fragilité ; il augmente les allongements et la striction.

Les effets du recuit sur métal écroui sont bien connus. Il nous suffira de reproduire ici le tableau donné par Howe dans son travail de la *Métallurgie de l'Acier*.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

C	NATURE DU MÉTAL	TEMPÉRATURE D'IMMERSION	DIFFÉRENCE 0/0 DE LA RÉSISTANCE à la traction — Trempé à l'eau	DIFFÉRENCE 0/0 DE LA RÉSISTANCE à la traction — Trempé à l'huile	DIFFÉRENCE 0/0 D'ALLONGEMENT de la barre non recuite — Trempé à l'eau	DIFFÉRENCE 0/0 D'ALLONGEMENT de la barre non recuite — Trempé à l'huile	DIFFÉRENCE de RÉSISTANCE élastique — Trempé à l'eau	DIFFÉRENCE de RÉSISTANCE élastique — Trempé à l'huile	PROPRIÉTÉS de L'ACIER NON RECUIT — Résistance à la traction en kg. par mm²	PROPRIÉTÉS de L'ACIER NON RECUIT — Allongement 0/0	PROPRIÉTÉS de L'ACIER NON RECUIT — Limite élastique en kg. par mm²
0,01	Fer forgé	non indiqué	+ 7,8		— 12				35,34		
0,08+	Acier Bessemer basique		+38,5		— 55				44,92		
0,01				+23		— 4		+ 83	39,37	34	19,68
0,15	Acier de Terre-Noire		+22	+26	— 42	— 12	— 64	+ 81	36,21	35,5	17,30
0,27	Acier sur sole de Terre-Noire			+36		— 45		+ 16	56,10	24	36,15
0,31	— —			+33		?		+ 17	59,60	25,5	37,72
0,31	— —			+30		— 44		+ 23	55,10	23,5	33,34
0,34				+12		+ 14			52,23	20	2[illegible],17
0,35 ?	Acier Krupp pr frettes de canons.			+39		— 36		+ 15	54,80	7,4	26,00
0,35 ?	Acier du Creusot pour canons			+27		— 31		+ 45	55,12	18,7	26,00
0,40 ?	Acier Krupp pour canons		+17	+50	— 79	— 95			65,05	21,0	
0,41				+32		— 30		+100	51,18	23,0	22,00
0,45	Acier sur sole de Terre-Noire			+47		— 51		+ 58	51,70	24,5	26,25
0,47	— —			+62				+108	61,00	21,4	31,15
0,49	Terre-Noire		+73	+60	— 90	— 52	+100	+ 80	47,24	24,8	23,62
0,71	—		cassé à la trempe	+77	cassé à la trempe	— 60	cassé à la trempe	+161	61,42	10,0	28,35
0,87	—			+39		— 88		+190	77,17	8,4	31,50
1,05	Acier sur sole de Cambria			+39		+ 13		+ 44	102,22	5,5	58,21
1,05	Acier Bessemer Hogbo		+(58+)	+48	—100	—100			68,75	3,9	
1,16	Acier Uchatius Wikmanshyttan.	légèrement chauffé	+2		—100				98,32	4,6	
		fortement chauffé		—(61+)		—100					

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

EFFETS DU RECUIT EN TANT QU'INFLUENCÉ

Nos		TENEUR en CARBONE	RÉSISTANCE à la TRACTION	LIMITE D'ÉLASTICITÉ
1	Barres de 50mm × 50 millimètres en acier Bessemer de Fagersta, martelées hors de lingots carrés de 150mm × 150 millimètres	0,80	— 12,7	— 29
2		0,60	— 6,8	— 2,9
3		0,40	— 5,6	— 7,0
4		0,20	— 6,0	— 6,0
5	Moyenne de 4 précédents		— 7,6	— 11,2
6	Moyenne de résultats obtenus à l'aide de lingots carrés de 150 millimètres et de barres carrées de 125, 100, 75 et 50 millimètres martelées hors de ces lingots. Acier Bessemer de Fagersta	0,80	— 7,1	— 22,3
7		0,60	— 1,5	— 4,4
8		0,40	— 4,1	— 7,1
9		0,20	— 3,7	— 8,2
10	Moyenne des 4 précédents		— 4,13	— 11,86
11	Moyenne de résultats obtenus à l'aide de barres carrées de 75, 62,5, 50, 37,5, 25 et 12mm,5 martelées hors de lingots d'acier Bessemer de Fagersta	1,00	— 3,30	— 23,6
12		0,50	— 6,9	— 20,4
13		0,15	— 11,6	— 29,5
14	Moyenne des 3 précédents		— 7,2	— 24,5
15	Moyenne de résultats obtenus à l'aide de barres semblables à la série précédente (nos 11 à 14), mais laminées au lieu d'être martelées	1,00	— 5,0	— 23,3
16		0,50	— 3,7	— 8,6
17		0,15	— 6,8	— 10,9
18	Moyenne des 3 précédents		— 5,0	— 14,3
19	Cinq lots de tôles en acier sur sole de Chester épaisses de 12 à 18mm,5, Gatewod, p. 161.	Maximum	0,145	— 7,42
		Minimum	0,145	— 1,58
		Moyenne.	0,145	— 1,77
20	Trois tôles en acier sur tôle soigneusement recuite	0,18 à 0,26	— 4,7 à — 8,5	
21	Tôles d'acier représentant 90 0/0 de 25 coulées recuites sans soins	0,20	+ 5	
22	Barres d'acier 37,5 × 12,5 × 300 millimètres extrait des chiffres de A.-F. Hill	0,50	— 6	— 14
23		0,40	— 13	— 15
24		0,30	— 22	— 25
25	Barres d'acier écrouies au préalable par leur cisaillage hors des tôles	0,50	+ 12	+ 19
		0,40	+ 14	+ 25
		0,30	+ 23	+ 43
26	Barres d'acier écrouies au préalable par le martelage à froid	0,50	— 1	— 9
		0,40	— 2	— 19
		0,30	— 3	— 27

1. Augmentation (+) ou diminution (—) de la résistance à la traction produite par le recuit, pour 100 de leur

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

PAR LA TENEUR EN CARBONE

ALLONGEMENT	STRICTION	COEFFICIENT D'EFFICACITÉ	PROPRIÉTÉS DE L'ACIER AVANT LE RECUIT			
			RÉSISTANCE à la traction en kilog. par millimètre	LIMITE d'élasticité	ALLONGEMENT 0/0	FRICTION 0/0
+ 150	+ 158	+118	69,33	46,75	2,2	3,2
+ 25	+ 63	+ 17	68,81	33,53	10,2	28,4
+ 6	+ 9,8	+ 0,7	52,73	27,56	17,9	52,5
— 1,3	+ 4,6	— 7,3	42,13	24,75	25,5	61,3
+ 45	+ 57,6					
+ 70	+ 70	+ 58	53,40	37,59		
+ 110	+ 196	+119,7	65,16	29,39		
+ 21	+ 43	+ 16	45,70	22,45		
+ 16	+ 49	+ 13	39,65	19,54		
			47,98	27,23		
+ 88	+ 50	+189	69,75	51,55	2,6	6,2
+ 13	+ 28	+ 29	57,09	34,34	13,1	32,8
+ 5	+ 21	+ 2	42,75	28,55	20	55,2
			56,53	38,15	11,9	31,4
+ 58	+ 75	+140	74,36	47,73	3,5	6,7
+ 3	+ 69	+ 15	55,87	27,60	11,5	20,6
+ 3	+ 20	+ 2	39,95	19,90	26,2	56,4
			56,73	31,75	13,6	27,9
+ 23,16			46,75		28,05	
+ 2,67			44,33		19,95	
+ 12,52						
de + 6,3		de + 0,1				
à + 8,4		à + 5				
— 4						
+ 23		+ 15	68,33	39,86	18	
+ 29		+ 13	63,90	34,66	17	
+ 21		— 7	53,71	50,30	24	
+ 131			58,30	35,12	5,2	
+ 101			53,00	29,00	8,3	
+ 179			48,77	21,30	11,3	
+1057			64,54	50,35	0,7	
+ 513			61,55	45,10	2,3	
+ 394			60,02	44,80	3,4	

valeur primitive.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE DU RECUIT

		VALEUR POUR LE MÉTAL PRIMITIF (NON RECUIT)			
		résistance à la traction en kg. par mm²	limite élastique en kg par mm²	allongement 0/0	striction 0/0
Acier à 0,30 0/0 de carbone.....		52,70	30,45	20	35
		AUGMENTATION 0/0 PAR LE RECUIT			
Valeurs déduites des chiffres de A.-F. Hill.	Recuit au rouge naissant.....	— 6	— 6	+ 15	+ 9
	Recuit au rouge cerise sombre.....	— 16	— 18	+ 40	+ 26
	Recuit au rouge cerise clair.....	— 23	— 29	+ 80	+ 51

INFLUENCE DE LA SECTION SUR LES EFFETS DU RECUIT

DIAMÈTRE DES BARRES en millimètres	RÉSISTANCE à la TRACTION		LIMITE D'ÉLASTICITÉ		ALLONGEMENT		STRICTION	COEFFICIENT D'EFFICACITÉ	
	laminé	martelé	martelé	laminé	martelé	laminé	laminé	martelé	laminé
Moyenne des résultats obtenus avec de l'acier à 1,0, 0,5 et 0,15 0/0 de C:									
12,7 × 12,7	—12	—15,1		—16	+ 27	— 6	+ 25	+ 9	— 16
25,4 × 25,4	— 6	— 8,7		—12	+ 11	— 7	+ 32	+ 2	— 13
38,1 × 38,1	— 2	— 3,5		—12	+ 65	+ 40	+ 78	+ 59	+ 39
50,8 × 50,8	— 3	— 2,7		—14	+ 75	+ 60	+ 94	+ 72	+ 22
63,5 × 63,5	— 3	— 7,6		—18	+111	+160	+289	+107	+153
76,2 × 76,2	— 4	— 2,9		—15	+180	+ 97	+164	+184	+ 87
Moyenne des résultats obtenus avec de l'acier à 0,8, 0,6, 0,4 et 0,2 0/0 de carbone:									
50,8 × 50,8	—7,7				+ 45		+ 57	+ 32	
76,2 × 76,2	—6,4				+ 64		+ 96	+ 54	
101,6 × 101,6	—2,7				+ 38		+ 43	+ 34	
127 × 127	—4,7				+ 22		+ 46	+ 16	
152,4 × 152,4	—0,3				+189		+169	+109	

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

INFLUENCE DU RECUIT DANS DIFFÉRENTS MILIEUX

		VALEUR POUR LE MÉTAL PRIMITIF (NON RECUIT)				
		résistance à la traction en kg par mm²	limite d'élasticité en kg par mm²	allongement 0/0	striction 0/0	coefficient d'efficacité
Carbone 0,40.....		65,52	35,27	15,3	30	1002,5
		AUGMENTATION 0/0 PAR LE RECUIT				
Valeurs déduites des chiffres de A.-F. Hill recuit au rouge cerise sombre dans...	la chaux.	— 14	— 17	+ 49	+ 29	+ 25
	l'huile...	— 11	— 9	+ 32	+ 36	+ 17

Recherches de Guillery. — Guillery a montré l'influence d'un recuit à trop haute température dans une communication faite à la Section française de l'Association des méthodes d'essais (21 juillet 1902).

Voici cette communication :

« En constructions mécaniques, on constate que, dans la majeure partie des aciers fragiles rencontrés, la fragilité est due plus au traitement qu'à la composition même des aciers.

« Cette fragilité provient d'un chauffage prolongé non compensé par des trempes, des recuits ou une fin de laminage à basse température.

« Sur l'initiative de H. Le Chatelier, et en vue de chercher quelques moyens d'investigation à ce sujet, nous avons, à notre usine de Denain, détérioré, à des degrés différents, un métal de bonne qualité et exécuté, pour chacun de ses états, des essais que sommairement nous allons indiquer.

« Une barre d'acier doux Martin, de nuance R = 38 kilogrammes et A = 34 0/0, a été décomposée en trois parties; dans chacune d'elles, nous avons pris, pour juger de son homogénéité, une barrette de traction.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« Les trois morceaux restants ont tout d'abord été trempés à 900° et recuits à 600° dans le but de les amener à un très bon état d'emploi.

« L'un d'eux fut ainsi conservé pour les essais. Les deux autres furent ensuite chauffés au blanc, l'un pendant un quart d'heure, et l'autre pendant une demi-heure.

« Voici maintenant les quatre sortes d'essais que nous fîmes sur chacun des trois morceaux ainsi traités différemment.

« 1° Des tractions simples avec relevé des limites élastiques apparentes;

« 2° Des tractions avec entailles aiguës;

« 3° Des essais de flexion continue par rotation;

« 4° Quelques essais au choc sur barreaux entaillés.

« Le tableau ci-joint résume tous ces essais.

	TRACTION NORMALE			TRACTIONS sur BARRETTES ENTAILLÉES				ESSAIS de FLEXION continue par rotation — Nombre de tours avant rupture	ESSAIS FRÉMONT entaille rectangulaire — Kgm. absorbés
	CHARGE de rupture par mm²	LIMITE élastique apparente	ALLONGEMENT 0/0	Numéros 1	2	3	4		
Acier naturel...	38 / 37,3 / 38 moy. 37,7	13,3 / 13,3 / 13,3 moy. 13,3	33,5 / 34,5 / 34,5 moy. 34,2						
Acier trempé et recuit.....	38	13,3	35	58,6	58,6	58	58,4	175	32
Acier chauffé à 1200° pendant 1/4 heure....	38,6	7,3	28,5	52	54,6	55,3	53,9	123	20
Acier chauffé à 1200° pendant 1/2 heure....	38,6	5,3	29	49,4	52,6	54,6	52,2	70	1

« Examinons-les rapidement.

« *Tractions simples.* — Les tractions simples sur métal naturel donnent, avec des écarts insignifiants, des moyennes de :

Rupture..... 37,7
Limite élastique apparente..... 13,3
Allongement pour 100..... 34,2

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« Trempé et recuit, nous avons sensiblement les mêmes chiffres, sauf l'allongement qui se trouve légèrement augmenté.

« Le métal, brûlé pendant un quart d'heure et une demi-heure, présente encore comme rupture et allongement des chiffres très respectables ; l'allongement est cependant réduit de 5 0/0, soit environ 15 0/0 de ce qu'il était primitivement.

« C'est surtout la limite élastique apparente, qui a considérablement diminué ; elle est descendue à $7^{kg},3$, pour un quart d'heure de haute température et à $5^{kg},3$ pour une demi-heure.

« *Traction sur métaux entaillés.* — Les barrettes furent faites à 20 millimètres de diamètre, et l'entaille, aussi aiguë que possible, a été faite de façon à donner un diamètre au fond de $13^{mm},8$, c'est-à-dire le diamètre des éprouvettes ordinaires de traction.

« Le but de cet essai était de supprimer tout grand allongement, et de faire en sorte d'obtenir, autant que possible, la rupture sur une section très voisine de la section primitive à laquelle on rapporte ordinairement sa charge.

« Les résultats donnent naturellement des chiffres plus élevés et sont assez nettement différenciés dans les trois états ; la moyenne pour le métal trempé et recuit est de $58^{kg},4$; elle descend à 54 kilogrammes pour un quart d'heure de haute tempéture et $52^{kg},2$ pour une demi-heure.

« *Flexion continue par rotation* — Voici en quoi consiste cet essai :

« Une barrette cylindrique est convenablement encastrée dans un plateau de tour. Elle est d'abord, à une certaine distance, sollicitée à l'aide de deux galets, par un effort de flexion qui donne à la fibre tendue une tension supérieure à la limite élastique.

« Le tour est ensuite mis en marche, et entraîne la barrette dans son mouvement de rotation.

« Toutes les génératrices sont donc successivement, dans une même révolution, sollicitées par un effort de traction et de compression, et cela sans solution de continuité.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« Après un certain nombre de tours, la barrette casse à l'encastrement.

« Le nombre de tours en question vient définir une qualité du métal, fonction de sa résistance, de son allongement et aussi, pensons-nous, de sa fragilité.

« Pour le métal qui nous occupe, les chiffres sont très différents. Le métal, trempé et recuit, a cassé après 175 révolutions ; les deux autres barrettes ont résisté à 120 et 70 révolutions seulement.

« *Essais Frémont.* — L'essai Frémont a donné avec entaille rectangulaire de 1 millimètre :

Pour le métal trempé recuit.....	32 kgm
— brûlé durant un quart d'heure.	20 —
— — une demi-heure..	1 —

« Là encore les résultats sont nettement différents. Au contraire, l'essai au choc sur barreau non entaillé a donné pour les trois métaux plus de 35 kilogrammètres, et avec l'entaille aiguë, tous moins de 3 kilogrammètres.

« *Examen des résultats.* — Tout d'abord on est frappé de l'abaissement excessif de la limite élastique produite par la haute température et, étant donné que les essais suivants ont accusé en même temps une augmentation de fragilité, nous pensons qu'il convient, lorsqu'on veut s'intéresser à cette dernière, de bien relever, dans les tractions, la limite élastique ; elle peut donner une indication, surtout lorsque, comme dans le cas présent, son rapport à la charge de rupture est de beaucoup trop petit.

« Les essais de traction sur barrettes entaillées nous différencient également les nuances de nos trois qualités d'acier et cela par une seule grandeur.

« Nous pensons qu'il n'en faut pas tirer d'autre conclusion que celle de la combinaison de l'allongement à la rupture ; on voit en effet que, sur les barrettes à chiffre supérieur, il y a eu allongement, le diamètre extérieur au droit de la section est sensiblement plus petit que le diamètre primitif ; au contraire, dans les autres nuances le diamètre a peu changé.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« Quant à l'essai de flexion rotative, nous voyons qu'il différencie très nettement nos trois nuances, et chose curieuse, comparé aux chiffres de Frémont, il y a une grande analogie.

« Cet essai est très simple, et, si de nombreux résultats venaient à confirmer ceux-ci, nous pensons qu'il y aurait là un essai de fragilité assez rationnel, car il permettrait, la nuance de dureté étant donnée par la bille de Brinell, d'imposer la flèche qui correspond à une limite convenable, et d'avoir ainsi, pour toutes les duretés, un essai uniforme définissant, par un nombre plus ou moins grand de révolutions, la fragilité plus ou moins grande des aciers. »

Pratique et effets du recuit sur métal trempé. — La pratique du recuit sur métal trempé est la même que sur métal écroui.

Le recuit sur métal trempé a pour effet de ramener le métal aux propriétés qu'il avait avant trempe si, à ce moment-là, on l'avait aussi considéré sous son état normal.

Recuit à la volée. — Le recuit à la volée est un recuit suivi d'un refroidissement à l'air. C'est donc un recuit suivi d'une légère trempe. Il produit un effet améliorant très net, surtout sur les produits doux.

Bonet et Olry ont étudié les effets du recuit à la volée à diverses températures sur les tôles d'acier extra-doux pour chaudières.

Voici les résultats qu'ils ont obtenus :

« *Tôle d'acier extra-doux de Denain pour chaudières d'environ* 15 *millimètres d'épaisseur.* — D'après une analyse exécutée au Bureau d'essais de l'École nationale supérieure des Mines de Paris, la composition de cet acier serait la suivante :

Carbone	0,087
Silicium	0,019
Manganèse	0,600
Soufre	0,036
Phosphore	0,020

« Les moyennes des résiliences ou kilogrammètres par centi-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

mètre carré de section, pour les trois groupes, ont été les suivantes :

Métal recuit 1 fois	27,48 kg
— 2 —	29,70 —
— — puis trempé après le second recuit.	22,40 —

« Le métal expérimenté était donc de très bonne qualité, en tant qu'acier extra-doux pour chaudières, et cette qualité n'a pas été notablement modifiée par les recuits successifs.

« Par conséquent on est amené à conclure de cet essai :

« 1° Que le recuit n'est jamais dangereux pour les tôles d'acier extra-doux, au point de vue de la fragilité, à la condition qu'il soit opéré à la volée, c'est-à-dire qu'il consiste simplement à porter la tôle à la température voulue, sans qu'elle y soit maintenue pendant un temps appréciable, avant refroidissement ;

« 2° Qu'il y a même plutôt intérêt à opérer un recuit à température élevée allant jusqu'au rouge cerise clair, et même jusqu'au jaune oxydant ;

« 3° Mais qu'il importe de ne jamais atteindre le blanc éblouissant ;

« Comme la température des tôles recuites n'est jamais la même en pratique, dans toute leur étendue, il est préférable, croyons-nous de recommander de s'en tenir autant que possible au rouge cerise clair, afin de ne pas avoir à craindre que, par suite d'excès de chauffe locaux, la tôle puisse être portée, en certains points, à la température du blanc. »

Pratique et effets du revenu. — Le revenu a pour but de détruire partiellement l'effet de la trempe.

Nous avons montré dans la première partie (chap. VI) quelle était son influence au point de vue micrographique.

Jusqu'à 100°, l'influence du revenu est sensiblement nulle.

Pour une température supérieure à 100°, l'effet du revenu est d'autant plus important que la température est plus éle-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

vée, que la trempe a été plus active, toutes choses égales d'ailleurs.

Cet effet tend à ramener les propriétés de l'acier à celles qu'il possède à l'état normal. Mais lorsqu'il est fait à température assez basse, il peut y avoir une certaine surélévation de la limite élastique.

Recherches d'ensemble sur les traitements thermiques pour les aciers. — Nous avons étudié séparément chaque traitement. Il nous faut examiner maintenant ce qu'ils peuvent donner simultanément dans la pratique.

Un grand nombre d'études ont été faites sur ce sujet, nous donnerons les principales :

Recherches de Sauveur. — En se basant sur les beaux travaux de Howe que nous avons exposés dans la première partie, Sauveur montra, dès 1893, l'importance de la grosseur du grain et l'influence de la température de forgeage. Comme ce travail a trait surtout aux traitements mécaniques et qu'il est l'origine de procédés spéciaux de fabrication, nous en parlerons, avec tous les détails nécessaires, dans le troisième volume. D'ailleurs, nous avons déjà indiqué les lois générales qui ont eu ces travaux comme base.

Recherches de Brinell et Walberg sur l'influence des différents traitements sur des aciers divers. — Ces recherches sont aussi importantes par leur nombre que par leur enseignement.

Nous reproduisons ci-après les tableaux donnés par les auteurs. Dans ce tableau :

σ_p = limite élastique proportionnelle;
σ_s = limite élastique apparente;
σ_B = charge de rupture;
δ_{180} = allongement sur 180 millimètres;
δ_{100} = allongement sur 100 millimètres;
q = striction.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Résultats des essais de traction

NUMÉROS	ANALYSE	ÉTAT NATUREL	350°C	750°C
4612	C = 1.17 p. 100 Si = 0.313 — Mn = 0.21 —	$\sigma_p = 35.4$ $\delta_{180} = 2.6$ $\sigma_s = 51.2$ $\delta_{100} = 2.6$ $\sigma_B = 88.6$ $q = 4.2$	$\sigma_p = 49.2$ $\delta_{180} = 3.6$ $\sigma_s = 53.1$ $\delta_{100} = 4.6$ $\sigma_B = 101.3$ $q = 4.3$	$\sigma_p = 46.3$ $\delta_{180} = 9.8$ $\sigma_s = 49.3$ $\delta_{100} = 10.4$ $\sigma_B = 95.6$ $q = 12.5$
4635	C = 0.94 p. 100 Si = 0.289 — Mn = 0.25 —	$\sigma_p = 34.5$ $\delta_{180} = 6.7$ $\sigma_s = 46.1$ $\delta_{100} = 7.5$ $\sigma_B = 98.1$ $q = 8.5$	$\sigma_p = 43.3$ $\delta_{180} = 8.5$ $\sigma_s = 47.2$ $\delta_{100} = 9.2$ $\sigma_B = 102.3$ $q = 10.7$	$\sigma_p = 31.5$ $\delta_{180} = 10.6$ $\sigma_s = 43.4$ $\delta_{100} = 12.7$ $\sigma_B = 94.2$ $q = 15.7$
4622	C = 0.79 p. 100 Si = 0.378 — Mn = 0.20 —	$\sigma_p = 31.5$ $\delta_{180} = 10.0$ $\sigma_s = 40.4$ $\delta_{100} = 11.5$ $\sigma_B = 89.6$ $q = 14.8$	$\sigma_p = 38.4$ $\delta_{180} = 10.8$ $\sigma_s = 45.3$ $\delta_{100} = 10.8$ $\sigma_B = 94.8$ $q = 14.7$	$\sigma_p = 34.5$ $\delta_{180} = 12.1$ $\sigma_s = 40.5$ $\delta_{100} = 14.8$ $\sigma_B = 87.2$ $q = 20.6$
3096	C = 0.64 p. 100 Si = 0.336 — Mn = 0.18 —	$\sigma_p = 25.6$ $\delta_{180} = 13.4$ $\sigma_s = 34.4$ $\delta_{100} = 15.5$ $\sigma_B = 77.1$ $q = 21.9$	$\sigma_p = 31.5$ $\delta_{180} = 13.0$ $\sigma_s = 36.4$ $\delta_{100} = 15.7$ $\sigma_B = 80.4$ $q = 19.9$	$\sigma_p = 23.7$ $\delta_{180} = 15.9$ $\sigma_s = 33.6$ $\delta_{100} = 19.0$ $\sigma_B = 73.6$ $q = 27.4$
3914	C = 0.65 p. 100 Si = 0.275 — Mn = 0.49 —	$\sigma_p = 28.4$ $\delta_{180} = 10.6$ $\sigma_s = 40.4$ $\delta_{100} = 13.6$ $\sigma_B = 85.7$ $q = 24.1$	$\sigma_p = 36.3$ $\delta_{180} = 11.6$ $\sigma_s = 41.3$ $\delta_{100} = 13.9$ $\sigma_B = 88.0$ $q = 21.0$	$\sigma_p = 29.5$ $\delta_{180} = 15.0$ $\sigma_s = 37.4$ $\delta_{100} = 18.4$ $\sigma_B = 80.7$ $q = 26.6$
4297	C = 0.44 p. 100 Si = 0.275 — Mn = 0.46 —	$\sigma_p = 25.6$ $\delta_{180} = 18.9$ $\sigma_s = 30.5$ $\delta_{100} = 23.2$ $\sigma_B = 65.1$ $q = 42.8$	$\sigma_p = 29.5$ $\delta_{180} = 19.5$ $\sigma_s = 33.4$ $\delta_{100} = 24.3$ $\sigma_B = 69.0$ $q = 38.7$	$\sigma_p = 26.6$ $\delta_{180} = 21.2$ $\sigma_s = 32.5$ $\delta_{100} = 26.3$ $\sigma_B = 64.5$ $q = 47.6$
4815	C = 0.46 p. 100 Mn = 1.06 — S = 0.56 —	$\sigma_p = 22.5$ $\delta_{180} = 15.4$ $\sigma_s = 32.4$ $\delta_{100} = 17.8$ $\sigma_B = 62.0$ $q = 24.1$	$\sigma_p = 32.5$ $\delta_{180} = 16.8$ $\sigma_s = 39.3$ $\delta_{100} = 19.4$ $\sigma_B = 63.9$ $q = 21.9$	$\sigma_p = 27.6$ $\delta_{180} = 17.1$ $\sigma_s = 37.5$ $\delta_{100} = 19.4$ $\sigma_B = 59.7$ $q = 23.6$
4288	C = 0.34 p. 100 Si = 0.266 — Mn = 0.49 —	$\sigma_p = 18.7$ $\delta_{180} = 23.6$ $\sigma_s = 28.0$ $\delta_{100} = 29.2$ $\sigma_B = 55.1$ $q = 53.2$	$\sigma_p = 25.6$ $\delta_{180} = 25.6$ $\sigma_s = 29.5$ $\delta_{100} = 31.5$ $\sigma_B = 55.0$ $q = 54.8$	$\sigma_p = 24.6$ $\delta_{180} = 25.3$ $\sigma_s = 28.4$ $\delta_{100} = 30.8$ $\sigma_B = 52.6$ $q = 54.7$
8232	C = 0.31 p. 100 Mn = 0.94 — S = 0.15 —	$\sigma_p = 27.6$ $\delta_{180} = 24.4$ $\sigma_s = 30.5$ $\delta_{100} = 30.8$ $\sigma_B = 53.9$ $q = 51.7$	$\sigma_p = 29.5$ $\delta_{180} = 24.2$ $\sigma_s = 31.5$ $\delta_{100} = 30.5$ $\sigma_B = 54.4$ $q = 51.8$	$\sigma_p = 26.6$ $\delta_{180} = 25.9$ $\sigma_s = 29.6$ $\delta_{100} = 32.2$ $\sigma_B = 50.7$ $q = 55.5$
4647	C = 0.25 p. 100 Si = 0.299 — Mn = 0.41 —	$\sigma_p = 20.7$ $\delta_{180} = 24.6$ $\sigma_s = 27.6$ $\delta_{100} = 30.1$ $\sigma_B = 52.0$ $q = 50.9$	$\sigma_p = 25.6$ $\delta_{180} = 26.2$ $\sigma_s = 27.5$ $\delta_{100} = 32.7$ $\sigma_B = 49.6$ $q = 57.7$	$\sigma_p = 23.7$ $\delta_{180} = 28.3$ $\sigma_s = 26.3$ $\delta_{100} = 35.1$ $\sigma_B = 47.7$ $q = 58.9$
4795	C = 0.16 p. 100 Si = 0.453 — Mn = 0.26 —	$\sigma_p = 20.6$ $\delta_{180} = 27.2$ $\sigma_s = 25.5$ $\delta_{100} = 33.8$ $\sigma_B = 46.0$ $q = 61.3$	$\sigma_p = 25.6$ $\delta_{180} = 28.8$ $\sigma_s = 27.5$ $\delta_{100} = 35.5$ $\sigma_B = 44.6$ $q = 61.9$	$\sigma_p = 25.1$ $\delta_{180} = 30.5$ $\sigma_s = 29.2$ $\delta_{100} = 37.3$ $\sigma_B = 46.4$ $q = 60.3$
4958	C = 0.18 p. 100 Si = 0.014 — Mn = 0.38 —	$\sigma_p = 19.7$ $\delta_{180} = 24.8$ $\sigma_s = 22.6$ $\delta_{100} = 37.3$ $\sigma_B = 40.0$ $q = 59.8$	$\sigma_p = 23.6$ $\delta_{180} = 30.8$ $\sigma_s = 24.0$ $\delta_{100} = 38.2$ $\sigma_B = 40.6$ $q = 61.2$	$\sigma_p = 23.7$ $\delta_{180} = 31.9$ $\sigma_s = 25.7$ $\delta_{100} = 39.7$ $\sigma_B = 39.2$ $q = 62.6$
3138	C = 0.09 p. 100 Si = 0.005 — Mn = 0.10 —	$\sigma_p = 14.8$ $\delta_{180} = 26.1$ $\sigma_s = 18.9$ $\delta_{100} = 37.8$ $\sigma_B = 32.7$ $q = 73.3$	$\sigma_p = 17.7$ $\delta_{180} = 36.0$ $\sigma_s = 19.7$ $\delta_{100} = 44.3$ $\sigma_B = 32.2$ $q = 75.0$	$\sigma_p = 16.7$ $\delta_{180} = 34.3$ $\sigma_s = 20.0$ $\delta_{100} = 42.0$ $\sigma_B = 32.9$ $q = 73.8$

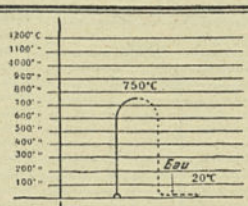
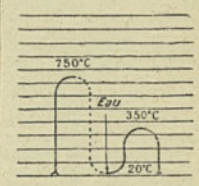
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

sur barreaux recuits

850°C	1000°C	1100°C	1200°C
$\sigma_p = 40.3$ $\delta_{180} = 15.1$ $\sigma_s = 47.2$ $\delta_{100} = 17.7$ $\sigma_B = 87.9$ $q = 24.8$	$\sigma_p = 55.8$ $\delta_{180} = 4.1$ $\sigma_s = 57.7$ $\delta_{100} = 4.3$ $\sigma_B = 103.8$ $q = 4.0$	$\sigma_p = 43.6$ $\delta_{180} = 3.8$ $\sigma_s = 57.5$ $\delta_{100} = 4.6$ $\sigma_B = 106.1$ $q = 3.5$	$\sigma_p = 38.6$ $\delta_{180} = 4.6$ $\sigma_s = 54.9$ $\delta_{100} = 4.6$ $\sigma_B = 106.8$ $q = 4.4$
$\sigma_p = 40.5$ $\delta_{180} = 13.4$ $\sigma_s = 45.5$ $\delta_{100} = 15.7$ $\sigma_B = 91.8$ $q = 23.6$	$\sigma_p = 48.1$ $\delta_{180} = 8.4$ $\sigma_s = 56.1$ $\delta_{100} = 8.6$ $\sigma_B = 107.6$ $q = 11.1$	$\sigma_p = 45.6$ $\delta_{180} = 8.0$ $\sigma_s = 63.4$ $\delta_{100} = 9.5$ $\sigma_B = 106.8$ $q = 15.2$	$\sigma_p = 42.7$ $\delta_{180} = 6.6$ $\sigma_s = 54.9$ $\delta_{100} = 6.7$ $\sigma_B = 103.5$ $q = 7.6$
$\sigma_p = 39.5$ $\delta_{180} = 12.5$ $\sigma_s = 45.4$ $\delta_{100} = 14.7$ $\sigma_B = 91.9$ $q = 24.5$	$\sigma_p = 44.2$ $\delta_{180} = 12.2$ $\sigma_s = 48.2$ $\delta_{100} = 14.3$ $\sigma_B = 94.3$ $q = 21.3$	$\sigma_p = 39.7$ $\delta_{180} = 12.1$ $\sigma_s = 49.6$ $\delta_{100} = 13.3$ $\sigma_B = 91.3$ $q = 18.4$	$\sigma_p = 40.7$ $\delta_{180} = 10.5$ $\sigma_s = 50.8$ $\delta_{100} = 12.7$ $\sigma_B = 94.7$ $q = 18.2$
$\sigma_p = 38.6$ $\delta_{180} = 15.6$ $\sigma_s = 41.7$ $\delta_{100} = 19.0$ $\sigma_B = 77.9$ $q = 31.0$	$\sigma_p = 38.1$ $\delta_{180} = 11.6$ $\sigma_s = 44.1$ $\delta_{100} = 19.6$ $\sigma_B = 77.1$ $q = 30.2$	$\sigma_p = 35.7$ $\delta_{180} = 15.9$ $\sigma_s = 41.7$ $\delta_{100} = 20.2$ $\sigma_B = 76.4$ $q = 28.9$	$\sigma_p = 30.5$ $\delta_{180} = 13.4$ $\sigma_s = 38.6$ $\delta_{100} = 15.4$ $\sigma_B = 82.6$ $q = 23.2$
$\sigma_p = 39.5$ $\delta_{180} = 13.8$ $\sigma_s = 45.5$ $\delta_{100} = 16.0$ $\sigma_B = 88.7$ $q = 30.2$	$\sigma_p = 38.1$ $\delta_{180} = 12.3$ $\sigma_s = 47.1$ $\delta_{100} = 15.0$ $\sigma_B = 92.2$ $q = 27.2$	$\sigma_p = 35.8$ $\delta_{180} = 13.0$ $\sigma_s = 51.7$ $\delta_{100} = 15.9$ $\sigma_B = 93.5$ $q = 24.9$	$\sigma_p = 36.7$ $\delta_{180} = 11.8$ $\sigma_s = 49.0$ $\delta_{100} = 13.9$ $\sigma_B = 91.7$ $B = 22.0$
$\sigma_p = 33.7$ $\delta_{180} = 23.8$ $\sigma_s = 35.6$ $\delta_{100} = 27.9$ $\sigma_B = 64.4$ $q = 45.8$	$\sigma_p = 34.1$ $\delta_{180} = 21.6$ $\sigma_s = 36.1$ $\delta_{100} = 26.8$ $\sigma_B = 65.8$ $q = 48.3$	$\sigma_p = 26.9$ $\delta_{180} = 18.3$ $\sigma_s = 35.8$ $\delta_{100} = 22.2$ $\sigma_B = 70.7$ $q = 41.3$	$\sigma_p = 26.6$ $\delta_{180} = 15.6$ $\sigma_s = 33.7$ $\delta_{100} = 19.5$ $\sigma_B = 70.5$ $q = 34.4$
$\sigma_p = 29.8$ $\delta_{180} = 17.6$ $\sigma_s = 39.7$ $\delta_{100} = 20.1$ $\sigma_B = 63.0$ $q = 24.1$	$\sigma_p = 42.3$ $\delta_{180} = 17.0$ $\sigma_s = 44.3$ $\delta_{100} = 18.6$ $\sigma_B = 64.4$ $q = 23.0$	$\sigma_p = 37.8$ $\delta_{180} = 17.2$ $\sigma_s = 41.8$ $\delta_{100} = 19.4$ $\sigma_B = 63.5$ $q = 21.9$	$\sigma_p = 32.6$ $\delta_{180} = 16.6$ $\sigma_s = 44.8$ $\delta_{100} = 18.7$ $\sigma_B = 62.5$ $q = 24.1$
$\sigma_p = 21.8$ $\delta_{180} = 26.2$ $\sigma_s = 27.7$ $\delta_{100} = 32.1$ $\sigma_B = 54.1$ $q = 53.7$	$\sigma_p = 30.1$ $\delta_{180} = 25.9$ $\sigma_s = 34.2$ $\delta_{100} = 31.7$ $\sigma_B = 57.3$ $q = 57.5$	$\sigma_p = 19.9$ $\delta_{180} = 24.1$ $\sigma_s = 28.8$ $\delta_{100} = 30.0$ $\sigma_B = 58.8$ $q = 55.8$	$\sigma_p = 19.3$ $\delta_{180} = 23.2$ $\sigma_s = 28.5$ $\delta_{100} = 27.6$ $\sigma_B = 59.0$ $q = 53.9$
$\sigma_p = 29.8$ $\delta_{180} = 24.3$ $\sigma_s = 33.7$ $\delta_{100} = 30.4$ $\sigma_B = 55.3$ $q = 47.2$	$\sigma_p = 28.6$ $\delta_{180} = 24.6$ $\sigma_s = 33.5$ $\delta_{100} = 30.5$ $\sigma_B = 57.2$ $q = 55.4$	$\sigma_p = 21.9$ $\delta_{180} = 23.0$ $\sigma_s = 31.9$ $\delta_{100} = 29.8$ $\sigma_B = 56.8$ $q = 51.8$	$\sigma_p = 24.4$ $\delta_{180} = 24.1$ $\sigma_s = 30.5$ $\delta_{100} = 29.8$ $\sigma_B = 53.8$ $q = 50.9$
$\sigma_p = 20.8$ $\delta_{180} = 27.1$ $\sigma_s = 27.7$ $\delta_{100} = 32.7$ $\sigma_B = 49.6$ $q = 50.7$	$\sigma_p = 30.1$ $\delta_{180} = 26.1$ $\sigma_s = 34.2$ $\delta_{100} = 32.0$ $\sigma_B = 53.3$ $q = 50.7$	$\sigma_p = 17.9$ $\delta_{180} = 27.8$ $\sigma_c = 25.8$ $\delta_{100} = 34.8$ $\sigma_B = 52.7$ $q = 59.4$	$\sigma_p = 13.3$ $\delta_{180} = 29.7$ $\sigma_s = 24.6$ $\delta_{100} = 33.0$ $\sigma_B = 52.2$ $q = 57.4$
$\sigma_p = 21.8$ $\delta_{180} = 29.0$ $\sigma_s = 27.7$ $\delta_{100} = 35.5$ $\sigma_B = 42.2$ $q = 58.9$	$\sigma_p = 28.2$ $\delta_{180} = 30.9$ $\sigma_s = 34.2$ $\delta_{100} = 38.3$ $\sigma_B = 47.1$ $q = 65.2$	$\sigma_p = 21.9$ $\delta_{180} = 31.2$ $\sigma_s = 31.8$ $\delta_{100} = 33.9$ $\sigma_B = 46.6$ $q = 63.6$	$\sigma_p = 15.4$ $\delta_{180} = 29.8$ $\sigma_s = 24.6$ $\delta_{100} = 36.4$ $\sigma_B = 46.1$ $q = 62.4$
$\sigma_p = 21.8$ $\delta_{180} = 31.1$ $\sigma_s = 24.0$ $\delta_{100} = 38.6$ $\sigma_B = 40.8$ $q = 62.0$	$\sigma_p = 26.2$ $\delta_{180} = 30.7$ $\sigma_s = 28.2$ $\delta_{100} = 38.2$ $\sigma_B = 42.1$ $q = 63.1$	$\sigma_p = 21.9$ $\delta_{180} = 32.8$ $\sigma_s = 23.9$ $\delta_{100} = 40.7$ $\sigma_B = 42.2$ $q = 62.1$	$\sigma_p = 16.3$ $\delta_{180} = 32.6$ $\sigma_s = 22.4$ $\delta_{100} = 38.4$ $\sigma_B = 42.2$ $q = 59.9$
$\sigma_p = 14.6$ $\delta_{180} = 33.6$ $\sigma_s = 20.8$ $\delta_{100} = 40.7$ $\sigma_B = 33.9$ $q = 73.6$	$\sigma_p = 21.9$ $\delta_{180} = 36.3$ $\sigma_s = 23.9$ $\delta_{100} = 43.2$ $\sigma_B = 33.3$ $q = 77.4$	$\sigma_p = 24.0$ $\delta_{180} = 38.2$ $\sigma_s = 25.9$ $\delta_{100} = 49.0$ $\sigma_B = 34.4$ $q = 75.7$	$\sigma_p = 16.4$ $\delta_{180} = 32.2$ $\sigma_s = 21.5$ $\delta_{100} = 38.9$ $\sigma_B = 34.8$ $q = 74.0$

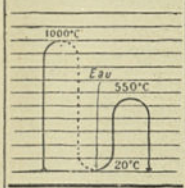
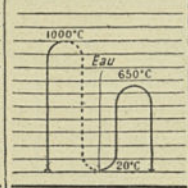
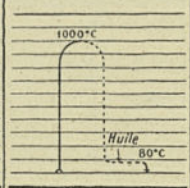
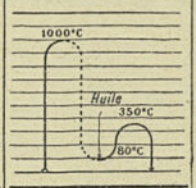
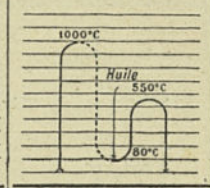
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Résultats des essais de tractio

NUMÉROS	ANALYSES	ÉTAT NATUREL.		
4612	C = 1.17 p. 100 Si = 0.313 — Mn = 0.21 —	σ_p = 35.4 δ_{180} = 2.6 σ_s = 51.2 δ_{100} = 2.6 σ_B = 88.6 q = 4.2		
4885	C = 0.94 p. 100 Si = 0.289 — Mn = 0.25 —	σ_p = 34.5 δ_{180} = 6.7 σ_s = 46.1 δ_{100} = 7.5 σ_B = 98.1 q = 8.5		
4642	C = 0.79 p. 100 Si = 0.378 — Mn = 0.20 —	σ_p = 31.5 δ_{180} = 10.0 σ_s = 40.4 δ_{100} = 11.5 σ_B = 89.6 q = 14.8		σ_p = 72.0 δ_{180} = 0.8 σ_s = 108.0 δ_{100} = 1.1 σ_B = 119.6 q = 7.9
3096	C = 0.64 p. 100 Si = 0.336 — Mn = 0.18 —	σ_p = 25.6 δ_{180} = 13.4 σ_s = 34.4 δ_{100} = 15.5 σ_B = 77.1 q = 21.9		σ_p = 63.5 δ_{180} = 0.7 σ_s = 108.9 δ_{100} = 1.2 σ_B = 152.4 q = 2.5
3914	C = 0.65 p. 100 Si = 0.275 — Mn = 0.49 —	σ_p = 28.4 δ_{180} = 10.6 σ_s = 44.4 δ_{100} = 13.6 σ_B = 85.7 q = 24.1		
4297	C = 0.44 p. 100 Si = 0.275 — Mn = 0.46 —	σ_p = 25.6 δ_{180} = 18.9 σ_s = 30.5 δ_{100} = 23.2 σ_B = 65.1 q = 42.8		σ_p = 59.6 δ_{180} = 2.1 σ_s = 99.3 δ_{100} = 3.8 σ_B = 130.2 q = 23.0
4815	C = 0.46 p. 100 Mn = 1.06 — S = 0.56 —	σ_p = 22.5 δ_{180} = 15.4 σ_s = 32.4 δ_{100} = 17.8 σ_B = 62.0 q = 24.1	σ_p = 17.8 δ_{180} = 0.8 σ_s = 67.4 δ_{100} = 1.0 σ_B = 87.2 q = 4.6	σ_p = 39.7 δ_{180} = 3.9 σ_s = 71.4 δ_{100} = 4.8 σ_B = 96.2 q = 15.3
4288	C = 0.34 p. 100 Si = 0.266 — Mn = 0.49 —	σ_p = 18.7 δ_{180} = 23.6 σ_s = 20.0 δ_{100} = 29.2 σ_B = 55.1 q = 53.2	σ_p = 15.8 δ_{180} = 4.3 σ_s = 67.2 δ_{100} = 6.0 σ_B = 94.9 q = 37.3	σ_p = 43.6 δ_{180} = 5.3 σ_s = 87.1 δ_{100} = 9.2 σ_B = 99.0 q = 33.7
8232	C = 0.31 p. 100 Mn = 0.94 — S = 0.15 —	σ_p = 27.6 δ_{180} = 24.4 σ_s = 30.5 δ_{100} = 30.8 σ_B = 53.9 q = 51.7	σ_p = 17.8 δ_{180} = 7.0 σ_s = 71.1 δ_{100} = 9.2 σ_B = 81.0 q = 29.9	σ_p = 35.6 δ_{180} = 3.6 σ_s = 83.2 δ_{100} = 6.0 σ_B = 87.1 q = 26.2
4647	C = 0.25 p. 100 Si = 0.299 — Mn = 0.41 —	σ_p = 20.7 δ_{180} = 24.6 σ_s = 27.6 δ_{100} = 30.1 σ_B = 52.0 q = 50.9	σ_p = 16.8 δ_{180} = 10.8 σ_s = 48.4 δ_{100} = 14.7 σ_B = 76.0 q = 49.1	σ_p = 33.8 δ_{180} = 4.2 σ_s = 83.4 δ_{100} = 7.0 σ_B = 116.2 q = 36.2
4795	C = 0.16 p. 100 Si = 0.453 — Mn = 0.26 —	σ_p = 20.6 δ_{180} = 27.2 σ_s = 25.5 δ_{100} = 33.8 σ_B = 46.0 q = 61.3	σ_p = 15.9 δ_{180} = 9.8 σ_s = 49.5 δ_{100} = 15.0 σ_B = 65.4 q = 68.9	σ_p = 19.8 δ_{180} = 13.6 σ_s = 41.6 δ_{100} = 21.8 σ_B = 58.4 q = 68.9
4958	C = 0.18 p. 100 Si = 0.014 — Mn = 0.38 —	σ_p = 19.7 δ_{180} = 24.8 σ_s = 22.6 δ_{100} = 37.3 σ_B = 40.0 q = 59.8	σ_p = 16.7 δ_{180} = 12.0 σ_s = 39.5 δ_{100} = 19.5 σ_B = 59.3 q = 62.5	σ_p = 19.8 δ_{150} = 14.2 σ_s = 36.6 δ_{100} = 18.9 σ_B = 56.4 q = 62.4
3138	C = 0.09 p. 100 Si = 0.003 — Mn = 0.10 —	σ_p = 14.8 δ_{180} = 26.1 σ_s = 18.9 δ_{100} = 37.8 σ_B = 32.7 q = 73.3	σ_p = 13.8 δ_{180} = 16.8 σ_s = 34.5 δ_{100} = 25.0 σ_B = 45.4 q = 72.0	σ_p = 13.8 δ_{180} = 24.0 σ_s = 30.6 δ_{100} = 31.1 σ_B = 41.5 q = 77.6

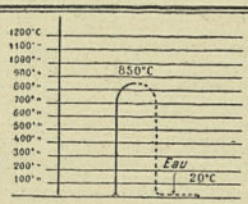
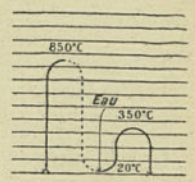
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

sur barreaux trempés à 1.000°.

				
$\sigma_p = 61.6$ $\delta_{180} = 0.3$ $\sigma_s = 97.5$ $\delta_{100} = 0.6$ $\sigma_B = 107.8$ $q = 0.6$	$\sigma_p = 51.9$ $\delta_{180} = 0.2$ σ_s $\delta_{100} = 0.3$ $\sigma_B = 67.7$ $q = 0$	$\sigma_p = 83.3$ $\delta_{180} = 0.6$ $\sigma_s = 115.0$ $\delta_{100} = 0.9$ $\sigma_B = 138.8$ $q = 2.4$	$\sigma_p = 88.0$ $\delta_{180} = 0.4$ $\sigma_s = 113.2$ $\delta_{100} = 0.5$ $\sigma_B = 122.6$ $q = 1.5$	$\sigma_p = 88.0$ $\delta_{180} = 1.3$ $\sigma_s = 118.7$ $\delta_{100} = 1.3$ $\sigma_B = 145.4$ $q = 1.7$
$\sigma_p = 63.4$ $\delta_{180} = 8.2$ $\sigma_s = 77.2$ $\delta_{100} = 10.5$ $\sigma_B = 102.0$ $q = 27.2$		$\sigma_p = 78.5$ $\delta_{180} = 6.0$ $\sigma_s = 115.3$ $\delta_{100} = 7.6$ $\sigma_B = 150.0$ $q = 18.1$	$\sigma_p = 69.1$ $\delta_{180} = 7.1$ $\sigma_s = 120.5$ $\delta_{100} = 8.5$ $\sigma_B = 160.0$ $q = 20.5$	$\sigma_p = 84.9$ $\delta_{180} = 6.7$ $\sigma_s = 98.7$ $\delta_{100} = 8.0$ $\sigma_B = 145.1$ $q = 13.5$
$\sigma_p = 75.2$ $\delta_{180} = 6.7$ $\sigma_s = 101.0$ $\delta_{100} = 8.4$ $\sigma_B = 127.7$ $q = 22.3$	$\sigma_p = 69.3$ $\delta_{180} = 9.2$ $\sigma_s = 79.3$ $\delta_{100} = 13.3$ $\sigma_B = 98.0$ $q = 40.7$	$\sigma_p = 68.6$ $\delta_{180} = 6.7$ $\sigma_s = 91.4$ $\delta_{100} = 8.5$ $\sigma_B = 131.6$ $q = 29.8$	$\sigma_p = 65.1$ $\delta_{180} = 7.8$ $\sigma_s = 96.7$ $\delta_{100} = 10.5$ $\sigma_B = 141.5$ $q = 31.1$	$\sigma_p = 73.1$ $\delta_{180} = 7.8$ $\sigma_s = 89.6$ $\delta_{100} = 10.9$ $\sigma_B = 129.4$ $q = 33.0$
$\sigma_p = 57.6$ $\delta_{180} = 10.0$ $\sigma_s = 83.5$ $\delta_{100} = 13.5$ $\sigma_B = 110.3$ $q = 38.8$	$\sigma_p = 51.5$ $\delta_{180} = 11.2$ $\sigma_s = 68.2$ $\delta_{100} = 16.3$ $\sigma_B = 85.1$ $q = 44.9$	$\sigma_p = 59.6$ $\delta_{180} = 7.8$ $\sigma_s = 71.7$ $\delta_{100} = 11.7$ $\sigma_B = 110.3$ $q = 36.2$	$\sigma_p = 55.4$ $\delta_{180} = 9.1$ $\sigma_s = 79.1$ $\delta_{100} = 12.0$ $\sigma_B = 116.7$ $q = 35.6$	$\sigma_p = 53.3$ $\delta_{180} = 10.7$ $\sigma_s = 69.1$ $\delta_{100} = 12.7$ $\sigma_B = 106.9$ $q = 39.2$
$\sigma_p = 63.5$ $\delta_{180} = 6.8$ $\sigma_s = 103.2$ $\delta_{100} = 8.4$ $\sigma_B = 121.1$ $q = 21.2$	$\sigma_p = 49.6$ $\delta_{180} = 9.4$ $\sigma_s = 77.5$ $\delta_{100} = 13.3$ $\sigma_B = 92.6$ $q = 38.5$	$\sigma_p = 65.5$ $\delta_{180} = 7.8$ $\sigma_s = 88.7$ $\delta_{100} = 9.2$ $\sigma_B = 128.4$ $q = 23.3$	$\sigma_p = 63.2$ $\delta_{180} = 6.5$ $\sigma_s = 106.7$ $\delta_{100} = 7.6$ $\sigma_B = 134.3$ $q = 26.4$	$\sigma_p = 63.2$ $\delta_{180} = 9.2$ $\sigma_s = 81.0$ $\delta_{100} = 11.3$ $\sigma_B = 120.5$ $q = 32.2$
$\sigma_p = 61.4$ $\delta_{180} = 10.8$ $\sigma_s = 83.2$ $\delta_{100} = 14.8$ $\sigma_B = 97.0$ $q = 51.4$	$\sigma_p = 45.5$ $\delta_{180} = 13.6$ $\sigma_s = 61.4$ $\delta_{100} = 18.8$ $\sigma_B = 82.2$ $q = 59.6$	$\sigma_p = 44.7$ $\delta_{180} = 10.4$ $\sigma_s = 63.6$ $\delta_{100} = 13.8$ $\sigma_B = 93.4$ $q = 47.3$	$\sigma_p = 45.4$ $\delta_{180} = 9.1$ $\sigma_s = 73.2$ $\delta_{100} = 13.5$ $\sigma_B = 95.9$ $q = 47.5$	$\sigma_p = 53.3$ $\delta_{180} = 11.8$ $\sigma_s = 63.2$ $\delta_{100} = 15.2$ $\sigma_B = 93.8$ $q = 44.3$
$\sigma_p = 49.9$ $\delta_{180} = 8.0$ $\sigma_s = 59.9$ $\delta_{100} = 10.0$ $\sigma_B = 83.8$ $q = 21.7$	$\sigma_p = 53.6$ $\delta_{180} = 13.1$ $\sigma_s = 57.6$ $\delta_{100} = 14.7$ $\sigma_B = 75.9$ $q = 29.8$	$\sigma_p = 44.7$ $\delta_{180} = 12.9$ $\sigma_s = 52.7$ $\delta_{100} = 15.2$ $\sigma_B = 72.9$ $q = 24.0$	$\sigma_p = 51.4$ $\delta_{180} = 10.3$ $\sigma_s = 59.3$ $\delta_{100} = 12.3$ $\sigma_B = 82.1$ $q = 22.4$	$\sigma_p = 47.5$ $\delta_{180} = 10.9$ $\sigma_s = 56.4$ $\delta_{100} = 12.4$ $\sigma_B = 80.0$ $q = 20.4$
$\sigma_p = 50.7$ $\delta_{180} = 11.3$ $\sigma_s = 61.6$ $\delta_{100} = 15.3$ $\sigma_B = 82.5$ $q = 58.7$	$\sigma_p = 45.5$ $\delta_{180} = 13.6$ $\sigma_s = 58.5$ $\delta_{100} = 17.7$ $\sigma_B = 74.2$ $q = 61.7$	$\sigma_p = 41.7$ $\delta_{180} = 13.7$ $\sigma_s = 52.7$ $\delta_{100} = 18.6$ $\sigma_B = 78.5$ $q = 59.4$	$\sigma_p = 37.5$ $\delta_{180} = 12.4$ $\sigma_s = 51.4$ $\delta_{100} = 16.2$ $\sigma_B = 79.3$ $q = 51.5$	$\sigma_p = 36.6$ $\delta_{180} = 11.4$ $\sigma_s = 50.4$ $\delta_{100} = 19.3$ $\sigma_B = 76.5$ $q = 56.7$
$\sigma_p = 35.8$ $\delta_{180} = 7.1$ $\sigma_s = 59.7$ $\delta_{100} = 11.5$ $\sigma_B = 77.6$ $q = 49.6$	$\sigma_p = 49.6$ $\delta_{180} = 11.5$ $\sigma_s = 52.0$ $\delta_{100} = 16.1$ $\sigma_B = 70.3$ $q = 56.5$	$\sigma_p = 34.9$ $\delta_{180} = 11.7$ $\sigma_s = 42.9$ $\delta_{100} = 21.7$ $\sigma_B = 66.8$ $q = 50.3$	$\sigma_p = 35.6$ $\delta_{180} = 12.4$ $\sigma_s = 46.4$ $\delta_{100} = 17.6$ $\sigma_B = 70.9$ $q = 53.0$	$\sigma_p = 45.5$ $\delta_{180} = 13.9$ $\sigma_s = 51.5$ $\delta_{100} = 18.8$ $\sigma_B = 73.3$ $q = 51.4$
$\sigma_p = 39.7$ $\delta_{180} = 14.4$ $\sigma_s = 50.6$ $\delta_{100} = 18.3$ $\sigma_B = 73.4$ $q = 62.3$	$\sigma_p = 41.6$ $\delta_{180} = 14.6$ $\sigma_s = 49.5$ $\delta_{100} = 19.7$ $\sigma_B = 67.4$ $q = 65.0$	$\sigma_p = 37.7$ $\delta_{180} = 16.5$ $\sigma_s = 46.7$ $\delta_{100} = 22.1$ $\sigma_B = 68.6$ $q = 56.5$	$\sigma_p = 37.5$ $\delta_{190} = 15.2$ $\sigma_s = 47.4$ $\delta_{100} = 20.2$ $\sigma_B = 71.1$ $q = 52.3$	$\sigma_p = 41.4$ $\delta_{180} = 14.4$ $\sigma_s = 45.4$ $\delta_{100} = 19.3$ $\sigma_B = 66.9$ $q = 55.3$
$\sigma_p = 33.8$ $\delta_{180} = 18.8$ $\sigma_s = 42.7$ $\delta_{100} = 24.5$ $\sigma_B = 58.6$ $q = 73.0$	$\sigma_p = 39.7$ $\delta_{180} = 20.4$ $\sigma_s = 41.7$ $\delta_{100} = 39.1$ $\sigma_B = 54.7$ $q = 68.8$	$\sigma_p = 32.8$ $\delta_{180} = 22.8$ $\sigma_s = 43.7$ $\delta_{100} = 30.4$ $\sigma_B = 54.6$ $q = 59.4$	$\sigma_p = 35.6$ $\delta_{180} = 23.1$ $\sigma_s = 41.5$ $\delta_{100} = 30.0$ $\sigma_B = 55.9$ $q = 68.9$	$\sigma_p = 35.6$ $\delta_{180} = 23.1$ $\sigma_s = 41.5$ $\delta_{100} = 30.9$ $\sigma_B = 53.4$ $q = 65.7$
$\sigma_p = 17.9$ $\delta_{180} = 14.0$ $\sigma_s = 41.7$ $\delta_{100} = 17.6$ $\sigma_B = 57.6$ $q = 62.2$	$\sigma_p = 33.6$ $\delta_{180} = 20.9$ $\sigma_s = 37.6$ $\delta_{100} = 25.3$ $\sigma_B = 50.2$ $q = 68.9$	$\sigma_p = 17.9$ $\delta_{180} = 27.2$ $\sigma_s = 31.8$ $\delta_{100} = 35.3$ $\sigma_B = 48.1$ $q = 70.0$	$\sigma_p = 25.7$ $\delta_{180} = 19.1$ $\sigma_s = 35.6$ $\delta_{100} = 25.1$ $\sigma_B = 51.8$ $q = 65.7$	$\sigma_p = 15.8$ $\delta_{180} = 19.7$ $\sigma_s = 32.6$ $\delta_{100} = 26.8$ $\sigma_B = 50.4$ $q = 68.9$
$\sigma_p = 21.9$ $\delta_{180} = 34.4$ $\sigma_s = 30.8$ $\delta_{100} = 36.4$ $\sigma_B = 40.7$ $q = 79.0$	$\sigma_p = 21.9$ $\delta_{180} = 30.7$ $\sigma_s = 29.8$ $\delta_{100} = 40.6$ $\sigma_B = 38.8$ $q = 76.9$	$\sigma_p = 21.9$ $\delta_{180} = 31.1$ $\sigma_s = 31.8$ $\delta_{100} = 38.9$ $\sigma_B = 39.5$ $q = 72.4$	$\sigma_p = 28.6$ $\delta_{180} = 30.2$ $\sigma_s = 31.6$ $\delta_{100} = 37.7$ $\sigma_B = 37.9$ $q = 69.1$	$\sigma_p = 29.7$ $\delta_{180} = 33.3$ $\sigma_s = 33.7$ $\delta_{100} = 43.1$ $\sigma_B = 37.6$ $q = 80.1$

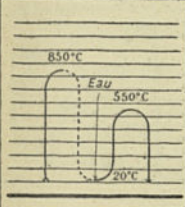
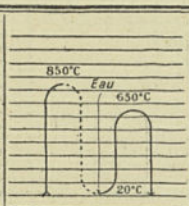
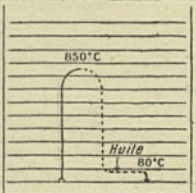
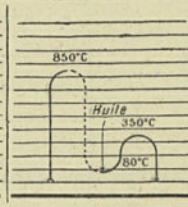
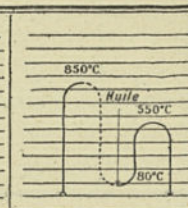
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Résultats des essais de traction

NUMÉROS.	ANALYSES.	ÉTAT NATUREL.		
4612	C = 1.17 p. 100 Si = 0.313 — Mn = 0.21 —	σ_p = 35.4 δ_{180} = 2.6 σ_s = 51.2 δ_{100} = 2.6 σ_B = 88.6 q = 4.2		σ_p = 77.8 δ_{180} = 0 σ_s = δ_{100} = 0 σ_B = 125.4 q = 0
4885	C = 0.94 p. 100 Si = 0.289 — Mn = 0.25 —	σ_p = 34.5 δ_{180} = 6.7 σ_s = 46.1 δ_{100} = 7.5 σ_B = 98.1 q = 8.5	σ_p = 35.5 δ_{180} = 0 σ_s = δ_{100} = 0 σ_B = 96.1 q = 0	
4642	C = 0.79 p. 100 Si = 0.378 — Mn = 0.20 —	σ_p = 31.5 δ_{180} = 10.0 σ_s = 40.4 δ_{100} = 11.5 σ_B = 89.6 q = 14.8		
3096	C = 0.64 p. 100 Si = 0.336 — Mn = 0.18 —	σ_p = 25.6 δ_{180} = 13.4 σ_s = 34.4 δ_{100} = 15.5 σ_B = 77.1 q = 21.9		σ_p = 55.8 δ_{180} = 0 σ_s = δ_{100} = 0 σ_B = 155.3 q = 0
3914	C = 0.65 p. 100 Si = 0.275 — Mn = 0.49 —	σ_p = 28.4 δ_{180} = 10.6 σ_s = 40.4 δ_{100} = 13.6 σ_B = 85.7 q = 24.1		
4297	C = 0.44 p. 100 Si = 0.275 — Mn = 0.46 —	σ_p = 25.6 δ_{180} = 18.9 σ_s = 30.5 δ_{100} = 23.2 σ_B = 65.1 q = 42.8	σ_p = 13.8 δ_{180} = 0.3 σ_s = 57.4 δ_{100} = 0.6 σ_B = 87.9 q = 2.5	σ_p = 33.3 δ_{180} = 3.0 σ_s = δ_{100} = 3.5 σ_B = 169.6 q = 17.1
4815	C = 0.46 p. 100 Mn = 1.06 — S = 0.56 —	σ_p = 22.5 δ_{180} = 15.1 σ_s = 32.4 δ_{100} = 17.8 σ_B = 61.0 q = 24.1	σ_p = 13.8 δ_{180} = 1.1 σ_s = 35.6 δ_{100} = 1.6 σ_B = 79.1 q = 1.9	σ_p = 33.7 δ_{180} = 5.4 σ_s = 55.5 δ_{100} = 7.3 σ_B = 95.2 q = 19.1
4288	C = 0.34 p. 100 Si = 0.266 — Mn = 0.49 —	σ_p = 18.7 δ_{180} = 23.6 σ_s = 30.0 δ_{100} = 29.2 σ_B = 55.1 q = 53.2	σ_p = 17.7 δ_{180} = 1.3 σ_s = 47.3 δ_{100} = 2.3 σ_B = 90.7 q = 4.1	σ_p = 43.6 δ_{180} = 4.0 σ_s = 79.2 δ_{100} = 5.8 σ_B = 149.5 q = 24.3
8232	C = 0.31 p. 100 Mn = 0.94 — S = 0.15 —	σ_p = 27.6 δ_{180} = 24.4 σ_s = 30.5 δ_{100} = 30.8 σ_B = 53.9 q = 51.7	σ_p = 17.8 δ_{180} = 1.8 σ_s = 39.5 δ_{100} = 2.6 σ_B = 82.9 q = 3.9	σ_p = 39.6 δ_{180} = 4.3 σ_s = 59.3 δ_{100} = 7.2 σ_B = 135.3 q = 24.4
4647	C = 0.25 p. 100 Si = 0.209 — Mn = 0.41 —	σ_p = 20.7 δ_{180} = 24.6 σ_s = 27.6 δ_{100} = 30.1 σ_B = 52.0 q = 50.9	σ_p = 15.8 δ_{180} = 5.8 σ_s = 41.6 δ_{100} = 8.5 σ_B = 73.4 q = 14.3	σ_p = 29.7 δ_{180} = 4.0 σ_s = 101.0 δ_{100} = 6.4 σ_B = 119.8 q = 27.2
4795	C = 0.16 p. 100 Si = 0.453 — Mn = 0.26 —	σ_p = 20.6 δ_{180} = 27.2 σ_s = 25.5 δ_{100} = 33.8 σ_B = 46.0 q = 61.3	σ_p = 16.8 δ_{180} = 7.5 σ_s = 53.5 δ_{100} = 11.0 σ_B = 77.2 q = 47.4	σ_p = 13.8 δ_{180} = 9.2 σ_s = 43.5 δ_{100} = 12.6 σ_B = 79.1 q = 30.2
4958	C = 0.18 p. 100 Si = 0.014 — Mn = 0.38 —	σ_p = 19.7 δ_{180} = 24.8 σ_s = 22.6 δ_{100} = 37.3 σ_B = 40.0 q = 59.8	σ_p = 11.9 δ_{180} = 10.8 σ_s = 39.8 δ_{100} = 13.8 σ_B = 66.7 q = 40.4	σ_p = 14.8 δ_{180} = 10.9 σ_s = 39.5 δ_{100} = 16.2 σ_B = 63.2 q = 67.5
3138	C = 0.04 p. 100 Si = 0.05 — Mn = 0.10 —	σ_p = 14.8 δ_{180} = 26.1 σ_s = 18.9 δ_{100} = 37.8 σ_B = 32.7 q = 73.3	σ_p = 17.9 δ_{180} = 15.8 σ_s = 41.9 δ_{100} = 20.4 σ_B = 61.8 q = 65.5	σ_p = 11.9 δ_{180} = 25.4 σ_s = 24.7 δ_{100} = 32.2 σ_B = 41.5 q = 79.7

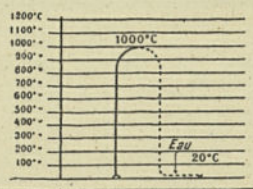
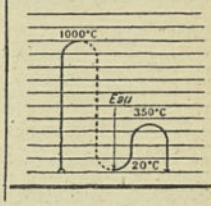
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

sur barreaux trempés à 850°.

				
$\sigma_p = 64.8$ $\delta_{180} = 5.8$ $\sigma_s = 113.8$ $\delta_{100} = 6.5$ $\sigma_B = 141.3$ $q = 10.9$	$\sigma_p = 77.3$ $\delta_{180} = 8.3$ $\sigma_s = 82.1$ $\delta_{100} = 11.3$ $\sigma_B = 103.6$ $q = 29.8$	$\sigma_p = 78.0$ $\delta_{180} = 8.1$ $\sigma_s = 108.4$ $\delta_{100} = 9.0$ $\sigma_B = 147.1$ $q = 14.7$	$\sigma_p = 70.1$ $\delta_{180} = 6.2$ $\sigma_s = 92.6$ $\delta_{100} = 7.7$ $\sigma_B = 143.8$ $q = 19.8$	$\sigma_p = 54.3$ $\delta_{180} = 4.0$ $\sigma_s = 85.2$ $\delta_{100} = 5.0$ $\sigma_B = 131.0$ $q = 11.4$
$\sigma_p = 62.9$ $\delta_{180} = 6.4$ $\sigma_s = 96.3$ $\delta_{100} = 9.0$ $\sigma_B = 132.4$ $q = 14.9$	$\sigma_p = 76.6$ $\delta_{180} = 9.7$ $\sigma_s = 84.5$ $\delta_{100} = 12.5$ $\sigma_B = 100.2$ $q = 35.1$	$\sigma_p = 72.8$ $\delta_{180} = 6.2$ $\sigma_s = 106.2$ $\delta_{100} = 8.0$ $\sigma_B = 146.7$ $q = 24.8$	$\sigma_p = 71.0$ $\delta_{180} = 6.5$ $\sigma_s = 100.5$ $\delta_{100} = 7.5$ $\sigma_B = 147.8$ $q = 27.5$	$\sigma_p = 51.7$ $\delta_{180} = 5.8$ $\sigma_s = 90.5$ $\delta_{100} = 7.7$ $\sigma_B = 135.7$ $q = 12.5$
$\sigma_p = 98.7$ $\delta_{180} = 7.2$ $\sigma_s = 106.6$ $\delta_{100} = 10.8$ $\sigma_B = 125.3$ $q = 27.4$	$\sigma_p = 69.0$ $\delta_{180} = 10.6$ $\sigma_s = 81.8$ $\delta_{100} = 13.9$ $\sigma_B = 95.6$ $q = 53.4$	$\sigma_p = 74.8$ $\delta_{180} = 6.7$ $\sigma_s = 82.4$ $\delta_{100} = 8.8$ $\sigma_B = 140.8$ $q = 30.4$	$\sigma_p = 63.1$ $\delta_{180} = 8.7$ $\sigma_s = 94.6$ $\delta_{100} = 11.8$ $\sigma_B = 140.0$ $q = 50.0$	$\sigma_p = 75.5$ $\delta_{180} = 8.0$ $\sigma_s = 86.6$ $\delta_{100} = 9.2$ $\sigma_B = 126.0$ $q = 28.5$
$\sigma_p = 78.8$ $\delta_{180} = 9.2$ $\sigma_s = 94.5$ $\delta_{100} = 12.7$ $\sigma_B = 111.1$ $q = 30.4$	$\sigma_p = 63.1$ $\delta_{180} = 11.2$ $\sigma_s = 72.9$ $\delta_{100} = 15.5$ $\sigma_B = 85.8$ $q = 33.1$	$\sigma_p = 55.1$ $\delta_{180} = 8.5$ $\sigma_s = 78.8$ $\delta_{100} = 10.0$ $\sigma_B = 45.2$ $q = 35.0$	$\sigma_p = 55.1$ $\delta_{180} = 8.3$ $\sigma_s = 82.7$ $\delta_{100} = 11.2$ $\sigma_B = 118.1$ $q = 37.6$	$\sigma_p = 59.1$ $\delta_{180} = 11.2$ $\sigma_s = 70.9$ $\delta_{100} = 15.7$ $\sigma_B = 106.3$ $q = 43.6$
$\sigma_p = 81.0$ $\delta_{180} = 7.4$ $\sigma_s = 106.7$ $\delta_{100} = 10.4$ $\sigma_B = 119.3$ $q = 33.9$	$\sigma_p = 55.3$ $\delta_{180} = 11.6$ $\sigma_s = 79.0$ $\delta_{100} = 16.5$ $\sigma_B = 91.3$ $q = 41.8$	$\sigma_p = 66.0$ $\delta_{180} = 2.4$ $\sigma_s = 94.5$ $\delta_{100} = 2.8$ $\sigma_B = 126.0$ $q = 5.3$	$\sigma_p = 63.1$ $\delta_{180} = 3.9$ $\sigma_s = 106.4$ $\delta_{100} = 4.5$ $\sigma_B = 134.1$ $q = 7.3$	$\sigma_p = 64.9$ $\delta_{180} = 10.6$ $\sigma_s = 82.6$ $\delta_{100} = 13.6$ $\sigma_B = 118.0$ $q = 44.5$
$\sigma_p = 65.2$ $\delta_{180} = 9.8$ $\sigma_s = 91.0$ $\delta_{100} = 14.2$ $\sigma_B = 109.6$ $q = 55.3$	$\sigma_p = 49.4$ $\delta_{180} = 13.3$ $\sigma_s = 67.2$ $\delta_{100} = 18.9$ $\sigma_B = 82.3$ $q = 58.9$	$\sigma_p = 46.3$ $\delta_{180} = 11.9$ $\sigma_s = 68.9$ $\delta_{100} = 15.4$ $\sigma_B = 96.5$ $q = 39.4$	$\sigma_p = 45.3$ $\delta_{180} = 12.0$ $\sigma_s = 65.0$ $\delta_{100} = 14.3$ $\sigma_B = 97.5$ $q = 46.1$	$\sigma_p = 51.1$ $\delta_{180} = 13.1$ $\sigma_s = 61.0$ $\delta_{100} = 17.2$ $\sigma_B = 88.5$ $q = 49.4$
$\sigma_p = 57.1$ $\delta_{180} = 8.2$ $\sigma_s = 70.8$ $\delta_{100} = 9.8$ $\sigma_B = 90.6$ $q = 21.8$	$\sigma_p = 45.7$ $\delta_{180} = 6.0$ $\sigma_s = 60.9$ $\delta_{100} = 14.0$ $\sigma_B = 75.7$ $q = 14.7$	$\sigma_p = 40.9$ $\delta_{180} = 6.2$ $\sigma_s = 59.3$ $\delta_{100} = 7.5$ $\sigma_B = 84.6$ $q = 12.5$	$\sigma_p = 31.7$ $\delta_{180} = 6.4$ $\sigma_s = 57.4$ $\delta_{100} = 8.2$ $\sigma_B = 84.8$ $q = 22.3$	$\sigma_p = 45.8$ $\delta_{180} = 9.3$ $\sigma_s = 55.8$ $\delta_{100} = 11.4$ $\sigma_B = 80.4$ $q = 25.8$
$\sigma_p = 41.6$ $\delta_{180} = 10.8$ $\sigma_s = 45.7$ $\delta_{100} = 15.7$ $\sigma_B = 89.5$ $q = 59.6$	$\sigma_p = 33.5$ $\delta_{180} = 12.7$ $\sigma_s = 60.3$ $\delta_{100} = 17.8$ $\sigma_B = 73.0$ $q = 63.2$	$\sigma_p = 31.5$ $\delta_{180} = 12.6$ $\sigma_s = 53.1$ $\delta_{100} = 17.4$ $\sigma_B = 77.7$ $q = 51.7$	$\sigma_p = 29.5$ $\delta_{180} = 13.1$ $\sigma_s = 51.2$ $\delta_{100} = 18.0$ $\sigma_B = 75.1$ $q = 57.7$	$\sigma_p = 43.3$ $\delta_{180} = 17.8$ $\sigma_s = 47.7$ $\delta_{100} = 21.7$ $\sigma_B = 72.3$ $q = 56.2$
$\sigma_p = 53.4$ $\delta_{180} = 9.3$ $\sigma_s = 69.2$ $\delta_{100} = 13.2$ $\sigma_B = 86.4$ $q = 51.5$	$\sigma_p = 45.4$ $\delta_{180} = 14.6$ $\sigma_s = 56.3$ $\delta_{100} = 20.0$ $\sigma_B = 70.1$ $q = 55.3$	$\sigma_p = 19.7$ $\delta_{180} = 13.6$ $\sigma_s = 47.2$ $\delta_{100} = 17.2$ $\sigma_B = 74.6$ $q = 51.7$	$\sigma_p = 29.6$ $\delta_{180} = 15.3$ $\sigma_s = 51.3$ $\delta_{100} = 18.6$ $\sigma_B = 77.0$ $q = 51.6$	$\sigma_p = 45.3$ $\delta_{180} = 15.6$ $\sigma_s = 49.2$ $\delta_{100} = 20.1$ $\sigma_B = 70.9$ $q = 54.7$
$\sigma_p = 49.4$ $\delta_{180} = 10.0$ $\sigma_s = 61.3$ $\delta_{100} = 15.2$ $\sigma_B = 78.9$ $q = 50.3$	$\sigma_p = 35.6$ $\delta_{180} = 15.3$ $\sigma_s = 45.4$ $\delta_{100} = 20.3$ $\sigma_B = 65.2$ $q = 58.2$	$\sigma_p = 15.7$ $\delta_{180} = 14.2$ $\sigma_s = 43.3$ $\delta_{100} = 19.6$ $\sigma_B = 66.0$ $q = 51.0$	$\sigma_p = 21.7$ $\delta_{180} = 15.9$ $\sigma_s = 42.4$ $\delta_{100} = 20.8$ $\sigma_B = 68.0$ $q = 56.9$	$\sigma_p = 31.4$ $\delta_{180} = 17.1$ $\sigma_s = 39.3$ $\delta_{100} = 22.6$ $\sigma_B = 64.0$ $q = 54.8$
$\sigma_p = 21.7$ $\delta_{180} = 22.1$ $\sigma_s = 31.6$ $\delta_{100} = 28.2$ $\sigma_B = 55.5$ $q = 63.8$	$\sigma_p = 16.6$ $\delta_{180} = 22.9$ $\sigma_s = 28.1$ $\delta_{100} = 29.6$ $\sigma_B = 51.6$ $q = 67.4$	$\sigma_p = 13.8$ $\delta_{180} = 17.3$ $\sigma_s = 27.6$ $\delta_{100} = 23.2$ $\sigma_B = 56.6$ $q = 48.6$	$\sigma_p = 11.8$ $\delta_{180} = 25.1$ $\sigma_s = 27.6$ $\delta_{100} = 30.0$ $\sigma_B = 51.5$ $q = 62.5$	$\sigma_p = 17.8$ $\delta_{180} = 27.8$ $\sigma_s = 29.5$ $\delta_{100} = 32.7$ $\sigma_B = 50.6$ $q = 62.6$
$\sigma_p = 27.6$ $\delta_{180} = 16.1$ $\sigma_s = 38.5$ $\delta_{100} = 23.7$ $\sigma_B = 54.1$ $q = 69.1$	$\sigma_p = 28.6$ $\delta_{180} = 23.6$ $\sigma_s = 31.5$ $\delta_{100} = 31.1$ $\sigma_B = 46.6$ $q = 69.0$	$\sigma_p = 15.7$ $\delta_{180} = 22.7$ $\sigma_s = 32.3$ $\delta_{100} = 29.3$ $\sigma_B = 52.8$ $q = 65.9$	$\sigma_p = 15.7$ $\delta_{180} = 26.8$ $\sigma_s = 29.5$ $\delta_{100} = 34.4$ $\sigma_B = 50.6$ $q = 67.8$	$\sigma_p = 25.6$ $\delta_{180} = 27.8$ $\sigma_s = 29.5$ $\delta_{100} = 35.8$ $\sigma_B = 47.6$ $q = 65.9$
$\sigma_p = 21.7$ $\delta_{180} = 30.9$ $\sigma_s = 23.0$ $\delta_{100} = 40.0$ $\sigma_B = 35.8$ $q = 75.0$	$\sigma_p = 17.8$ $\delta_{180} = 33.1$ $\sigma_s = 21.3$ $\delta_{100} = 42.2$ $\sigma_B = 33.4$ $q = 76.0$	$\sigma_p = 17.7$ $\delta_{180} = 22.8$ $\sigma_s = 25.6$ $\delta_{100} = 28.8$ $\sigma_B = 42.7$ $q = 70.9$	$\sigma_p = 13.8$ $\delta_{180} = 31.8$ $\sigma_s = 19.7$ $\delta_{100} = 41.4$ $\sigma_B = 35.5$ $q = 78.1$	$\sigma_p = 19.7$ $\delta_{180} = 34.9$ $\sigma_s = 21.7$ $\delta_{100} = 42.9$ $\sigma_B = 35.5$ $q = 74.9$

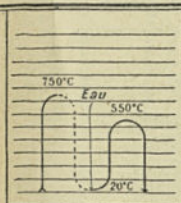
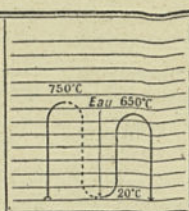
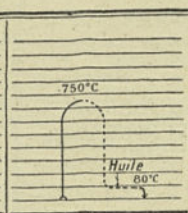
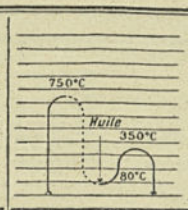
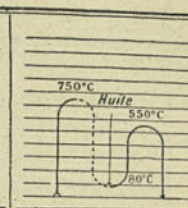
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Résultats des essais de traction

NUMÉROS.	ANALYSES.	ÉTAT NATUREL.		
4612	C = 1.17 p. 100 Si = 0.313 — Mn = 0.21 —	$\sigma_p = 35.4$ $\delta_{180} = 2.6$ $\sigma_s = 51.2$ $\delta_{100} = 2.6$ $\sigma_B = 88.6$ $q = 4.2$	$\sigma_p = 25.6$ $\delta_{180} = 4.9$ $\sigma_s = 53.2$ $\delta_{100} = 4.9$ $\sigma_B = 100.4$ $q = 6.3$	$\sigma_p = 29.6$ $\delta_{180} = 6.0$ $\sigma_s = 47.3$ $\delta_{100} = 6.3$ $\sigma_B = 97.7$ $q = 5.3$
4885	C = 0.94 p. 100 Si = 0.289 — Mn = 0.25 —	$\sigma_p = 34.5$ $\delta_{180} = 6.7$ $\sigma_s = 46.1$ $\delta_{100} = 7.5$ $\sigma_B = 98.1$ $q = 8.5$	$\sigma_p = 31.5$ $\delta_{180} = 6.2$ $\sigma_s = 49.2$ $\delta_{100} = 9.9$ $\sigma_B = 99.4$ $q = 12.7$	$\sigma_p = 23.7$ $\delta_{180} = 10.2$ $\sigma_s = 45.3$ $\delta_{100} = 11.5$ $\sigma_B = 96.8$ $q = 14.7$
4642	C = 0.79 p. 100 Si = 0.378 — Mn = 0.20 —	$\sigma_p = 31.5$ $\delta_{180} = 10.0$ $\sigma_s = 40.4$ $\delta_{100} = 11.5$ $\sigma_B = 89.6$ $q = 14.8$	$\sigma_p = 17.8$ $\delta_{180} = 11.5$ $\sigma_s = 43.3$ $\delta_{100} = 12.7$ $\sigma_B = 91.6$ $q = 16.8$	$\sigma_p = 27.6$ $\delta_{180} = 11.3$ $\sigma_s = 45.3$ $\delta_{100} = 13.2$ $\sigma_B = 90.2$ $q = 17.8$
3096	C = 0.64 p. 100 Si = 0.336 — Mn = 0.18 —	$\sigma_p = 23.6$ $\delta_{180} = 13.4$ $\sigma_s = 34.4$ $\delta_{100} = 15.5$ $\sigma_B = 77.1$ $q = 21.9$	$\sigma_p = 17.7$ $\delta_{180} = 14.1$ $\sigma_s = 37.4$ $\delta_{100} = 16.4$ $\sigma_B = 79.6$ $q = 25.7$	$\sigma_p = 15.8$ $\delta_{180} = 15.0$ $\sigma_s = 35.4$ $\delta_{100} = 16.9$ $\sigma_B = 72.9$ $q = 21.8$
3914	C = 0.65 p. 100 Si = 0.275 — Mn = 0.49 —	$\sigma_p = 28.4$ $\delta_{180} = 10.6$ $\sigma_s = 40.4$ $\delta_{100} = 13.6$ $\sigma_B = 85.7$ $q = 24.1$	$\sigma_p = 23.6$ $\delta_{180} = 13.2$ $\sigma_s = 41.7$ $\delta_{100} = 16.8$ $\sigma_B = 85.7$ $q = 21.8$	$\sigma_p = 19.7$ $\delta_{180} = 13.6$ $\sigma_s = 38.4$ $\delta_{100} = 16.5$ $\sigma_B = 83.1$ $q = 24.7$
4297	C = 0.44 p. 100 Si = 0.275 — Mn = 0.46 —	$\sigma_p = 25.6$ $\delta_{180} = 18.9$ $\sigma_s = 30.5$ $\delta_{100} = 23.2$ $\sigma_B = 65.1$ $q = 42.8$	$\sigma_p = 19.7$ $\delta_{180} = 17.5$ $\sigma_s = 35.4$ $\delta_{100} = 21.3$ $\sigma_B = 55.5$ $q = 41.1$	$\sigma_p = 19.7$ $\delta_{180} = 20.0$ $\sigma_s = 32.5$ $\delta_{100} = 24.0$ $\sigma_B = 65.9$ $q = 43.7$
4815	C = 0.46 p. 100 Mn = 1.06 — S = 0.56 —	$\sigma_p = 22.5$ $\delta_{180} = 15.4$ $\sigma_s = 32.4$ $\delta_{100} = 17.8$ $\sigma_B = 62.0$ $q = 24.1$	$\sigma_p = 13.8$ $\delta_{180} = 14.4$ $\sigma_s = 43.7$ $\delta_{100} = 17.2$ $\sigma_B = 68.7$ $q = 21.9$	$\sigma_p = 19.7$ $\delta_{180} = 14.2$ $\sigma_s = 34.1$ $\delta_{100} = 16.8$ $\sigma_B = 61.8$ $q = 30.4$
4288	C = 0.34 p. 100 Si = 0.266 — Mn = 0.49 —	$\sigma_p = 18.7$ $\delta_{180} = 23.6$ $\sigma_s = 28.0$ $\delta_{100} = 29.2$ $\sigma_B = 55.1$ $q = 53.2$	$\sigma_p = 15.7$ $\delta_{180} = 19.2$ $\sigma_s = 40.3$ $\delta_{100} = 23.3$ $\sigma_B = 61.8$ $q = 51.7$	$\sigma_p = 17.7$ $\delta_{180} = 25.0$ $\sigma_s = 27.2$ $\delta_{100} = 30.1$ $\sigma_B = 54.7$ $q = 54.7$
8232	C = 0.31 p. 100 Mn = 0.94 — S = 0.15 —	$\sigma_p = 27.6$ $\delta_{180} = 24.4$ $\sigma_s = 30.5$ $\delta_{100} = 30.8$ $\sigma_B = 53.9$ $q = 51.7$	$\sigma_p = 13.8$ $\delta_{180} = 18.2$ $\sigma_s = 37.4$ $\delta_{100} = 22.9$ $\sigma_B = 59.9$ $q = 51.7$	$\sigma_p = 17.7$ $\delta_{180} = 23.8$ $\sigma_s = 2.8$ $\delta_{100} = 30.0$ $\sigma_B = 53.2$ $q = 54.6$
4647	C = 0.25 p. 100 Si = 0.299 — Mn = 0.41 —	$\sigma_p = 20.7$ $\delta_{180} = 24.6$ $\sigma_s = 27.6$ $\delta_{100} = 30.1$ $\sigma_B = 52.0$ $q = 50.9$	$\sigma_p = 15.7$ $\delta_{180} = 19.6$ $\sigma_s = 36.2$ $\delta_{100} = 22.3$ $\sigma_B = 58.8$ $q = 53.3$	$\sigma_p = 15.8$ $\delta_{180} = 25.0$ $\sigma_s = 28.2$ $\delta_{100} = 30.7$ $\sigma_B = 49.2$ $q = 58.4$
4795	C = 0.16 p. 100 Si = 0.443 — Mn = 0.26 —	$\sigma_p = 20.6$ $\delta_{180} = 27.2$ $\sigma_s = 25.5$ $\delta_{100} = 33.8$ $\sigma_B = 46.0$ $q = 61.3$	$\sigma_p = 12.8$ $\delta_{180} = 14.6$ $\sigma_s = 33.4$ $\delta_{100} = 18.4$ $\sigma_B = 57.0$ $q = 50.2$	$\sigma_p = 15.8$ $\delta_{180} = 23.0$ $\sigma_s = 28.0$ $\delta_{100} = 28.7$ $\sigma_B = 45.6$ $q = 61.9$
4958	C = 0.18 p. 100 Si = 0.014 — Mn = 0.38 —	$\sigma_p = 19.7$ $\delta_{180} = 24.8$ $\sigma_s = 22.6$ $\delta_{100} = 37.3$ $\sigma_B = 40.0$ $q = 59.8$	$\sigma_p = 12.2$ $\delta_{180} = 17.1$ $\sigma_s = 32.5$ $\delta_{100} = 20.4$ $\sigma_B = 55.5$ $q = 53.2$	$\sigma_p = 17.7$ $\delta_{180} = 30.0$ $\sigma_s = 23.6$ $\delta_{100} = 36.8$ $\sigma_B = 40.8$ $q = 61.9$
3138	C = 0.09 p. 100 Si = 0.005 — Mn = 0.10 —	$\sigma_p = 14.8$ $\delta_{180} = 26.1$ $\sigma_s = 18.9$ $\delta_{100} = 37.8$ $\sigma_B = 32.7$ $q = 73.3$	$\sigma_p = 13.8$ $\delta_{180} = 15.6$ $\sigma_s = 33.5$ $\delta_{100} = 19.8$ $\sigma_B = 56.4$ $q = 54.0$	$\sigma_p = 11.8$ $\delta_{180} = 30.6$ $\sigma_s = 20.8$ $\delta_{100} = 38.8$ $\sigma_B = 34.0$ $q = 76.6$

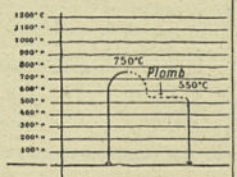
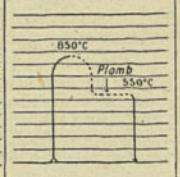
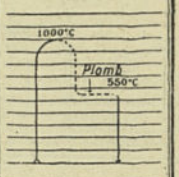
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

sur barreaux trempés à 750°.

				
$\sigma_p = 41.4$ $\delta_{180} = 5.6$ $\sigma_s = 49.2$ $\delta_{100} = 5.7$ $\sigma_B = 98.5$ $q = 6.3$	$\sigma_p = 43.3$ $\delta_{180} = 7.9$ $\sigma_s = 51.2$ $\delta_{100} = 9.8$ $\sigma_B = 98.4$ $q = 8.5$	$\sigma_p = 45.2$ $\delta_{180} = 9.1$ $\sigma_s = 51.1$ $\delta_{100} = 9.4$ $\sigma_B = 98.3$ $q = 10.7$	$\sigma_p = 45.3$ $\delta_{180} = 8.1$ $\sigma_s = 49.2$ $\delta_{100} = 9.2$ $\sigma_B = 98.5$ $q = 7.4$	$\sigma_p = 43.3$ $\delta_{180} = 8.6$ $\sigma_s = 49.2$ $\delta_{100} = 10.0$ $\sigma_B = 98.1$ $q = 9.6$
$\sigma_p = 33.5$ $\delta_{180} = 10.4$ $\sigma_s = 43.3$ $\delta_{100} = 11.7$ $\sigma_B = 100.6$ $q = 12.7$	$\sigma_p = 33.5$ $\delta_{180} = 10.4$ $\sigma_s = 51.3$ $\delta_{100} = 11.7$ $\sigma_B = 96.6$ $q = 13.6$	$\sigma_p = 35.4$ $\delta_{180} = 9.7$ $\sigma_s = 45.3$ $\delta_{100} = 11.5$ $\sigma_B = 98.3$ $q = 15.8$	$\sigma_p = 38.4$ $\delta_{180} = 11.0$ $\sigma_s = 43.7$ $\delta_{100} = 12.3$ $\sigma_B = 92.8$ $q = 14.8$	$\sigma_p = 39.3$ $\delta_{180} = 10.2$ $\sigma_s = 43.3$ $\delta_{100} = 12.0$ $\sigma_B = 92.8$ $q = 15.9$
$\sigma_p = 33.4$ $\delta_{180} = 13$ $\sigma_s = 39.3$ $\delta_{100} = 14.6$ $\sigma_B = 87.9$ $q = 29.6$	$\sigma_p = 31.5$ $\delta_{180} = 12.6$ $\sigma_s = 40.4$ $\delta_{100} = 15.1$ $\sigma_B = 89.1$ $q = 20.7$	$\sigma_p = 34.5$ $\delta_{180} = 12.4$ $\sigma_s = 41.4$ $\delta_{100} = 14.3$ $\sigma_B = 89.6$ $q = 18.8$	$\sigma_p = 31.5$ $\delta_{180} = 12.4$ $\sigma_s = 40.3$ $\delta_{100} = 14.6$ $\sigma_B = 88.5$ $q = 20.9$	$\sigma_p = 34.4$ $\delta_{180} = 12.6$ $\sigma_s = 39.3$ $\delta_{100} = 15.0$ $\sigma_B = 89.3$ $q = 18.9$
$\sigma_p = 29.5$ $\delta_{180} = 16.4$ $\sigma_s = 34.4$ $\delta_{100} = 18.8$ $\sigma_B = 74.7$ $q = 26.7$	$\sigma_p = 31.5$ $\delta_{180} = 15.4$ $\sigma_s = 34.4$ $\delta_{100} = 18.4$ $\sigma_B = 73.2$ $q = 25.7$	$\sigma_p = 28.6$ $\delta_{180} = 17.0$ $\sigma_s = 34.4$ $\delta_{100} = 20.8$ $\sigma_B = 74.2$ $q = 30.4$	$\sigma_p = 29.5$ $\delta_{180} = 17.2$ $\sigma_s = 33.5$ $\delta_{100} = 20.5$ $\sigma_B = 86.0$ $q = 30.4$	$\sigma_p = 28.5$ $\delta_{180} = 16.8$ $\sigma_s = 33.4$ $\delta_{100} = 20.6$ $\sigma_B = 71.6$ $q = 28.6$
$\sigma_p = 31.4$ $\delta_{180} = 15.6$ $\sigma_s = 37.3$ $\delta_{100} = 19.5$ $\sigma_B = 81.9$ $q = 27.7$	$\sigma_p = 27.5$ $\delta_{180} = 15.8$ $\sigma_s = 36.6$ $\delta_{100} = 18.7$ $\sigma_B = 23.7$ $q = 25.7$	$\sigma_p = 31.5$ $\delta_{180} = 13.0$ $\sigma_s = 41.4$ $\delta_{100} = 15.4$ $\sigma_B = 85.5$ $q = 23.7$	$\sigma_p = 33.4$ $\delta_{180} = 14.4$ $\sigma_s = 38.5$ $\delta_{100} = 16.9$ $\sigma_B = 82.7$ $q = 24.7$	$\sigma_p = 31.4$ $\delta_{180} = 13.3$ $\sigma_s = 37.3$ $\delta_{100} = 16.7$ $\sigma_B = 79.6$ $q = 24.9$
$\sigma_p = 25.6$ $\delta_{180} = 19.6$ $\sigma_s = 31.8$ $\delta_{100} = 25.5$ $\sigma_B = 64.1$ $q = 44.4$	$\sigma_p = 28.6$ $\delta_{180} = 21.5$ $\sigma_s = 32.5$ $\delta_{100} = 26.7$ $\sigma_B = 67.4$ $q = 53.1$	$\sigma_p = 25.6$ $\delta_{180} = 18.0$ $\sigma_s = 33.5$ $\delta_{100} = 22.2$ $\sigma_B = 66.6$ $q = 54.4$	$\sigma_p = 25.6$ $\delta_{180} = 20.1$ $\sigma_s = 30.2$ $\delta_{100} = 25.0$ $\sigma_B = 63.7$ $q = 48.7$	$\sigma_p = 25.6$ $\delta_{180} = 21.7$ $\sigma_s = 30.4$ $\delta_{100} = 26.5$ $\sigma_B = 62.2$ $q = 57.2$
$\sigma_p = 28.6$ $\delta_{180} = 18.1$ $\sigma_s = 35.4$ $\delta_{100} = 21.3$ $\sigma_B = 61.0$ $q = 27.6$	$\sigma_p = 29.5$ $\delta_{180} = 18.2$ $\sigma_s = 37.4$ $\delta_{100} = 21.3$ $\sigma_B = 62.8$ $q = 30.4$	$\sigma_p = 21.7$ $\delta_{180} = 14.7$ $\sigma_s = 37.4$ $\delta_{100} = 17.0$ $\sigma_B = 62.6$ $q = 19.3$	$\sigma_p = 25.6$ $\delta_{180} = 37.9$ $\sigma_s = 37.2$ $\delta_{100} = 20.4$ $\sigma_B = 61.4$ $q = 24.8$	$\sigma_p = 23.6$ $\delta_{180} = 17.3$ $\sigma_s = 35.1$ $\delta_{100} = 20.5$ $\sigma_B = 60.5$ $q = 28.5$
$\sigma_p = 21.6$ $\delta_{180} = 24.4$ $\sigma_s = 27.5$ $\delta_{100} = 30.5$ $\sigma_B = 53.7$ $q = 54.8$	$\sigma_p = 21.7$ $\delta_{180} = 24.7$ $\sigma_s = 29.6$ $\delta_{100} = 31.0$ $\sigma_B = 54.1$ $q = 52.4$	$\sigma_p = 23.6$ $\delta_{180} = 21.6$ $\sigma_s = 31.0$ $\delta_{100} = 27.5$ $\sigma_B = 55.6$ $q = 51.7$	$\sigma_p = 21.7$ $\delta_{180} = 25.6$ $\sigma_s = 28.2$ $\delta_{100} = 32.0$ $\sigma_B = 53.7$ $q = 55.2$	$\sigma_p = 25.6$ $\delta_{180} = 25.0$ $\sigma_s = 26.6$ $\delta_{100} = 31.1$ $\sigma_B = 53.3$ $q = 54.7$
$\sigma_p = 25.6$ $\delta_{180} = 24.1$ $\sigma_s = 29.6$ $\delta_{100} = 30.0$ $\sigma_B = 52.1$ $q = 55.4$	$\sigma_p = 30.5$ $\delta_{180} = 25.6$ $\sigma_s = 33.5$ $\delta_{100} = 32.3$ $\sigma_B = 52.8$ $q = 55.5$	$\sigma_p = 27.5$ $\delta_{180} = 25.2$ $\sigma_s = 31.6$ $\delta_{100} = 31.1$ $\sigma_B = 54.2$ $q = 53.3$	$\sigma_p = 27.6$ $\delta_{180} = 26.0$ $\sigma_s = 31.5$ $\delta_{100} = 32.1$ $\sigma_B = 51.5$ $q = 55.5$	$\sigma_p = 29.5$ $\delta_{180} = 25.0$ $\sigma_s = 31.9$ $\delta_{100} = 30.7$ $\sigma_B = 51.2$ $q = 55.5$
$\sigma_p = 23.6$ $\delta_{180} = 27.5$ $\sigma_s = 27.0$ $\delta_{100} = 34.7$ $\sigma_B = 48.5$ $q = 59.1$	$\sigma_p = 17.7$ $\delta_{180} = 26.9$ $\sigma_s = 27.6$ $\delta_{100} = 33.5$ $\sigma_B = 50.8$ $q = 55.9$	$\sigma_p = 23.6$ $\delta_{180} = 21.5$ $\sigma_s = 29.8$ $\delta_{100} = 27.1$ $\sigma_B = 51.2$ $q = 58.4$	$\sigma_p = 25.5$ $\delta_{180} = 27.0$ $\sigma_s = 27.9$ $\delta_{100} = 33.2$ $\sigma_B = 48.2$ $q = 59.1$	$\sigma_p = 21.7$ $\delta_{180} = 26.9$ $\sigma_s = 26.8$ $\delta_{100} = 33.8$ $\sigma_B = 50.0$ $q = 56.9$
$\sigma_p = 23.6$ $\delta_{180} = 28.8$ $\sigma_s = 25.9$ $\delta_{100} = 35.7$ $\sigma_B = 44.1$ $q = 64.0$	$\sigma_p = 21.6$ $\delta_{180} = 28.7$ $\sigma_s = 27.5$ $\delta_{100} = 35.1$ $\sigma_B = 45.0$ $q = 65.1$	$\sigma_p = 25.6$ $\delta_{180} = 20.3$ $\sigma_s = 31.5$ $\delta_{100} = 24.1$ $\sigma_B = 51.1$ $q = 60.0$	$\sigma_p = 23.6$ $\delta_{180} = 28.6$ $\sigma_s = 27.3$ $\delta_{100} = 35.5$ $\sigma_B = 44.5$ $q = 64.6$	$\sigma_p = 21.6$ $\delta_{180} = 28.8$ $\sigma_s = 27.5$ $\delta_{100} = 36.0$ $\sigma_B = 43.7$ $q = 61.3$
$\sigma_p = 23.7$ $\delta_{180} = 29.1$ $\sigma_s = 25.6$ $\delta_{100} = 36.2$ $\sigma_B = 39.8$ $q = 62.5$	$\sigma_p = 20.7$ $\delta_{180} = 32.3$ $\sigma_s = 23.6$ $\delta_{100} = 40.5$ $\sigma_B = 40.2$ $q = 65.9$	$\sigma_p = 23.6$ $\delta_{180} = 22.7$ $\sigma_s = 27.5$ $\delta_{100} = 27.9$ $\sigma_B = 47.5$ $q = 56.3$	$\sigma_p = 18.7$ $\delta_{180} = 28.5$ $\sigma_s = 21.7$ $\delta_{100} = 34.9$ $\sigma_B = 39.5$ $q = 60.6$	$\sigma_p = 20.7$ $\delta_{180} = 31.3$ $\sigma_s = 24.0$ $\delta_{100} = 38.9$ $\sigma_B = 38.2$ $q = 63.2$
$\sigma_p = 17.7$ $\delta_{180} = 34.9$ $\sigma_s = 19.7$ $\delta_{100} = 43.1$ $\sigma_B = 32.5$ $q = 76.6$	$\sigma_p = 15.7$ $\delta_{180} = 35.2$ $\sigma_s = 19.7$ $\delta_{100} = 44.1$ $\sigma_B = 33.4$ $q = 77.7$	$\sigma_p = 20.6$ $\delta_{180} = 21.7$ $\sigma_s = 26.0$ $\delta_{100} = 28.2$ $\sigma_B = 44.3$ $q = 65.3$	$\sigma_p = 15.8$ $\delta_{180} = 33.0$ $\sigma_s = 17.3$ $\delta_{100} = 41.5$ $\sigma_B = 32.8$ $q = 77.1$	$\sigma_p = 19.7$ $\delta_{180} = 35.1$ $\sigma_s = 21.7$ $\delta_{100} = 43.8$ $\sigma_B = 32.3$ $q = 77.8$

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Résultats des essais de traction sur barreaux trempés au plomb.

NUMÉROS.	ANALYSE.	ÉTAT NATUREL.			
4612	C = 1.17 p. 100 Si = 0.313 — Mn = 0.21 —	σ_p = 35.4 δ_{180} = 2.6 σ_s = 51.2 δ_{100} = 2.6 σ_B = 88.6 q = 4.2	σ_p = 43.3 δ_{180} = 6.7 σ_s = 49.2 δ_{100} = 7.0 σ_B = 102.4 q = 6.3	σ_p = 63.2 δ_{180} = 8.0 σ_s = 70.1 δ_{100} = 8.0 σ_B = 118.5 q = 14.5	σ_p = 65.3 δ_{180} = 2.1 σ_s = 90.0 δ_{100} = 2.5 σ_B = 148.3 q = 3.8
4885	C = 0.94 p. 100 Si = 0.289 — Mn = 0.25 —	σ_p = 34.5 δ_{108} = 6.7 σ_s = 46.1 δ_{100} = 7.5 σ_B = 98.1 q = 8.5	σ_p = 37.4 δ_{180} = 9.4 σ_s = 44.3 δ_{100} = 10.0 σ_B = 96.3 q = 10.6	σ_p = 61.2 δ_{180} = 7.5 σ_s = 71.1 δ_{100} = 9.5 σ_B = 120.5 q = 19.6	σ_p = 77.0 δ_{180} = 6.4 σ_s = 94.8 δ_{100} = 8.0 σ_B = 145.2 q = 21.5
4642	C = 0.79 p. 100 Si = 0.378 — Mn = 0.20 —	σ_p = 31.5 δ_{180} = 10.0 σ_s = 40.4 δ_{100} = 11.5 σ_B = 89.6 q = 14.8	σ_p = 35.4 δ_{180} = 11.6 σ_s = 40.4 δ_{100} = 13.3 σ_B = 89.0 q = 16.8	σ_p = 67.2 δ_{180} = 10.0 σ_s = 73.1 δ_{100} = 12.1 σ_B = 117.9 q = 30.2	σ_p = 64.2 δ_{180} = 6.1 σ_s = 79.1 δ_{100} = 9.4 σ_B = 122.6 q = 22.4
3096	C = 0.64 p. 100 Si = 0.336 — Mn = 0.18 —	σ_p = 25.6 δ_{180} = 13.4 σ_s = 34.4 δ_{100} = 15.5 σ_B = 77.4 q = 21.9	σ_p = 29.5 δ_{180} = 15.2 σ_s = 35.4 δ_{100} = 18.5 σ_B = 75.2 q = 27.6	σ_p = 53.4 δ_{180} = 9.7 σ_s = 61.3 δ_{100} = 12.5 σ_B = 99.9 q = 30.1	σ_p = 50.6 δ_{180} = 9.7 σ_s = 63.3 δ_{100} = 12.0 σ_B = 104.9 q = 33.7
5914	C = 0.65 p. 100 Si = 0.275 — Mn = 0.49 —	σ_p = 28.4 δ_{180} = 10.6 σ_s = 40.4 δ_{100} = 24.1 σ_B = 85.7 q = 24.1	σ_p = 31.5 δ_{180} = 14.1 σ_s = 37.4 δ_{100} = 17.5 σ_B = 79.6 q = 24.7	σ_p = 51.4 δ_{180} = 9.5 σ_s = 69.2 δ_{100} = 13.0 σ_B = 111.3 q = 38.3	σ_p = 59.4 δ_{180} = 8.2 σ_s = 79.2 δ_{100} = 10.2 σ_B = 118.0 q = 30.0
4297	C = 0.44 p. 100 Si = 0.275 — Mn = 0.46 —	σ_p = 25.6 δ_{180} = 18.9 σ_s = 30.5 δ_{100} = 42.8 σ_B = 65.1 q = 42.8	σ_p = 27.6 δ_{180} = 20.6 σ_s = 31.5 δ_{100} = 25.0 σ_B = 66.0 q = 42.8	σ_p = 39.6 δ_{180} = 13.6 σ_s = 49.5 δ_{100} = 18.0 σ_B = 81.2 q = 49.8	σ_p = 44.7 δ_{180} = 11.7 σ_s = 55.5 δ_{100} = 15.8 σ_B = 89.7 q = 47.3
4815	C = 0.46 p. 100 Mn = 1.06 — S = 0.56 —	σ_p = 22.5 δ_{180} = 15.4 σ_s = 32.4 δ_{100} = 17.8 σ_B = 62.0 q = 24.1	σ_p = 31.9 δ_{180} = 17.9 σ_s = 37.8 δ_{100} = 21.4 σ_B = 63.1 q = 25.8	σ_p = 31.7 δ_{180} = 13.4 σ_s = 47.6 δ_{100} = 16.6 σ_B = 75.3 q = 25.2	σ_p = 51.7 δ_{180} = 13.1 σ_s = 55.6 δ_{100} = 16.2 σ_B = 75.3 q = 23.1
4288	C = 0.34 p. 100 Si = 0.266 — Mn = 0.49 —	σ_p = 18.7 δ_{180} = 23.6 σ_s = 28.0 δ_{100} = 29.2 σ_B = 55.1 q = 53.2	σ_p = 25.6 δ_{180} = 24.4 σ_s = 29.5 δ_{100} = 31.6 σ_B = 55.1 q = 55.4	σ_p = 25.7 δ_{180} = 20.4 σ_s = 35.6 δ_{100} = 26.0 σ_B = 65.3 q = 58.8	σ_p = 25.7 δ_{180} = 20.2 σ_s = 44.6 δ_{100} = 27.6 σ_B = 70.3 q = 56.7
8232	C = 0.31 p. 100 Mn = 0.94 — S = 0.15 —	σ_p = 27.6 δ_{180} = 24.4 σ_s = 30.5 δ_{100} = 30.8 σ_B = 53.9 q = 51.7	σ_p = 25.7 δ_{180} = 25.5 σ_s = 29.6 δ_{100} = 31.8 σ_B = 53.3 q = 54.6	σ_p = 31.6 δ_{180} = 19.1 σ_s = 39.6 δ_{100} = 24.3 σ_B = 63.3 q = 55.3	σ_p = 40.6 δ_{180} = 16.8 σ_s = 43.6 δ_{100} = 22.0 σ_B = 65.8 q = 53.6
4647	C = 0.25 p. 100 Si = 0.299 — Mn = 0.41 —	σ_p = 20.7 δ_{180} = 24.6 σ_s = 27.6 δ_{100} = 30.1 σ_B = 52.0 q = 50.9	σ_p = 21.7 δ_{180} = 26.6 σ_s = 29.6 δ_{100} = 32.7 σ_B = 51.8 q = 55.3	σ_p = 15.8 δ_{180} = 24.3 σ_s = 29.6 δ_{100} = 31.7 σ_B = 58.3 q = 55.3	σ_p = 38.6 δ_{180} = 18.1 σ_s = 43.6 δ_{100} = 24.0 σ_B = 103.4 q = 53.0
4795	C = 0.16 p. 100 Si = 0.453 — Mn = 0.26 —	σ_p = 20.6 δ_{180} = 27.2 σ_s = 25.5 δ_{100} = 33.8 σ_B = 46.0 q = 61.3	σ_p = 21.7 δ_{180} = 29.8 σ_s = 27.6 δ_{100} = 36.1 σ_B = 45.7 q = 63.2	σ_p = 19.8 δ_{180} = 27.3 σ_s = 26.[illegible] δ_{100} = 34.4 σ_B = 49.4 q = 56.7	σ_p = 27.8 δ_{180} = 27.8 σ_s = 35.8 δ_{100} = 35.0 σ_B = 61.6 q = 66.9
4958	C = 0.18 p. 100 Si = 0.014 — Mn = 0.38 —	σ_p = 19.7 δ_{180} = 24.8 σ_s = 22.6 δ_{100} = 37.3 σ_B = 40.0 q = 59.8	σ_p = 23.7 δ_{180} = 33.0 σ_s = 25.7 δ_{100} = 41.0 σ_B = 39.5 q = 63.8	σ_p = 21.8 δ_{180} = 30.5 σ_s = 25.8 δ_{100} = 39.4 σ_B = 45.6 q = 66.3	σ_p = 19.8 δ_{180} = 27.8 σ_s = 29.8 δ_{100} = 35.5 σ_B = 45.7 q = 68.8
3138	C = 0.09 p. 100 Si = 0.005 — Mn = 0.10 —	σ_p = 14.8 δ_{180} = 16.1 σ_s = 18.9 δ_{100} = 37.8 σ_B = 32.7 q = 73.3	σ_p = 17.8 δ_{180} = 36.0 σ_s = 20.7 δ_{100} = 45.2 σ_B = 33.0 q = 76.0	σ_p = 15.9 δ_{180} = 35.1 σ_s = 20.8 δ_{100} = 41.9 σ_B = 34.7 q = 71.9	σ_p = 23.9 δ_{180} = 35.3 σ_s = 27.8 δ_{100} = 44.5 σ_B = 35.3 q = 74.7

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Résultats des essais au choc sur barreaux entaillés.

COMPOSITION CHIMIQUE.																										
N°	C p. 100.	Si p. 100.	Mn p. 100.	S p. 100.	P p. 100.																					
4612	1.17	0.313	0.21	0.01	0.027	+ 30	27	5.4	18	5.4	11	1.8	27	5.4	65	18	38	11	27	5.4	50	18	99	18	81	11
						— 26	11	5.4	11	5.4	11	1.8	18	5.4	38	5.4	27	5.4	38	5.4	99	18	65	11	65	5.
1829	1.05	0.308	0.20	0.009	0.031	+ 30	27	5.4	18	5.4	27	5.4	27	5.4	38	11	38	11.4	38	11	81	11	119	27	38	18
						— 26	18	5.4	18	5.4	18	5.4	27	5.4	18	11	38	5.4	38	11	65	11	65	11	50	5.
4885	0.94	0.289	0.25	0.013	0.025	+ 30	65	11	50	11	38	11	38	11	50	18	50	18	50	18	81	18	81	27	189	27
						— 26	50	11	18	5.4	27	5.4	65	11	50	11	50	11	81	11	189	38	164	18	140	18
4642	0.79	0.378	0.20	0.011	0.029	+ 30	38	11	38	5.4	38	11	50	18	38	18	50	27	65	18	65	18	189	38	216	65
						— 26	38	5.4	38	5.4	38	11	50	11	50	11	65	11	65	5.4	119	27	164	38	216	27
3096	0.64	0.336	0.18	0.01	0.032	+ 30	50	11	27	11	50	11	38	11	65	18	81	18	81	18	99	18	119	38	216	38
						— 26	38	3.8	38	5.4	27	5.4	50	11	50	11	27	5.4	50	5.4	119	18	164	38	245	50
5914	0.65	0.275	0.49	0.011	0.028	+ 30	65	18	38	11	38	5.4	50	11	50	18	81	18	65	18	164	18	189	18	245	38
						— 26	27	5.4	5.4	5.4	18	5.4	18	5.4	38	11	50	11	81	11	65	5.4	119	5.4	164	11
3958	0.49	0.238	1.25	0.01	0.027	+ 30	119	18	99	11	65	18	99	38	140	27	99	18	65	27	189	38	189	50	416	99
						— 26	65	5.4	65	11	38	11	38	11	81	18	65	11	50	18	189	50	216	38	378	119
4297	0.44	0.275	0.46	0.018	0.029	+ 30	99	18	99	11	99	18	99	27	119	27	119	27	99	27	164	38	245	38	245	65
						— 26	164	11	27	11	65	11	99	11	99	27	99	11	99	11	164	27	164	27	164	27
4815	0.46	0.369	1.06	0.56	0.055	+ 30	119	81	99	50	119	99	119	119	119	50	189	81	216	164	119	65	216	50	275	99
						— 26	119	27	140	27	99	18	164	27	140	27	164	38	216	140	99	38	164	38	308	140
4288	8.34	0.266	0.49	0.015	0.026	+ 30	164	27	140	27	140	38	216	65	164	38	140	50	164	65	140	50	189	50	245	65
						— 26	99	18	99	18	99	18	119	18	140	38	119	27	99	27	189	38	189	38	275	65
8232	0.31	0.126	0.94	0.15	0.0[illegible]	+ 30	189	189	245	308	416	455	378	189	342	308	585	378	497	189	455	585	585	585	585	308
						— 26	342	65	342	38	189	27	497	81	216	65	416	65	416	65	275	50	585	140	585	99
4647	0.25	0.299	0.41	0.012	0.029	+ 30	245	27	99	38	140	38	245	27	140	50	216	99	378	65	216	99	275	65	378	65
						— 26	119	27	99	18	140	18	164	18	38	11	164	38	140	27	164	38	216	27	308	99
4795	0.16	0.453	0.26	0.01	0.03	+ 30	378	65	416	65	245	99	378	99	245	50	378	140	585	140	245	81	416	99	342	119
						— 26	189	18	245	18	164	27	216	11	189	18	189	99	216	65	216	38	216	65	164	65
4958	0.18	0.014	0.38	0.015	0.029	+ 30	342	119	378	81	378	50	308	81	378	27	342	65	585	99	540	99	497	140	416	585
						— 26	38	5.4	164	5.4	189	5.4	189	5.4	99	5.4	164	5.4	164	5.4	455	18	585	50	378	245
3138	0.09	0.005	0.10	0.02	0.26	+ 30	585	18	342	27	455	18	378	11	378	18	342	342	342	342	585	18	585	378	342	342
						— 26	18	5.4	27	1.8	27	1.8	38	1.8	38	1.8	275	1.8	585	1.8	27	5.4	342	18	308	27

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

On remarquera que le traitement est indiqué par des diagrammes dans lesquels les traits pleins indiquent un échauffement ou un refroidissement lent, tandis que les traits discontinus indiquent la trempe.

Ainsi le dernier diagramme en haut de la page 469 signifie qu'on a chauffé le métal à 1 000°; on l'a trempé dans l'huile à 80°, on l'a fait revenir à 550°, et on l'a laissé refroidir lentement.

Voici les conclusions auxquelles sont arrivés les auteurs, d'après l'extrait que H. Le Chatelier a publié dans le *Bulletin de la Société d'Encouragement :*

« Pour faciliter la discusion des résultats obtenus dans les $13 \times 31 = 403$ expériences faites, on les a groupées en cinq sections :

1re section :	Aciers durs de	1,17 à	0,65 de C
2e —	— demi-doux de....	0,34 à	0,41 de C
3e —	— doux de.....	0,18 à	0,25 de C
4e —	— extra-doux.....	à	0,09 de C
5e —	— — sulfureux.....		Nos 7 et 9

« Dans chaque groupe, les résultats sont assez voisins pour que l'on n'ait pas besoin, en vue d'une discussion générale, de séparer les différents aciers de chaque catégorie.

« 1° *Recuit et refroidissement lent.* — Ces expériences montrent d'une façon très nette que, contrairement à une idée très répandue, le recuit peut amener à la fois une élévation de la limite élastique vraie ou limite des allongements proportionnels et accroître la ductilité; par suite, améliorer la qualité du métal au point de vue de ses différents emplois. Les deux tableaux ci-dessus (p. 465) résument ces résultats pour l'absence de recuit, 350° et 1.000°.

GROUPES	CARBONE	LIMITES ÉLASTIQUES VRAIES			ALLONGEMENT TOTAL 0/0		
		15°	350°	1.000°	15°	350°	1.000°
	0/0						
1	0,80	31	40	45	8,5	9,5	9,7
2	0,39	22	28	32	21	23	24
3	0,20	20	15	28	26	29	30
4	0,09	15	18	22	16	36	36

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« Bien entendu, les résultats seraient très différents si, au lieu de partir d'un métal laminé à chaud et refroidi pas trop rapidement, on était parti d'un métal écroui par des déformations effectuées à froid. Enfin, il ne faut pas oublier que les éprouvettes avaient été tournées avant le début du traitement thermique. Quoi qu'il en soit, on doit admettre qu'un recuit approprié après l'achèvement du laminage pourra, dans certains cas, être très avantageux ;

« 2° *Trempe dans l'eau.* — La température de 640° étant inférieure à celle à laquelle le carbone commence à changer d'état, on aurait pu croire que la trempe, à partir d'une température aussi basse, serait sans effet. En réalité, son action n'est pas nulle, mais elle dépend de phénomènes purement physiques et amène des changements de propriétés du métal tout à fait différents de ceux que produit la trempe véritable.

« Elle est, dans tous les cas, nuisible, en tendant à diminuer à la fois la limite élastique vraie et l'allongement. Le recuit à 550° suffit pour faire disparaître complètement cet effet nuisible. Voici les résultats obtenus pour les quatre principaux groupes après trempe à 650° et absence de recuit (ou recuit à la température ambiante, ce qui revient au même) et recuit à 550°.

GROUPES	CARBONE	LIMITES ÉLASTIQUES VRAIES			ALLONGEMENT 0/0		
		NATUREL	15°	550°	NATUREL	15°	550°
	0/0						
1	0,80	31	23	33	9	10	12
2	0,39	22	18	24	21	18	22
3	0,20	20	14	23	25	17	28
4	0,09	15	14	18	26	15	35

« Une trempe semblable doit donc être évitée dans tous les cas, même avec un recuit subséquent. Ce recuit fait bien disparaître le mauvais résultat de la trempe, mais il ne donne pas de résultats équivalents à ceux que l'on obtient par un recuit non précédé de cette trempe.

« Pour tous les métaux étudiés ici, la température de trempe

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

de 850° paraît être la plus convenable. Les changements considérables des principales propriétés mécaniques sont en relation avec le changement d'état du carbone. Par un recuit à une température suffisamment élevée, on fait disparaître cet effet de la trempe ; mais, pour atteindre ce résultat, il faut dépasser la température de transformation du carbone, soit 750 ou 800°. Les métaux du premier groupe n'ont pu être étudiés avant d'avoir éprouvé un recuit important parce qu'ils se cassaient pendant la mise en prise des éprouvettes. Le tableau suivant résume les principaux résultats et les rapproche de ceux qui concernent le métal naturel. On n'a donné que la température de recuit de 550° avec celle de 15° (qui correspond à l'absence de recuit).

« La trempe à 1.000° est analogue à celle de 850°, moins favorable pour les métaux très carburés, plus, au contraire, pour les métaux très doux :

GROUPES	CARBONE	LIMITES ÉLASTIQUES VRAIES			ALLONGEMENT 0/0		
		NATUREL	15°	350°	NATUREL	16°	350°
	0/0						
1	0,84	31	»	77	8,7	»	7,2
2	0,39	22	16	54	21	0,8	10,3
3	0,20	20	15	33	35	8	16
4	0,09	15	18	22	26	16	31

« 3° *Trempe dans l'huile à* 80°. — Cette trempe est moins énergique que celle à l'eau ; mais le point le plus important à signaler est qu'elle n'occasionne pas un abaissement de la limite élastique, comme le fait la trempe à l'eau quand elle n'est pas suivie d'un recuit. Voici les résultats de la trempe à l'huile à partir des températures de 850° et de 1.000° :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

GROUPES	CARBONE	LIMITES ÉLASTIQUES VRAIES			ALLONGEMENT 0/0		
		NATUREL	850°	1000°	NATUREL	850°	1000°
	0/0						
1	0,84	31	69	71	8,7	6,7	5,8
2	0,39	22	39	43	21	12	12
3	0,20	20	15	29	25	18	22
4	0,09	15	18	22	26	23	31

« Le recuit après la trempe à l'huile améliore encore notablement le métal, mais de façon assez variable.

« Le recuit à 350°, comme celui à 55°, élève la limite élastique vraie pour tous les métaux des trois derniers groupes ; il n'a, au contraire, pas d'effet sur celui du premier groupe. Le recuit à 350° et plus encore celui à 550° augmente l'allongement des métaux trempés à partir de 850°, tandis qu'il n'a que peu d'effet sur ceux trempés à partir de 1.000°.

« 4° *Trempe dans le plomb chauffé à* 550°. — Cette trempe, comme effet, se rapproche beaucoup de celle faite dans l'eau et suivie d'un recuit à 550° ; elle est cependant un peu moins efficace. Mais cela est très vraisemblablement dû à l'échauffement inévitable du bain de plomb qui, bien que pesant 1.000 kilogrammes, s'échauffait très notablement. Les résultats sont un peu irréguliers sans doute, à cause de la difficulté de bien régler la température du bain d'une expérience à l'autre. Ces trempes ont été faites à partir des températures de 750°, 850°, et 1.000°. Voici les résultats :

GROUPES	CARBONE	LIMITES ÉLASTIQUES VRAIES			ALLONGEMENT 0/0		
		NATUREL	850°	1000°	NATUREL	850°	1000°
	0/0						
1	0,84	31	69	63	8,7	8,9	6,5
2	0,39	22	33	35	21	17	16
3	0,20	20	19	29	25	27	25
4	0,09	15	16	24	26	35	35

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« Dans les trempes à partir de la température de 750°, les variations de la limite élastique ont été à peu près nulles, ou du moins infiniment plus faibles qu'aux températures plus élevées ; mais, par contre, les allongements ont été un peu plus considérables qu'après les trempes aux températures supérieures.

« 5° *Influence de la composition chimique.* — Un certain nombre d'échantillons ont été choisis de façon à ne différer deux à deux, comme composition, que par un seul de leurs éléments, le manganèse, le silicium, etc.

« Manganèse. — On a comparé deux aciers renfermant 0,65 de carbone et des teneurs en manganèse de 0,18 et 0,49.

« L'acier plus riche en manganèse a présenté une limite élastique plus élevée et un allongement moindre, aussi bien dans le métal naturel que dans le métal trempé. Mais les écarts ont été les plus marqués dans le cas du métal trempé à l'huile. La trempe à l'huile, à partir de la température de 850°, a donné des limites élastiques de 55 kilogrammes pour l'un et de 66 kilogrammes pour l'autre, pendant que l'allongement du premier a été de 8,5 et celui du second seulement de 2,4.

« Silicium. — On a comparé deux aciers renfermant environ 0,17 de carbone et les teneurs différentes en silicium de 0,01 et 0,45. A l'état naturel les deux aciers se sont montrés tout à fait semblables. Après trempe à l'eau à partir de 850° et de 1.000°, l'acier riche en silicium a présenté une limite élastique plus élevée et un allongement moindre, comme l'auraient fait le manganèse et, en général, toutes les impuretés du fer. Mais en faisant suivre ces deux trempes d'un recuit à 350° l'allongement est devenu plus considérable pour l'acier le plus riche en silicium, qui est devenu alors nettement supérieur à l'autre. Ces expériences montrent en tous cas, que des teneurs en silicium allant jusqu'à 0,5 0/0 n'altèrent aucunement le métal, au moins quand il n'a subi qu'un petit nombre de chauffes et que le silicium n'a pas été transformé en silice par oxydation.

« Soufre. — Deux aciers furent préparés avec de très fortes teneurs en soufre : 0,15 et 0,56, mais aussi avec une forte

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

proportion de manganèse, de façon à neutraliser dans la mesure du possible les effets nuisibles du soufre. Ces expériences montrent qu'avec la teneur de 1 0/0 de manganèse le résultat voulu a été complètement atteint, car aucun des deux aciers ne s'est montré rouverain à chaud et les essais mécaniques soit sur le métal naturel, soit sur le métal recuit et trempé, ont donné sensiblement les mêmes résultats que pour le métal non sulfureux de même teneur en carbone. Il faut noter qu'il s'agit seulement là d'essais en long ; mais, dans les expériences antérieures, Brinell avait montré que les résultats en travers étaient bien inférieurs.

« **Essais au choc.** — On sait que les essais de traction ne peuvent donner aucune indication sur la façon dont un métal se comportera sous l'action des chocs, aussi est-il nécessaire d'étudier spécialement l'influence du choc au moyen d'essais appropriés. Ces expériences ont été faites sur les mêmes aciers que ceux destinés aux essais de traction et après leur avoir fait subir les mêmes traitements thermiques, on a laissé cependant de côté un certain nombre de traitements, de façon à réduire le nombre trop considérable des essais à faire. Mais, par contre, on a varié les conditions de l'expérience en effectuant les essais à deux températures différentes + 30° et — 26°, afin d'étudier l'influence si pernicieuse du froid sur certains aciers. Enfin on a entaillé les barreaux soumis au choc de deux façons différentes : soit sur les faces inférieures et supérieures des barreaux, ce qui réalise les conditions les plus dures, soit sur deux faces latérales. Les barres avaient une section carrée de 30 millimètres de côté et présentaient deux entailles opposées ayant chacune 6 millimètres de profondeur et 1 millimètre de largeur. Leur rupture était effectuée en porte-à-faux, au moyen d'un mouton de 18 kilogrammes frappant à une distance de 30 millimètres de l'entaille. La rupture était obtenue au moyen de coups répétés de ce mouton tombant de hauteurs progressivement croissantes de 100 en 100 millimètres jusqu'à la hauteur maxima de $2^{m},50$.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le total des 25 coups de mouton successifs ainsi disponibles représentait donc 585 kilogrammètres.

« Le nombre total des barreaux expérimentés fut de 600, mais le nombre des expériences fut plus considérable encore, car on répéta parfois jusqu'à trois fois les essais, sur un même barreau. Ils portaient chacun à cet effet trois séries d'entailles semblables.

« On peut résumer comme suit les résultats de ces expériences :

« **Influence de la composition chimique.** — *Carbone.* — La résistance au choc diminue avec la teneur en carbone, que le métal soit entaillé ou non, trempé ou non, à haute et à basse température.

« *Silicium.* — Pour déterminer l'influence de ce corps, on a comparé deux aciers à 0,18 de carbone et renfermant l'un 0,01, et l'autre 0,453 de silicium. A l'état non trempé, la supériorité du métal le plus riche en silicium est indiscutable, surtout aux basses températures. Le travail de rupture a été sept fois plus grand dans le cas du métal le plus riche en silicium. Pour le métal trempé, le résultat a toujours été contraire, le métal riche en silicium a été beaucoup plus cassant.

« *Manganèse.* — Des expériences comparatives faites sur un acier à 0,45 de carbone et des teneurs en manganèse de 0,46 et 1,25 n'ont pas donné de différences certaines. Le métal riche en manganèse aurait peut-être eu un léger avantage. Dans un autre groupe d'échantillons à 0,65 de carbone et des teneurs en manganèse de 0,49 et 0,18, les résultats ont été plus favorables pour le métal le plus pauvre en manganèse. Il n'y a donc pas de conclusion à tirer de ces expériences au point de vue de l'influence du manganèse.

« *Soufre.* — Les résultats obtenus avec les métaux sulfureux ont été particulièrement remarquables. La résistance au choc du métal renfermant 0,56 de soufre a été supérieure, mais sans grand excès, à celle du même métal renfermant la même teneur en carbone et peu de soufre. Par contre, celle

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

du métal renfermant 0,15 de soufre a été supérieure, et de beaucoup, à celle de tous les métaux étudiés, aussi bien à l'état naturel que recuit et trempé. Il faut rappeler que la teneur en manganèse était voisine de 1 0/0, condition essentielle pour annuler les inconvénients habituels de la présence du soufre.

« *Influence de la température ambiante.* — La moyenne générale des essais faits sur les métaux essayés aux deux températures de + 30° et — 26° ont montré une supériorité marquée pour les essais faits à la température la plus élevée, et les résultats sont plus accentués encore dans ce sens avec les éprouvettes entaillées. Pour ces dernières, la moyenne générale des résultats conduit à un nombre de kilogrammètres de rupture deux fois et demi plus grand à la température élevée, qu'à la basse température.

« Les métaux trempés sont moins sensibles aux basses températures que les métaux qui ne l'ont pas été.

« *Influence du traitement thermique.* — On peut, comme pour la discussion des résultats de l'essai de traction, grouper un certain nombre d'échantillons de teneur voisine en carbone.

« Le recuit, si favorable aux résultats de l'essai de traction, même quand il n'était poussé que jusqu'à la température de 350°, s'est montré beaucoup moins efficace dans le cas des essais au choc.

« Pour les métaux d'une teneur moyenne en carbone de 0,87, l'amélioration n'a commencé à se faire sentir que pour les recuits faits au-dessus de 850, et l'amélioration a été peu importante.

« Pour la teneur de 0,18, l'amélioration ne s'est manifestée qu'à partir de la température de 1.000° et a été alors très importante.

« Enfin, pour l'acier à 0,09, l'amélioration s'est fait sentir pour les essais effectués à + 30° à partir du recuit, de 1.000°, et cette amélioration a été énorme. Par contre elle a été tout à fait nulle pour les basses températures. A 30°, le travail de rupture est passé de 18 à 42 kilogrammètres, tandis qu'à — 26° il est resté égal à 2 kilogrammètres.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« *Influence de la trempe suivie d'un recuit.* — La trempe a, dans tous les cas, été effectuée à partir de la température de 850°, en employant comme liquide de trempe soit du plomb fondu à 550°, soit de l'huile à 280°, soit de l'eau à 26°. Le recuit a ensuite été fait à la température de 550°. C'est à ces conditions que se rapportent les résultats qui vont être résumés.

« Dans tous les cas, la trempe suivie d'un recuit a considérablement amélioré la résistance au choc des aciers de toutes les teneurs en carbone inférieures à 1 0/0, mais cet effet a été plus particulièrement marqué pour les aciers d'une teneur voisine de 0,18. Dans plusieurs cas, la résistance aux basses températures est devenue égale et même supérieure à celle des températures plus élevées. Voici quelques-uns des résultats obtenus en laissant de côté ceux qui se rapportent aux aciers sulfureux déjà mentionnés plus haut.

CARBONE 0/0	NATURELS		PLOMB		TREMPE ET RECUIT			
					HUILE		EAU	
	— 30	— 26	+ 30	— 26	+ 30	— 26	+ 30	— 26
1,17	5	5	18	18	18	11	11	5
1,05	5	5	11	11	27	11	18	5
0,94	11	11	18	38	27	18	27	18
0,79	11	5	18	27	38	38	65	27
0,64	11	4	18	18	38	38	38	50
0,44	18	11	38	27	38	27	65	27
0,34	27	18	50	38	50	38	65	65
0,25	27	27	99	38	15	27	65	99
0,18	110	5	99	18	140	50	585	245
0,09 (1)	18	5	18	5	378	18	342	27

(1) On peut faire la remarque que la température uniforme de trempe adoptée était un peu faible pour l'acier extra-doux. Une trempe à 1.000° aurait certainement donné des résultats bien supérieurs. La trempe, pour être efficace, doit être effectuée à partir d'une température supérieure au point de transformation qui, dans le fer pur, est de 150° plus élevé que dans les aciers durs. J'ai eu l'occasion de faire des expériences semblables, montrant que la trempe à 800° n'avait aucune influence pour régénérer des aciers extra-doux surchauffés, tandis que la trempe à 950° les régénérait complètement, et même leur donnait une résistance au choc, sur barreaux entaillés, bien supérieure à celle qu'ils possédaient primitivement.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Recherches du Comité des Alliages de l'Institution of Mechanical Engineers. — Gowland a poursuivi, sous le patronage du Comité des Alliages de l'Institution of Mechanical Engineers, une série de recherches sur les traitements thermiques des aciers. Les recherches n'ont apporté aucun résultat bien nouveau, nous renvoyons au mémoire original.

Recherches de Ch. Le Chatelier. — Charles Le Chatelier a eu l'occasion de faire, aux usines de la Société Française de Constructions mécaniques, des essais fort intéressants sur les tôles de chaudière. Au cours de la fabrication des chaudières de locomotives, les divers essais de flexion par choc sur barreaux entaillés, prélevés sur les éléments de chaudières, ont fourni des résultats tellement différents au point de vue de la fragilité que l'on a entrepris des essais en vue de rechercher le traitement thermique le plus pratique et le plus efficace à faire subir aux trois métaux ordinairement affectés à ces fabrications : le fer, l'acier extra-doux et l'acier doux. Les expériences ont été faites avec le mouton rotatif de Guillery sur des barreaux de 10 × 10 de section et 70 millimètres de longueur avec entaille arrondie de 2 millimètres de profondeur et 2 millimètres de diamètre.

A. — Fer n° 7 :

En long :		*En travers :*	
Résistance.....	37 kilog.	Résistance.....	37 kilog.
Allongement....	25 0/0 minimum	Allongement....	25 0/0 minimum

« *Éprouvettes prises dans une débouchure de face AV.* — La débouchure découpée avant forgeage a été chauffée au rouge cerise clair pendant deux heures et refroidie lentement dans les cendres (état qui peut être comparé à celui d'une tôle après forgeage); cette tôle a été découpée en trois parties. Dans l'une nous avons pris des éprouvettes dites nature ; la seconde a été recuite dans des conditions aussi semblables que pos-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

sible à celles du recuit sur chaudières terminées ; la troisième a été recuite à la volée (chauffage rapide et mise à l'air au rouge cerise). Dans chaque série, nous avons distingué les éprouvettes prises dans le sens du laminage (long) et celles prises en travers.

« Sur deux éprouvettes qui ont été éliminées des résultats l'entaille avait été faite parallèlement aux mises, ce qui diminue beaucoup la fragilité, aussi pour que les éprouvettes de fragilité soient comparables, il est nécessaire que toutes les entailles soient faites perpendiculairement au laminage de la tôle, aussi bien pour le fer que pour l'acier, bien que l'influence sur ce dernier soit moins importante.

	LONG		TRAVERS	
Nature	LN	4,5 4,5 4,5 4 4,4	TN	3,5 4,5 4 5,5 4,4
Recuit ordinaire	LR	5 4,5 4,5 4 4,5	TR	3,5 4 3,75
Recuit à la volée	LV	7,5 6 7 6 5,5 6,4	TV	5 5,5 5 5 5,1
Trempé et recuit	L_1	8	T_1	5

B. — Acier qualité *A*, extra-doux

Résistance	35 à 40 kilog.
Allongement	30 0/0 minimum

« *Virole de dôme.* — Chute découpée après cintrage et redressée, une partie intéressée dans le corps cylindrique et l'autre dans l'embase, qui a été forgée ; trois parties, la première dite nature ; la seconde a été recuite suivant cahier des charges ; la troisième a été recuite à la volée.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

			LONG		TRAVERS
Nature	partie cylindrique...	I	9,5 9	K	14,5 14,5
	embase	M	11,5 10	L	14 12,5
			9,8		13,9
Recuit ordinaire	partie cylindrique...	O	13,5	N	16,5 17
	embase	P	12,5 13,5	O	15,5 16
			13,2		16,2
Recuit	partie cylindrique...	S	11,5 12	R	22 17,5
	embase	V	18 17	T	14,5 18
			14,6		18
Trempé et recuit.	partie cylindrique...	L_1	15,5	T_1	20

C. — Acier qualité *B*, doux

Résistance	40 à 46 kilog.
Allongement	27 0/0 minimum

« *Flanc de boîte à feu.* — Chute de flanc de boîte à feu cintrée à froid et redressée de façon à l'amener à un état d'écrouissage correspondant à celui des tôles de corps cylindrique, divisée en trois parties comme la tôle qualité A.

		LONG		TRAVERS
Nature	B	11,5 11 12 13,5	A	9 10,5 10,5 10,5
		12		10,1
Recuit ordinaire	D	15,5 14,5 14,5 14	C	10 9,5 10 11
		14,6		10,1
Recuit à la volée	H	14,5 15 15,5 15,5 15	E	10,5 9,5 12,5 13
		15,1		13,9
Trempé et recuit	L_3	15,5	T_3	11,5

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« Ces résultats peuvent se résumer comme suit :

« Quelles que soient les circonstances du traitement thermique et du travail de forge, le fer a donné des résultats inférieurs à l'acier au point de vue de la fragilité.

« L'acier a été légèrement amélioré par un recuit prolongé, le fer ne l'a pas été.

« L'amélioration de l'acier par le recuit à la volée a été plus sensible ; il y a eu aussi amélioration, mais moins importante proportionnellement, pour le fer.

« La trempe a fourni pour le fer comme pour l'acier le maximum d'amélioration ; pour l'acier la trempe n'a donné guère plus que le recuit à la volée pour le fer, l'amélioration par la trempe a été sensiblement plus importante que celle obtenue par le recuit à la volée.

« Le but de ces essais était de juger de l'influence du recuit prolongé sur l'ensemble des chaudières de locomotives, recuit encore imposé par les cahiers des charges de certaines compagnies de chemins de fer.

« De ces essais, on peut tirer la conclusion qu'il y a lieu, étant donné l'impossibilité pratique de la trempe, de supprimer le circuit d'ensemble inévitablement prolongé, conséquemment dangereux, et de se contenter d'un recuit à la volée bien conduit, sur les seules tôles qui ont subi un travail important de forgeage.

« C'est d'ailleurs le parti auquel s'est arrêtée la Compagnie Paris-Lyon-Méditerranée, à la suite d'essais à ce sujet. »

Recherches de Heyn. — Ce savant a introduit la notion de la fragilité comme critérium des effets du recuit. Il a constaté notamment que la fragilité peut apparaître, dans les aciers extra-doux, à des températures relativement modérées si le chauffage est suffisamment prolongé. Un acier extra-doux, très pur, recuit à 1.000°, devient de plus en plus fragile quand le recuit a dépassé six heures. Un recuit de quatorze jours entre 700 et 890° n'a pas augmenté la fragilité.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

RECHERCHES DE STEAD SUR L'APPLICATION DE DIVERS TRAITEMENTS THERMIQUES AUX RAILS ET A L'OBTENTION DE LA STRUCTURE SORBITIQUE [1]. — Les recherches de Stead ont été inspirées par le passage suivant du mémoire classique de Osmond :

« Dans mon opinion, il est très probable que les procédés actuels de fabrication des rails sembleront un jour bien primitifs, et j'espère que la majeure partie de la perlite de nos aciers sera remplacée dans la fabrication de l'avenir par de la sorbite.

« Au point de vue micrographique, la sorbite est caractérisée par l'absence de stries et par la propriété de se colorer facilement par la méthode du polissage-attaque ou par la teinture d'iode, même quand cette dernière est diluée dans son propre volume d'alcool. »

Les qualités que la sorbite communique aux aciers sont tellement importantes que, dans ces dernières années, les fabricants d'acier ont, au prix de considérables dépenses, fait des installations de trempe à l'huile pour obtenir un métal plus résistant et plus malléable. De même, les fabricants de fils ont traité d'une façon semblable leur métal.

En étudiant avec soin l'effet de la trempe à l'huile sur l'acier, on trouve que la proportion de sorbite est plus ou moins considérable suivant les dimensions de la pièce de métal trempé. Les parties centrales renferment moins de sorbite que les parties voisines de la surface. Si même la dimension des pièces est trop faible, on peut arriver à avoir avec de la sorbite quelques-uns des constituants fragiles de l'acier.

De même, quand l'acier est refroidi à l'air, il peut ne contenir aucune proportion de sorbite si la masse est considérable; beaucoup, au contraire si elle est faible. Ainsi un fil de fer de 8 millimètres de diamètre et un fil fin fait avec le même acier contenant 0,70 0/0 donneront lorsqu'ils sont refroidis à l'air à partir de la température de 850°, le premier un métal sorbitique et malléable, le second un métal très dur et très fragile.

[1] Iron and Steel Institute, sept. 1903.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le fil machine pour fil de fer soumis au procédé d'amélioration consistant à la chauffer à la température à laquelle le métal écaille, puis à la refroidir plus ou moins rapidement pendant le passage des points critiques, renferme une forte quantité de sorbite facile à reconnaître au microscope. La possibilité d'obtenir ainsi des fils beaucoup plus fins qu'avec le métal non traité est évidemment due à la présence de la sorbite.

« Il est certain, disait Stead, que, si l'on peut produire de la sorbite dans les rails sans trop de dépenses, l'amélioration sera la même que pour les aciers soumis actuellement à la trempe à l'huile ou aux trempes négatives. »

Des expériences ont été faites avec des bouts de rails de 2 mètres de long, que l'on plongeait dans l'eau froide ou dans l'eau chaude, et que l'on réchauffait ensuite jusqu'au moment où la couleur rouge était à peine visible dans l'obscurité, c'est-à-dire vers 500°. Chaque échantillon a été soumis à des essais de traction ordinaire, des essais au choc et des essais de dureté par la méthode de Brinell.

TRAITEMENT	ESSAIS AU CHOC — Flexion après le 2e coup	ESSAIS A LA TRACTION				ESSAIS de DURETÉ
		Limite élastique k. par mm²	Tension maximum k. par mm²	Allongem. 0/0 sur 0,102	Contraction de la section 0/0	
Normal.....	0,190	36,4	71,2	13,0	22,1	169
Réchauffe à 550.	0,160	50,3	80,6	15,0	40,2	177
— à 500.	0,145	55,0	92,8	11,0	23,9	197
— à 450.	0,135	50,4	101,6	7,0	10,7	222

Les expériences ont porté sur six échantillons de rails différents. Voici les résultats relatifs à l'un d'eux :

Composition chimique :

Carbone.....	0,48
Manganèse.....	0,82
Silicium.....	0,06

Les essais ont été faits sur le métal :

1° Normal après refroidissement ordinaire à l'air ;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

2° Trempé dans l'eau chaude, puis réchauffé à 550° pendant quarante minutes ;

3° Trempé dans l'eau chaude et chauffé à 500° pendant vingt-cinq minutes ;

4° Trempé dans l'eau bouillante, réchauffé à 450° pendant quarante minutes.

Le procédé à suivre industriellement serait non pas de réchauffer le métal et de le tremper comme on le fait habituellement, mais seulement de tremper la tête des rails aussitôt qu'ils sont passés à la scie, de façon à faire tomber la température au-dessous du point Ar_1, puis laisser la chaleur résiduelle du rail opérer le revenu. Des expériences faites dans ces conditions ont montré que l'on pouvait ainsi augmenter de près de 50 0/0 la ténacité sans diminuer d'une façon notable la striction.

Les rails renfermant de la sorbite, soumis à des essais de flexion alternative et à des essais d'usure, ont présenté une supériorité très marquée. Il n'est pas défendu d'espérer que, par le traitement indiqué plus haut, on pourra augmenter la durée de service des rails de 25 à 50 0/0.

Cependant, s'il est très facile de traiter ainsi des rails de petite longueur, la difficulté devient plus grande pour les rails usuels. Les essais en cours font espérer cependant que l'on arrivera bientôt à une solution satisfaisante.

Recherches de Barbat et Auscher sur la trempe avec recuit et la double trempe. — Les recherches de Barbat ont montré que le meilleur traitement pour supprimer la fragilité d'un métal est la trempe suivie d'un recuit complet. Les expériences suivantes montrent l'effet de ce traitement thermique. Elles donnent la hauteur de chute nécessaire pour la rupture de barreaux entaillés avec un couteau aigu. Le métal est un acier extra-doux.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Naturel ou recuit au-dessous de 900°	0,40 mètres
Recuit à 900° ou au-dessus	2 » —
Trempé au-dessus de 900° et recuit au-dessus de 700	6 » —
Trempé sans recuit à 800°	1,40 —
— — 850°	2,20 —
— — 950°	4,75 —
— — 1150°	5 » —

D'après Auscher, des arbres d'hélice en acier demi-dur, soit à l'état de livraison, soit après une double trempe dans l'eau à 50°, ont exigé pour la rupture les hauteurs de chute suivantes :

Acier naturel	0,10 mètres
Acier double trempe	3,55 —

Recherches de Pierrard. — Dans un intéressant mémoire présenté au Congrès de Métallurgie de Liège, Pierrard a montré l'influence du traitement thermique sur les arbres-marines.

A l'exemple de l'établissement national d'Indret (1), l'État belge a été conduit, pour certaines pièces de machines, à imposer la double trempe en vue de diminuer leur fragilité (nous indiquerons plus loin les résultats à l'emploi). Il y a été amené dans les conditions suivantes :

Dans un espace de cinq ans, d'après l'Ingénieur en chef Pierrard (2) sur l'ensemble de la ligne Ostende-Douvres, qui comportait neuf paquebots à roues de 4.500 chevaux à 9.500 chevaux, on avait perdu ou condamné pas moins de onze aubes de roues et trois arbres fabriqués en acier doux recuit.

Il fut alors décidé d'étudier l'emploi de la double trempe à ces pièces, dans des conditions analogues à celles définies par l'ingénieur Auscher, à Indret, en 1893, pour le *Bouvet* et le *Brennus*, après avoir examiné à l'avance de quelle façon le

(1) Simonot, *Compte rendu du Congrès de Bruxelles* : *Industrie minérale*, 1re livraison, 1907.

(2) Congrès de Métallurgie, à Liège, de 1905.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

traitement agit sur des pièces de plus grandes dimensions que celles considérées à Indret [1].

Pierrard, ingénieur en chef des constructions navales, s'est livré, avec le concours de la Société Cockerill, à des essais comparatifs de traitements thermiques divers sur des pièces d'acier doux et mi-dur de gros diamètre (50 millimètres) analogues à ceux des arbres de paquebots en usage :

	N° 1	N° 2
Carbone	0,18	0,30
Manganèse	0,60	0,80
Silicium	0,05	0,08
Soufre	0,02	0,034
Phosphore	0,04	0,053

Les expériences ont été faites, pour chaque qualité du métal, sur un bloc forgé à la presse de 2 mètres de longueur et 500 millimètres de diamètre. Après forgeage, ce bloc a été divisé en quatre tronçons pour subir l'un des traitements thermiques suivants :

Tronçon A. — Recuit ordinaire à 900° avec refroidissement lent en vase clos (comme le traitement des arbres qui se sont brisés en service).

Tronçon B. — Recuit à la volée. — C'est-à-dire qu'après chauffage à 900° l'arbre était refroidi dans l'air aussi rapidement que possible jusqu'à 600° (ce qui correspond à une chute brusque de température dans le four), pour être refroidi ensuite complètement et lentement en vase clos.

Tronçon C. — Double trempe. — L'arbre chauffé à 900° était trempé dans de l'eau à 70°, puis rechauffé lentement à 600° ; il était trempé une deuxième fois dans l'eau à 70°.

Tronçon D. — Double trempe. — Exécutée comme celle du tronçon C, mais après avoir foré préalablement le bloc d'un trou central de 100 millimètres de diamètre.

On exécute ensuite des essais de traction et des essais de

[1] Voir Note : *Influence des dimensions transversales des pièces sur les résultats obtenus par la trempe* (*Mémorial du Génie maritime*, fascicule I, 1900).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

barrettes entaillées de 20 × 20 millimètres de trois types différents :

1° Barrettes entaillées sur les quatre faces, 2 millimètres de profondeur essayées en porte-à-faux de 100 millimètres avec mouton de 18 kilogrammes ;

2° Barrettes entaillées sur les deux faces inférieure et supérieure à 3 millimètres de profondeur, essayées en porte-à-faux de 25 millimètres avec 25 kilogrammes ;

3° Barrettes entaillées sur la face de dessous à 2 millimètres de profondeur, reposant sur deux appuis distants de 70 millimètres avec mouton de 18 kilogrammes tombant au milieu.

Les barrettes furent prélevées dans tous les cas d'une façon aussi semblable que possible.

Il en fut prélevé de même sur les scies des manivelles de deux paquebots qui avaient rompu en service.

Bien que les résultats donnés présentent quelques anomalies (dues en parties, d'après M. Simonot, à ce qu'il y eut trop peu de barrettes de chaque espèce, pour établir une moyenne convenable), les conclusions suivantes furent tirées :

1° Dans chaque variété d'aciers, le métal recuit est le plus fragile de tous ;

2° Le recuit à la volée est préférable au recuit ordinaire ;

3° La double trempe améliore considérablement le métal, et cela d'autant plus qu'on permet à cette trempe d'agir plus efficacement, comme lorsqu'on la pratique sur un arbre foré ;

4° L'acier mi-dur de résistance à la traction égale à 50 à 55 kilogrammes à l'état recuit ordinaire, malgré des limites d'élasticité et de rupture plus élevées, est loin de présenter les mêmes garanties que l'acier doux (de résistance égale à 40 à 45 kilogrammes à l'état recuit). Il y a lieu, toutefois, de signaler que l'acier mi-dur essayé ayant un peu plus de soufre et de phosphore que l'acier doux qui lui est comparé, cette différence de composition chimique a dû jouer un certain rôle dans la fragilité relative des deux métaux essayés ;

5° Des arbres à manivelles avariées en service furent essayés : l'un, celui qui s'est rompu le premier, au bout de quatre ans de

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

service, était en acier à 34 kilogrammes; l'autre, qui s'est rompu au bout de treize ans, était en acier à 40 kilogrammes probablement recuit.

Pierrard conclut finalement que l'acier de la qualité douce (donnant 39 à 45 kilogrammes à l'état recuit ordinaire) est le métal qui paraît le mieux convenir de tous à la fabrication des arbres des machines.

Il est bien entendu que cette conclusion ne s'applique qu'aux aciers au carbone étudiés et que, par conséquent, les aciers spéciaux, d'ailleurs plus durs, ne sont pas entrés en ligne de compte.

En dehors des essais précédents de fragilité exécutés sur grosses pièces telles qu'elles sont en service, la Société Cockerill a procédé à d'autres essais sur blocs forgés à 60 millimètres en aciers très doux et aciers au nickel.

Une des conclusions a été que le nickel, qui améliore l'acier au point de vue de la dureté, l'améliore aussi dans une grande proportion au point de vue de la fragilité (fait bien connu)

A la suite de ces essais de fragilité sur barrettes entaillées, depuis 1902 toutes les grosses pièces forgées qui ont été livrées à l'Administration de la Marine belge par la Société Cockerill et notamment sept gros arbres de roues, ont été traités par la double trempe; jusqu'à présent (1905) aucune de ces pièces, depuis qu'elles sont en service, n'a manifesté le moindre signe de fatigue (il convient de dire qu'avec les aciers doux et recuit employés antérieurement on avait assez fréquemment des signes de faiblesse et même des rebuts au bout d'un an de service).

« Il y a là, ajoute M. Simonot, une série de faits connus, en partie tout au moins; mais comme, dans des questions de ce genre, on hésite à juger d'après des faits que l'on n'a pas constatés soi-même, il y a évidemment grand intérêt à ce que les essais analogues se multiplient dans les divers pays et que la lumière se fasse. »

D'autre part, Simonot [1], ingénieur principal de la marine

[1] *Mémorial du Génie maritime*, fascicule 1, 1900.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

française, a donné une note intéressante ayant trait à l'influence des dimensions transversales sur les résultats obtenus par la trempe.

L'auteur donne quelques constatations faites au cours d'essais effectués en 1899 sur pièces d'acier provenant d'un même lingot, ayant subi le même traitement calorifique, mais de différentes sections, et appelle l'attention sur la variabilité des chiffres obtenus suivant l'importance relative des masses et par conséquent sur les conséquences pratiques à en tirer soit comme conditions de recette, soit dans certains calculs de construction (rivetage).

L'acier en jeu était de l'acier doux ayant la composition chimique suivante :

Carbone.....	0,200 0/0
Manganèse.....	0,530
Nickel.....	1,000
Si, S, Ph.....	traces

1° Une première série d'essais méthodiques a été exécutée sur barrettes carrées de 20 millimètres de côté et 200 millimètres de longueur prélevées dans des barres laminées de 22 millimètres de côté, en vue de se rendre compte sur ce métal (qui était nouvellement proposé à la Marine pour arbres de machines) des résultats obtenus à l'essai sur barrettes entaillées à entaille aiguë suivant les traitements calorifiques suivants :

1° Recuit simple suivi d'un refroidissement lent dans les cendres ;

2° Trempe à l'eau suivie d'un recuit et d'un refroidissement lent dans les cendres ;

3° Trempe à l'eau suivie d'une deuxième trempe à l'eau à plus basse température.

Le tout à différentes températures de trempe et de recuit.

La conclusion a été que les meilleurs résultats à l'essai de choc sur barrettes entaillées ont été donnés par la trempe à environ 850°, suivi d'un recuit ou d'une deuxième trempe à plus basse température, 600° à 700°.

2° Ceci fait, les essais de détermination du meilleur

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

traitement à adopter furent continués sur quatre blocs cylindriques creux de 300 millimètres de longueur et de 320 millimètres et 140 millimètres de diamètre intérieur et extérieur provenant du même lingot que les barres précédentes, avec un coefficient de corroyage de 12.

Sur ces blocs on effectua l'un des traitements thermiques suivants :

1° Recuit de 850° à 875°.....	et refroidissement lent dans les cendres
2° Trempe à 850°, dans l'eau à 30°, recuit vers 525°.	
3° — — — 675°.	
4° — — puis trempe vers 675°.	

Des barrettes d'essai de traction et des barrettes de choc entaillées de même nature que les précédentes furent prélevées parallèlement aux génératrices de ces blocs cylindriques, distance variable de l'axe.

Les résultats donnés par les trois derniers traitements comme essais de choc, soit comme hauteur de chute déterminant la rupture, soit comme angle de pliage, furent nettement supérieurs à ceux obtenus par simple recuit (les hauteurs de chute sont de 4 à 5 fois plus élevées).

D'autre part, si on compare les résultats obtenus sur ces blocs de 320 de diamètres comparés à ceux réalisés sur les barres de 22 millimètres ayant subi le même traitement thermique, on trouve des résultats très différents ; en moyenne les hauteurs de chute à laquelle se produit la rupture par choc des barrettes entaillées sont quatre fois plus faibles pour les blocs de 320 millimètres de diamètre que pour les barres de 22², et cependant les blocs étaient forés au diamètre de 140 millimètres, c'est-à-dire n'avaient que 90 millimètres d'épaisseur.

L'auteur en conclut que si l'on maintient, comme essais de recette dans les pièces de machines, des essais de choc sur barrettes entaillées (l'établissement de la Marine Nationale d'Indret les impose depuis 1895), il faut tout au moins demander des hauteurs de chute plus faibles pour les pièces de fort échantillon que pour les petites pièces.

D'autre part, Simonot, dans le même but, appelle l'attention

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

l'attention sur ce fait que, lorsque l'épaisseur des pièces est un peu forte, les valeurs des caractéristiques du métal varient avec la position des barrettes d'essai.

ACIER SURCHAUFFÉ, SA RÉGÉNÉRATION

Travaux de Stead et Richards. — Recherches de Stansfield. — Stead et Richards divisent les aciers qui sont fragiles par cristallisation en trois classes :

1° Les aciers doux très pauvres en carbone et très purs, soumis à un recuit prolongé à une température relativement basse ;

2° Les aciers de toutes nuances chauffés pendant longtemps à une température trop élevée ;

3° Les aciers brûlés obtenus en chauffant le métal à un point voisin de son point de fusion, de telle sorte que le dégagement intérieur de gaz amène une séparation des différents grains cristallisés.

Les métaux de la troisième classe, bien que notablement améliorés par le traitement thermique, ne peuvent être complètement régénérés, tandis que pour les métaux des deux premières classes, on peut non seulement les régénérer, mais même ils prennent une qualité bien supérieure à celle qu'ils possèdent dans leur état normal, même après forgeage ou laminage à température convenable.

Les expériences décrites ici se rapportent à des aciers de dureté moyenne servant à la fabrication des rails, des essieux et des bandages.

Ces expériences ont porté sur de petites pièces de métal qui ont été essayées à l'état normal, à l'état cristallisé obtenu par chauffage à 1.250° et à l'état régénéré obtenu par chauffage à 900° et refroidissent à l'air.

Les essais ont porté sur :

1° Analyse chimique ;

2° Essai au choc ;

3° Essai à la traction ;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

4° Essai de dureté de Brinell;

5° Essai vibratoire;

6° Examen micrographique;

7° Poids spécifique.

PREMIER ÉCHANTILLON A

Composition chimique

Carbone	0,43	0/0
Manganèse	1,01	
Silicium	0,05	
Soufre	0,084	
Phosphore	0,065	

L'essai au choc a été fait avec un mouton de 1.016 kilogrammes ; la hauteur de chute de $6^m,10$, la distance des appuis de $1^m,06$; la longueur du rail essayé de $1^m,52$.

Le rail, dans son état initial, reçut quatorze coups en le retournant après chaque coup, sans qu'il présentât aucune trace de rupture.

Le même rail chauffé à 1.260° pour le rendre cristallisé et fragile, puis réchauffé à 1.100°, chauffé douze minutes à cette température et refroidi à l'air, cassa au dix-neuvième coup.

L'essai de traction a donné les résultats suivants :

TRAITEMENT	LIMITE ÉLASTIQUE kg. par mm²	TENSION MAXIMUM kg. par mm²	ALLONGEMENT sur 0,102	CONTRACTION de la SURFACE 0/0
Normal	31,52	64,62	22,00	38,90
Surchauffé	34,82	72,33	14,00	19,60
Régénéré	37,83	68,24	19,00	34,80
Chauffé à 1.100°.	34,51	68,08	22,00	42,40

Une seconde série d'expériences semblables fut faite sur trois rails B, C, D.

B, obtenu avec de la fonte d'hématite au four à sole basique, présentant la composition normale des rails du North-Eastern ;

C, acier Bessemer ; très riche en phosphore et qui avait été rejeté pour ce motif ;

D, obtenu avec de la fonte d'hématite au four à sole basique, échantillon riche en manganèse.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Chaque série d'essais a porté sur trois rails, qui ont été coupés à la scie à chaud au refroidissement de l'air.

ANALYSE DES RAILS

	B 0/0	C 0/0	D 0/0
Carbone	0,45	0,36	0,46
Manganèse	0,77	0,61	1,22
Silicium	0,04	0,02	0,02
Soufre	0,054	0,075	0,05
Phosphore	0,06	0,11	0,07

Les essais ont porté sur trois échantillons :

1° Rail normal sans aucun traitement ultérieur ;

2° Rail surchauffé pendant une heure et demie entre 1.200 et 1.300° ;

3° Rail surchauffé comme précédemment, puis réchauffé entre 850 et 900° pendant deux heures et refroidi à l'air.

L'essai au choc a été fait dans les conditions indiquées à l'expérience précédente.

Les trois échantillons surchauffés se cassèrent : B et C au premier choc ; D, au deuxième choc.

Les résultats de l'essai de traction sont résumés dans le tableau suivant :

SÉRIES		TRAITEMENT	LIMITE ÉLASTIQUE kilog. par mm²	TENSION MAXIMUM kilog. par mm²	ALLONGEMENT 0/0 sur 0.10?	CONTRACTION de la SURFACE 0/0	MOYENNE DE DURETÉ Bille 10 mm. d amètre charge 5.000 kilog.	MOYENNE DE DURETÉ Bille 10 mm. diamètre charge 50.000 kilg.
B	B 1	normal	32,15	63,20	18,50	29,50	150	148
	B 2	surchauffé	51,06	62,09	14,75	15,50	147	142
	B 3	régénéré	38,45	64,30	28,00	36,60	153	156
C	C 1	normal	30,50	60,04	25,00	37,60	133	149
	C 2	surchauffé	32,00	58,94	21,00	20,70	132	144
	C 3	régénéré	32,46	58,47	26,00	39,20	150	160
D	D 1	normal	44,29	80,06	11,00	12,50	210	209
	D 2	surchauffé	42,29	78,96	7,00	6,00	190	191
	D 3	régénéré	47,28	80,06	16,00	24,40	218	209

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Voici les conclusions auxquelles conduisent ces quatre séries d'essais :

Le rail 1 n'a pas été chauffé suffisamment pour le rendre très fragile et les résultats qu'il a donnés sont, par suite, peu concluants.

La série B, C et D montre, au contraire, très nettement la régénération du métal par le traitement thermique. La striction et l'allongement ont doublé environ par le dernier recuit.

On remarquera que le rail G, très phosphoré et très sulfureux, s'est bien comporté et même, c'est des trois échantillons celui qui a subi la moindre altération par la surchauffe.

Le même mémoire renferme des résultats d'expériences relatives à l'action des efforts alternatifs exercés sur une pièce de métal.

Les expériences ont été faites par la méthode de Wöhler, en employant des efforts voisins de la limite classique, tantôt légèrement inférieurs, tantôt légèrement supérieurs. Au lieu de se servir de longues barres, il a semblé préférable d'employer des pièces d'acier assez courtes de 8 à 10 centimètres de longueur et de 1 à 3 centimètres de diamètre : vers le milieu de la longueur, une partie fut tournée de façon à réduire le diamètre à 1 centimètre. Cette région fut polie de façon à enlever toutes les rayures. Le nombre des alternances fut d'environ 2.000 par minute.

Les expériences furent faites d'abord sur du fer de Suède surchauffé en le plongeant dans une masse de laitier fondu d'environ 4 tonnes et le laissant lentement refroidir pendant trois jours. On préservait ainsi le métal contre l'action oxydante de l'air. L'échantillon divisé en deux parties, l'une fut essayée dans son état fragile, et l'autre, après un simple réchauffage au jaune, suivi d'un refroidissement sur une plaque de métal. La composition de ce fer était la suivante :

Carbone	0,045	Soufre	0,003
Manganèse	0,085 0/0	Phosphore	0,013
Silicium	0,056	Oxygène	0,050

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

L'effort alternatif exercé sur la barre fut de 30 kilogrammes par millimètre carré.

Le nombre de changements des sens de l'effort nécessaire pour produire la rupture fut :

Barre dans son état initial.....	50,710	51,170
— recuite dans le laitier.....	19,980	22,200
— régénérée par le recuit.....	541,040	

Ces résultats très remarquables montrent une amélioration énorme amenée par le traitement précité. Il faut ajouter cependant que ce traitement a pu exercer une double action. La scorie interposée dans le fer a fondu pendant le réchauffage et s'est réunie en petits globules sphériques donnant ainsi au métal une plus grande homogénéité se rapprochant de celle du fer fondu.

Deuxième expérience faite sur un acier fondu basique, qui avait été rendu fragile par un chauffage prolongé à une température élevée. Une moitié de la barre fut réchauffée et forgée à nouveau.

Le tableau suivant donne la composition de ce métal :

Carbone.....	0,05 0/0
Silicium.....	nul
Phosphore.....	0,055
Manganèse.....	0,360

Le nombre de changements de sens de l'effort nécessaire pour produire la rupture fut :

Barre fragile.....	14,947
— régénérée par le recuit.....	158,143
— forgée à nouveau.....	153,315

Enfin des expériences semblables furent faites sur les rails C et D après le traitement indiqué plus haut :

	C	D
Normal.....	4.400.000	1.671.440
Surchauffé.....	372.000	376.000
Régénéré.....	4.500.000	5.684.870

L'auteur conclut en disant que de semblables recherches

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

devront amener un progrès considérable dans la résistance des métaux. On peut espérer, dans un avenir prochain, obtenir couramment des métaux deux ou trois fois plus résistants que ceux livrés actuellement.

Dans le même sens, Stansfield a fait des recherches très intéressantes. Elles ont porté sur la série suivante d'aciers :

NUMÉROS	C	P	Mn	Si	S
1	0,111	0,025	0,441	0,003	0,039
2	0,295	0,044	0,543	0,068	0,043
3	0,627	0,049	0,642	0,247	0,041
4	0,727	0,033	0,552	0,235	0,041
5	1,082	0,023	0,204	0,121	0,026
6	1,48	0,026	0,123	0,046	0,022

L'acier chauffé à des températures notablement supérieures au point de recalescence devient fragile par le fait de deux phénomènes différents, qui se superposent ; d'une part, les grains augmentent dans le métal surchauffé ; mais, par un chauffage ultérieur jusqu'à une température peu supérieure à celle du point de recalescence, *on peut restaurer la qualité première de l'acier*. D'autre part, un chauffage plus prolongé et à une température plus élevée produit une altération du métal qui *ne peut plus être effacée par le même procédé*. Le métal est alors *brûlé ;* pour séparer ces deux phénomènes, on a eu soin dans un certain nombre des expériences de réchauffer le métal de façon à détruire l'effet du surchauffage et à ne conserver que l'altération du métal brûlé. Les expériences ont principalement eu pour but de rechercher quel était le traitement thermique différent du précédent, capable de régénérer dans une certaine mesure les aciers véritablement brûlés. Un nouveau laminage est certainement plus efficace que le simple traitement thermique, mais l'auteur n'a pas eu à sa disposition le moyen de poursuivre ses études dans cette direction ; il s'en est donc tenu à celles du traitement thermique.

Des recherches antérieures avaient conduit l'auteur à penser

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

que le métal se brûlait seulement lorsqu'il avait été porté à une température suffisante pour provoquer la fusion de quelques-uns des éléments de l'acier. Les expériences faites ont complètement confirmé ces prévisions.

Les essais mécaniques ont montré d'une façon très nette que le métal devenait fragile lorsqu'il avait été chauffé au-dessus du solidus et l'examen micrographique a permis également de reconnaître très nettement la formation entre les grains d'acier d'une couche beaucoup plus riche en carbone et renfermant de la cémentite. Un acier avait été chauffé à 1.300° et montrait ce réseau de cémentite. En le recuisant à 800°, on a fait disparaître le réseau de cémentite.

Si la brûlure consistait simplement dans la ségrégation du carbone dans les points intercristallins, il serait évident qu'un recuit prolongé restaurerait probablement la ductilité de l'acier en permettant au carbone de se répartir de nouveau à travers la masse, et comme cette diffusion se produit plus rapidement au fur et à mesure que la température s'élève, il est certain que le recuit devra être effectué à une température aussi haute que possible, mais cependant nettement au-dessous du point de fusion.

La température choisie fut de 1.150° ; quoiqu'elle eût pu être plus élevée dans le cas des aciers à faible teneur en carbone, et qu'il eût été peut-être plus prudent d'avoir recours à une température plus basse pour les aciers à forte teneur en carbone, surtout en vue du fait que la partie fluide de l'acier qui se sépare, reste liquide à une température plus basse que celle à laquelle elle avait été primitivement formée. Après un recuit prolongé à cette température, il fut naturellement nécessaire de réchauffer les barres à leur point de recalescence, afin d'affiner la structure cristalline trop grossière ainsi obtenue.

Indépendamment de la formation des réseaux carburés fragiles, dus à une fusion partielle, celle-ci, en facilitant le dégagement des gaz, donne lieu à des vides et des soufflures dans la partie liquide et même à l'expulsion de celle-ci en laissant des fentes vides qui offrent ensuite une très facile pénétration

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

à l'oxygène. Dans ce cas, on ne peut plus régénérer le métal ni par un traitement thermique ni même par le forgeage.

On applique quelquefois l'expression « brûlé » au phénomène des étincelles qui jaillissent d'une barre de fer chauffée à une température élevée. Quelques expériences ont été faites pour voir s'il y avait une correspondance entre la brûlure véritable de l'acier, telle qu'elle a été définie plus haut et la production des étincelles. On a déterminé la température à laquelle les étincelles se produisaient, et l'observation a montré que cette température était sensiblement uniforme et indépendante de la composition de l'acier, tandis que celle à laquelle le métal se brûle dépend exclusivement de cette composition.

La température de fusion de l'oxyde de fer formé à la surface des barreaux a été trouvée pour les cinq barreaux de 1.260 à 1.280°, c'est-à-dire pratiquement constante; le début des premières étincelles à 1.300°, et la combustion du métal avec gerbes d'étincelle à 1.350°.

Pour régénérer l'acier brûlé, la méthode employée a consisté à réchauffer le métal à une température suffisamment élevée, pour que la totalité du carbone pût s'y diffuser d'une façon uniforme, et cette température doit être d'autant plus élevée que le métal est plus riche en carbone. Pour les aciers à 1,5 0/0 de carbone, elle doit être d'au moins 1.150°. Après ce traitement qui rétablit l'homogénéité du carbone, le métal est encore dans l'état dit « surchauffé », c'est-à-dire à gros grains et très fragile. Pour restaurer les grains et supprimer la fragilité du métal due à cette cause, il faut réchauffer une seconde fois le métal, mais seulement au-dessus du point de recalescence, point qui, au contraire, est d'autant plus bas que le métal est plus chargé en carbone.

Les barres qui avaient été surchauffées ou même recuites ne montrèrent pas habituellement une limite élastique bien nette, et comme elles étaient malheureusement trop courtes pour l'emploi satisfaisant de l'extensimètre, les résultats de l'essai sous de faibles tensions ont été omis du mémoire.

En premier lieu, on se proposait de faire une série complète

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

d'essais de traction et d'essai au choc ; mais définitivement il fut décidé de se fier aux essais au choc seuls, parce que ces essais suffisent pour mettre en évidence la fragilité et qu'ils sont aussi plus faciles à exécuter.

Dans l'appareil destiné aux essais par choc, les barres reposaient horizontalement sur deux supports cylindriques distants l'un de l'autre de $0^m,23$, et un mouton pesant 13 kilogrammes frappait un coup sur le milieu de la barre. Le mouton était rattrapé pendant le refroidissement après le premier coup, pour l'empêcher de frapper un second coup. Avec les aciers doux, on fit tomber le poids d'une hauteur de $1^m,50$, de 3 mètres, puis de $4^m,50$; après quoi, ce dernier coup fut répété jusqu'à ce que la barre se rompe ou se courbe à un angle de 90°. Elle était alors achevée de plier par une presse hydraulique jusqu'à ce que la rupture se produisît ou jusqu'à ce que la barre fût pliée à bloc. Avec les aciers durs ou lorsqu'on s'attendait à la fragilité, les chutes furent seulement de $0^m,30$, $0^m,60$, $0^m,90$, etc. Pour les barres très fragiles, la hauteur de chute croissait de $0^m,15$ en $0^m,15$ jusqu'à $0^m,90$ et au-dessus de $0^m,30$ en $0^m,30$.

Pour déterminer la somme de travail nécessaire pour rompre la barre, on ajouta la moitié du dernier coup à la somme des coups précédents. Les barres ne furent pas tournées, mais nettoyées seulement avec une lime, de manière à pouvoir en mesurer le diamètre exact. Pour cette raison, les résultats des essais au choc donnent la qualité moyenne de la barre et subissent l'influence des défectuosités produites près de la surface des barres fortement brûlées. Pour les essais de traction, la surface fut tournée ; ces essais sont donc moins affectés par les défectuosités ou par la ségrégation de la partie fondue de l'acier dans les parties superficielles de la barre.

Comme l'effet de la brûlure est différent dans la partie intérieure et dans la partie extérieure de la barre, il était intéressant de faire des essais comparatifs sur des barres dont on aurait enlevé les couches extérieures et sur des barres dont on n'aurait pas enlevé ces couches.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Les résultats des essais de traction et au choc sont donnés dans les tableaux I, II, III et dans le tableau IV ci-dessous :

TABLEAU I. — ESSAIS DE TRACTION

Sur des barres laminées de 25 mm. de diamètre

ANALYSE DE L'ACIER	Nos DES ESSAIS	TRAITEMENT	LIMITE ÉLASTIQUE PAR MM²	RUPTURE PAR MM²	TENSION MAXIMUM PAR MM²	STRICTION A LA RUPTURE	EXTENSION SUR 150 MM.
	1	Comme les barres sont fournies	36,6	41,3	84,0	26,5	13,5
C = 0,727	9	Chauffées à 762°	»	36,2	72,7	35,0	17,0
P = 0,033	14	Chauffées à 1285° pendant 1/4 d'heure	»	»	91,3	7,9	7,2
Mn = 0,552	12	Chauffées à 1285° et 757°	»	40,5	78,1	34,2	15,8
Si = 0,235	4	Chauffées à 1450° environ 10 minutes	31,8	»	50,8	0,0	0,6
S = 0,041	7	Chauffées à 1450°, 1160° pendant 1/2 heure et 766°	»	»	79,4	31,2	13,5
C = 1,082	2	Comme les barres sont fournies	39,5	44,3	95,1	6,0	5,2
P = 0,023							
Mn = 0,204	11	Chauffées à 762°	»	34,7	69,9	49,5	21,0
Si = 0,121	6	— 1400°	»	»	24,8	0,0	0,0
S = 0,026	8	— 1400° et 1160°	»	»	54,6	0,8	0,5
C = 1,48	19	Comme les barres sont fournies	40,2	46,5	72,5	1,2	1,0
P = 0,026							
Mn = 0,123	17	Chauffées à 1193° pendant 1/2 heure	36,4	»	50,2	0,2	0,0
Si = 0,046							
S = 0,022	18	Chauffées à 1285° pendant 1/4 d'heure	»	»	28,9	0,0	0,1

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

TABLEAU II. — ESSAIS AU CHOC

Sur des barres laminées de 25 millimètres de diamètre.

ANALYSE de L'ACIER	NUMÉROS des ESSAIS	TRAITEMENT	ANGLE DE RUPTURE avant la fracture
C = 0,111	34	Comme les barres sont fournies....	180°
P = 0,025			
Mn = 0,441	41	Chauffées à 1450°.....	180°
Si = 0,003	42	— 1450° et 821°.....	180°
S = 0,039			
C = 0,295	33	Comme les barres sont fournies....	180°
P = 0,044			
Mn = 0,545	32	Chauffées à 1380°.....	178°
Si = 0,068			
S = 0,013	40	— —	180°
C = 0,627	35	Comme les barres sont fournies....	160°
P = 0,049	76	Chauffées à 853°.....	180°
Mn = 0,642	24	— 1325°.....	23°
Si = 0,247	25	— 1325° et 847°.....	108°
S = 0,041	75	— 1325° et 1163°.....	180°
C = 0,727	4	Chauffées à 1385° et 1150°.....	96°
P = 0,033	7	— 1385°, 1150° et 765°.....	173°
Mn = 0,552	5	— 1450° et 765°.....	0°
Si = 0,235	21	— 1420° et 847°.....	26°
S = 0,041	72	— 1420°, 1163° et 815°.....	158°

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

TABLEAU III. — ESSAIS AU CHOC

Sur des barres laminées de 25 millimètres de diamètre

ANALYSE de L'ACIER	NUMÉROS des ESSAIS	TRAITEMENT	ANGLE DE RUPTURE avant la fracture
	36	Comme les barres sont fournies.....	30°
	37	Chauffées à 762°.....	38°
	66	— 1200° pendant 1/2 heure .	20°
	13	— 1285° — 1/4 — .	10°
C = 1,052	65	— 1285° et 820°.....	43°
P = 0,023	12	— 1305° et refroidies dans le four.....	2°
Mn = 0,204	69	Chauffées à 1305° et 811°.....	12°
Si = 0,221	16	— 1316°.....	2°
S = 0,026	17	— 1316° et 800°.....	17°
	18	— 1316°, 1160° et 836°.....	24°
	67	— 1350° et 847°.....	5°
	68	— 1350°, 1163°, 836° et 895..	14°

TABLEAU IV. — ESSAIS AU CHOC

Sur des barres laminées de 25 millimètres de diamètre

ANALYSE de L'ACIER	NUMÉROS des ESSAIS	TRAITEMENT	ANGLE DE RUPTURE avant la fracture
	30	Comme les barres sont fournies.....	7°
	31	Chauffées à 760°.....	12°
	44	— 1095° pendant 1/2 heure...	0°
C = 1,48	45	— 1095° et 953°.....	8°
P = 0,026	29	— 1200° et 775°.....	0°
Mn = 0,123	51	— 1200° et 944°.....	8°
Si = 0,046	55	— 1250°.....	0°,5
S = 0,022	49	— 1250° et 946°.....	11°
	59	— 1250°, 1150° et 973°.....	23°
	54	— 1280° refroidies dans le four.	0°
	48	— 1280° et 950°.....	5°
	27	— 1285° et 775°.....	0°
	58	— 1285°, 1150° et 973°.....	26°

Il est donc démontré que la structure des aciers très fortement chauffés est due à une fusion partielle qui résulte du chauffage de l'acier au-dessus du solidus. Cette fusion cause

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

la fragilité directement, comme cela a été démontré, et indirectement par le contact de l'acier avec l'oxygène.

D'après les métallurgistes américains, ce dernier phénomène seul devrait être appelé « brûlure » ; mais, comme l'effet d'une fusion partielle de l'acier est complètement distinct de celui du chauffage au-dessous de la zone de fusion partielle, l'auteur préfère désigner par un seul mot la totalité des changements qui se produisent dans cette zone.

Si le mot « brûlure » est encore employé, il faut se rappeler qu'il s'agit essentiellement d'une fusion partielle de l'acier, quoique souvent accompagnée d'oxydation.

Les phases suivantes ont été observées :

I. Surchauffage (au-dessous du point de fusion commençant) ;

II. Fusion partielle appelée « brûlure » :

a) Produisant simplement la ségrégation du carbone dans les points ;

b) Accompagnée de liquation et produisant des défectuosités, etc. :

1° *L'acier qui a été simplement surchauffé peut être complètement régénéré par le chauffage juste au-dessus de son point de recalescence le plus haut et refroidi ensuite ;*

2° *L'acier dans la phase (a) peut être régénéré par un recuit approprié. Dans la phase (b), il faut avoir recours au forgeage, et dans la phase (c) la régénération, si elle est possible, se fera avec une grande difficulté.*

Moulages d'acier. — L'acier moulé, considéré brut de coulée, est toujours défectueux. Il doit subir un recuit ayant pour but de modifier les constituants et leur répartition.

Bien entendu, on suivra pour les moulages d'acier les règles que nous avons énoncées plus haut. Il n'y a rien à y ajouter. Il est bon cependant de noter que pour des moulage en acier extra-doux, le meilleur traitement est la trempe à l'eau à 900°. Evidemment les déformations sont à redouter. Nous pourrions cependant citer une usine des plus renommées de la Loire qui utilise cette méthode pour des pièces très importantes.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE XXI

RECUIT ET REVENU DES ACIERS : MATÉRIEL

Fours de recuit et de revenu. — Les fours de trempe que nous avons décrits plus haut peuvent être utilisés pour le recuit, parfois même pour le revenu.

Cependant, lorsque cette dernière opération se fait à température trop basse, certains fours à gaz s'éteignent. Un four que l'on utilise pour le recuit de l'acier — surtout du fil — est le four à pot.

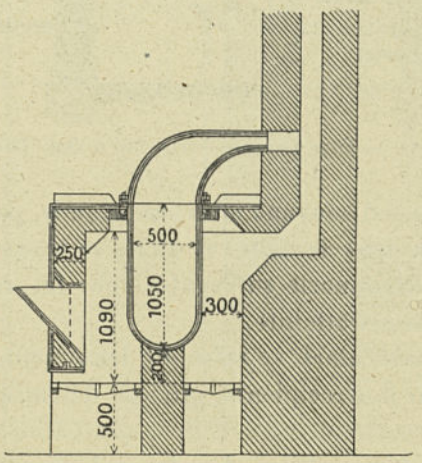


Fig. 160. — Four de recuit à pot (Thallner).

Dans son excellent livre, Thallner en a donné un très bon dessin que nous reproduisons (*fig.* 160). On peut aussi bien supprimer la partie élevée du pot qui le met en relation avec

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

la cheminée. En somme, ce sont des fours à cornues verticales ; il suffit de les boucher par un couvercle métallique.

Toutefois, ces fours ont trois inconvénients : 1° le récipient étant en fonte est perméable aux gaz ; 2° de par la disposition même il peut y avoir surchauffe dans certaines parties du pot et les pièces ou les couronnes de fil qui y sont empilées peuvent être portées à des températures inégales ; 3° il faut retirer les objets du pot lorsque la température est atteinte ; il peut s'ensuivre un refroidissement brusque qui peut déterminer une trempe.

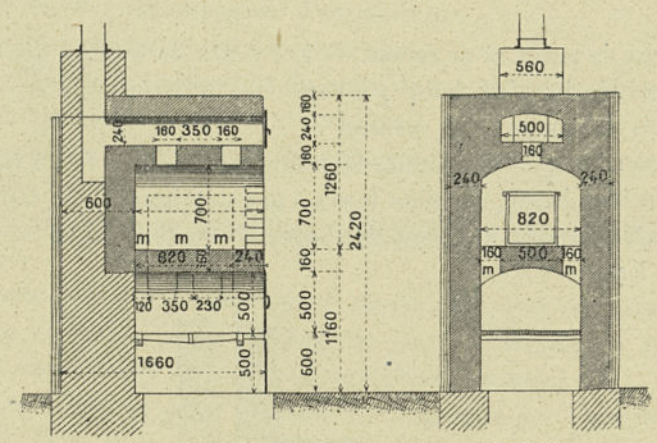


Fig. 161. — Four de recuit horizontal à vase (Thallner).

Aussi arrive-t-il souvent que ces grands pots sont placés deux par deux dans le four, et qu'ils se trouvent à côté des capacités en maçonnerie suffisantes pour les recevoir lorsque la température est atteinte.

On les y laisse alors se refroidir lentement. On a l'inconvénient d'avoir des récipients qui se détruisent très rapidement.

Très souvent on utilise des fours à moufle comme ceux déjà décrits à propos des fours de trempe. La figure 161 donne un autre four de recuit. On y voit la boîte contenant les pièces à recuire. Les produits de la combustion gagnent la chambre de chauffe par les carneaux *m*.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Lorsqu'on recuit de longues barres d'acier ou de laiton, notamment en vue de l'étirage, on emploie de longs fours formant tunnels; ces fours reçoivent des wagonnets tout chargés de barres; ces wagonnets entrent d'un côté, sortent de l'autre; leur mouvement est produit au moyen de treuils.

Le chauffage est généralement obtenu au moyen de houille et de foyers situés aux quatre coins : les flammes pénètrent dans le four par une série de carneaux situés à droite et à gauche et en sortent par des carneaux placés sur le sol du four, au centre, de telle sorte qu'elles lèchent les barres métalliques aussi bien que possible. Les fours les plus importants sont chauffés par gazogène.

Nous reparlerons de ces formes de fours lorsque, dans le troisième volume, nous envisagerons la question des fours à réchauffer avant laminage et du recuit avant l'étirage.

Voici un exemple d'une batterie de quatre fours à gaz avec gazogènes accolés pour recuire des fils de fer (*fig.* 162 à 165).

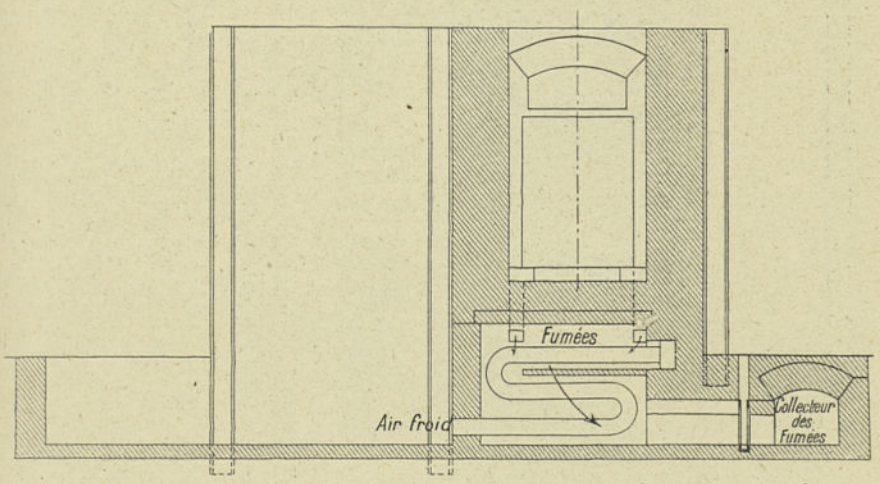


Fig. 162. — Batterie de fours à gaz de recuit avec gazogènes. Coupe transversale. (Fichet et Heurtey.)

Chaque four est composé d'un massif en maçonnerie comportant une grande chambre de chauffage destinée à recevoir des marmites rondes de 900 de diamètre et $1^m,20$ de hauteur;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

chaque marmite contient une charge de 1.000 kilogrammes environ de fil de fer en paquets.

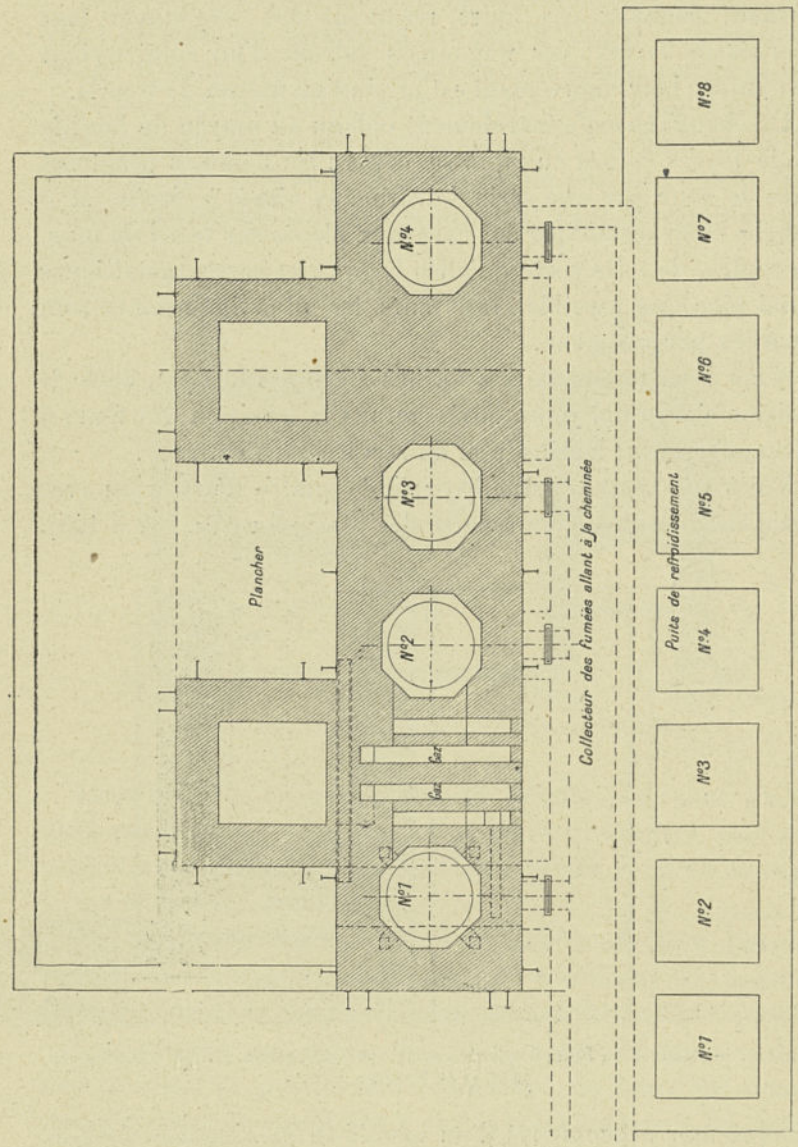


FIG. 163. — Batterie de fours à gaz de recuit (Fichet et Heurtey). — Plan.

Sur un des côtés du four se trouve le brûleur dont les flammes débouchent au-dessus des marmites.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

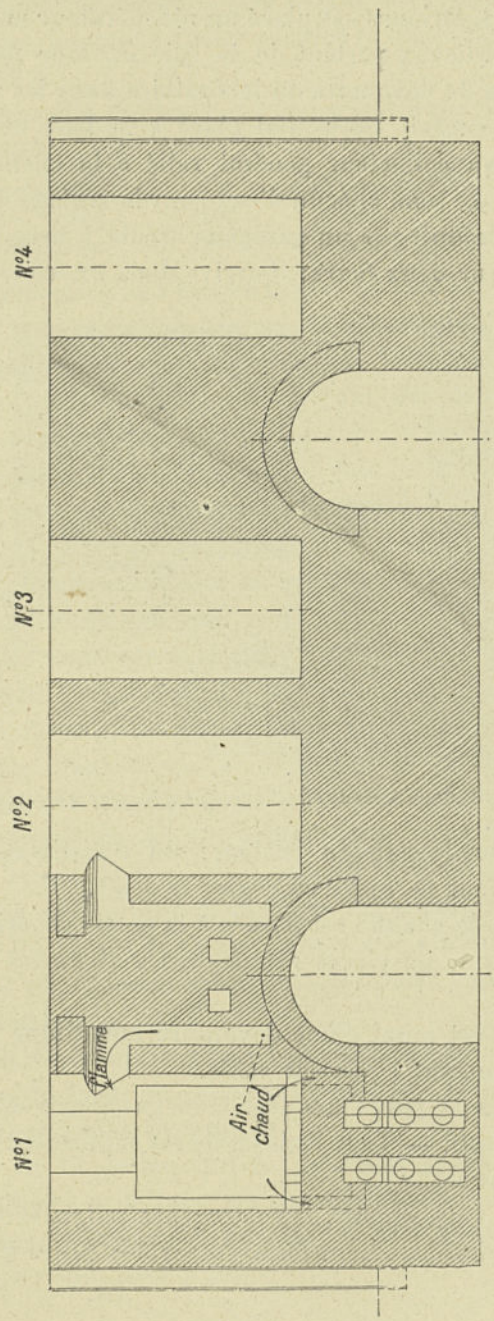


FIG. 164. — Batterie de fours à gaz de recuit avec gazogènes (coupe en long) (Fichet et Heurtey).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

A la partie inférieure est placé un récupérateur métallique. Des canaux verticaux partant de la sole du four permettent aux gaz brûlés de descendre du laboratoire dans les récupérateurs, et un conduit horizontal placé à la base évacue ces fumées dans un collecteur général relié à la cheminée; un registre est placé sous chacun d'eux pour le réglage du tirage.

Le gaz est produit par un gazogène accolé, à tirage naturel, et commun pour deux fours; il arrive dans un conduit hori-

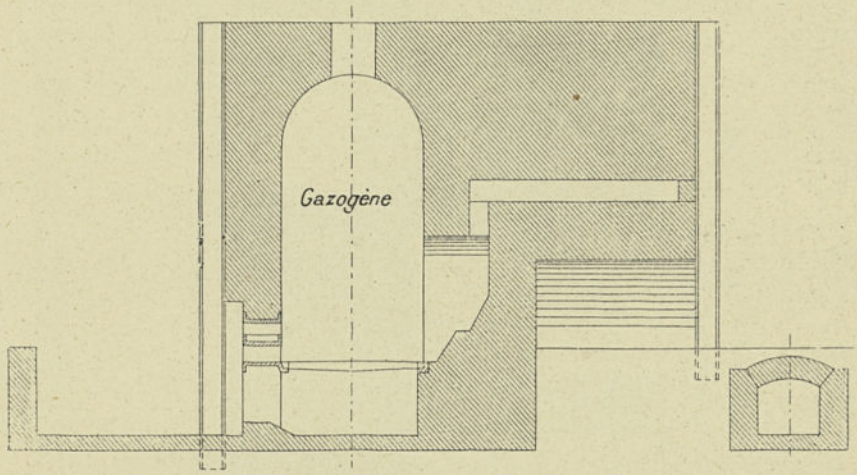


Fig. 165. — Batterie de fours à gaz de recuit avec gazogènes (coupe par le gazogène).

zontal placé sur le côté du brûleur; un registre manœuvré de l'avant du four permet d'en régler le débit.

La chambre de chauffe est fermée à la partie supérieure par un couvercle rond en pièces réfractaires, solidement armé et amovible.

Le gazogène est muni d'une devanture métallique et d'une boîte de chargement à joint de sable.

Deux groupes de deux fours avec leurs gazogènes sont réunis en un seul massif. — Tout l'ensemble est solidement armé en long et en travers.

Du côté des fours opposé aux gazogènes se trouve une série de fosses de refroidissement fermées par des dalles à la partie supérieure.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Températures de revenu. — On définit souvent le revenu par les couleurs que prend l'acier suivant la température à laquelle il est porté.

Bien que cette méthode soit peu scientifique, nous rappelons cette échelle :

Jaune paille	220°	Pourpre.....	270°
— foncé	240°	Violet.....	285°
Brun rouge.....	260°	Bleu.....	300°

Bains de revenu. — Le moyen le plus certain et le plus pratique d'opérer le revenu consiste assurément dans l'utilisation des bains liquides, qui peuvent être soit métalliques, soitsalins.

Comme bains métalliques, le bain de plomb est le plus utilisé. Les dispositions à adopter sont celles dont nous avons parlé à propos de la trempe. On doit en déterminer la température avec le pyromètre Le Chatelier.

Les bains salins présentent un très gros avantage que nous allons expliquer en détails et sur lequel nous attirons toute l'attention. Supposons que nous voulions faire un revenu à 400° et que nous ayons constitué un bain salin fondant exactement à cette température ; portons-le à 500° ; le bain est clair comme de l'eau. Plongeons-y maintenant la pièce à revenir ; cette pièce étant froide se recouvre immédiatement d'une couche de sel solidifié que l'on voit très clairement ; le bain qui fond à 400° étant à une température assez élevée pour que toute la masse ne se modifie pas, on voit très bien la pièce recouverte de la croûte blanche de sel solide. Bientôt la température de la pièce monte ; lorsqu'elle atteint 400° point de fusion du sel, celui-ci disparaît et la pièce apparaît avec son aspect métallique.

On voit donc que, si l'on est sûr de la composition et du point de fusion du bain, on est certain aussi de la température de revenu sans aucun pyromètre.

Henry Le Chatelier, qui a justement attiré l'attention sur cette méthode, a indiqué les bains suivants :

1° Mélange d'azotate de potasse et d'azotate de soude, équivalents égaux, qui fond à 220° ;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

2° Mélanges suivants d'azotate de potassium et d'azotate de sodium :

AzO^3K.....	0	20	40	50	55	60	80	100
AzO^2Na.....	100	80	60	50	45	40	20	0
Point de fusion.	280°	230°	172°	145°	137°	145°	225°	335°

On ne peut guère avec ce bain dépasser la température de 400°. A 500°, l'azotate de potasse est déjà en pleine décompo-

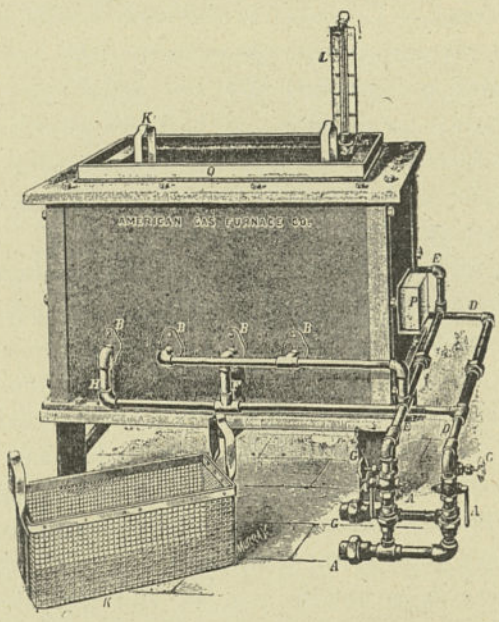


Fig. 166. — Four à recuire au bain d'huile de Schuchardt et Schütte à Vienne, construit par l'American Gas Furnace C°.

sition et pour certains usages spéciaux lorsqu'il s'agit d'obtenir des pièces métalliques demandant une absence complète de fragilité sans grande dureté, il est vrai, on est conduit à faire des revenus après trempe jusqu'à 500 et 600°.

Le bain suivant fondant à 500° peut être employé dans ce but.

	Parties		Parties
Chlorure de sodium	1	Chlorure de baryum hydraté....	1
— potassium.....	1	— strontium hydraté .	3
— calcium fondu.....	2		

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Enfin, Le Chatelier avait indiqué comme bain pour le chauffage des pièces des mélanges de borates et de silicates monobasiques. En réalité il vaut mieux forcer un peu les alcalis, parce que les silicates monobasiques restent toujours un peu visqueux. On ne peut pas aller jusqu'au silicate bibasique, à cause des équilibres qui se font entre la silice et l'acide carbonique et limitent le déplacement de ce dernier corps par la silice. D'après les anciennes expériences de Mallard, on ne peut guère déplacer plus de 1 équivalent et demi d'acide borique par un équivalent de silice. C'est à ces proportions que Le Chatelier s'est arrêté. Le mélange à poids égaux de borate monopotassique et de silicate sesquisodique présente un point de fusion un peu inférieur à 700° et convient parfaitement pour le chauffage des outils avant la trempe.

La proportion des éléments à fondre ensemble pour l'obtenir est donnée par le tableau ci-dessous :

Acide borique cristallisé hydraté.	1 partie
Sable blanc.....	1/2 —
Carbone de potasse anhydre.....	1 —
Carbonate de soude anhydre.....	1 — 1/2

On abaisserait encore un peu ce point de fusion en y ajoutant des chlorures alcalins, mais on retrouve l'inconvénient de la volatilité signalé précédemment.

Il est vrai que tant que la proportion des chlorures est peu élevée, cet inconvénient reste lui-même peu important. Il ne faut pas dépasser dans le bain une proportion de 10 0/0 environ de chlorures, parce que le mélange ne se fait plus complètement et le chlorure surnage à la surface du bain en formant deux couches liquides superposées, comme le feraient de l'huile et de l'eau. Une trace de cyanure ou de charbon peut être utilement employée pour empêcher la décarburation superficielle du métal, quand le chauffage doit être un peu prolongé, mais il ne faut pas oublier l'action cémentante énergique des cyanures, dès que leur proportion devient notable.

On peut aussi utiliser des bains d'huile ou des bains de sable. Rosambert en a indiqué deux intéressants. La figure 166

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

représente un four à gaz pour le revenu au bain d'huile ou de suif. Le bain est chauffé par-dessous et par côtés; la température se règle et s'égalise facilement: elle peut sans danger atteindre 320°.

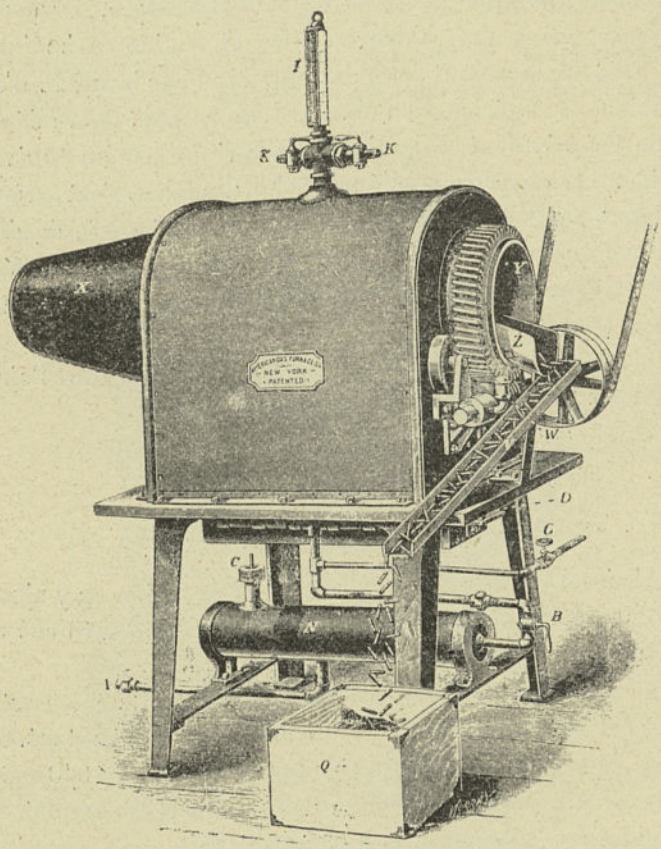


Fig. 167. — Fours continus de Schuchardt et Schütte.

Un autre appareil est donné dans la figure 167; il fonctionne automatiquement et est utilisé pour les petits objets : billes, boulons, écrous, etc...

Il est d'ailleurs évident que les différents fours à bains chauffés au gaz et que nous avons décrits à propos de la trempe peuvent être utilisés ici.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Précautions à prendre dans le revenu et le recuit. — Il faut :

1° Que la pièce soit bien entièrement à la même température ;

2° Que l'acier ne soit pas altéré par le chauffage.

La première condition dépend surtout du four utilisé. La seconde de la méthode de chauffage. Nous avons trop insisté à propos de la trempe sur les procédés à utiliser pour qu'il soit nécessaire d'y revenir.

Toutefois, nous ferons remarquer que le recuit effectué en vue d'adoucir une pièce doit être suivi d'un refroidissement suffisamment lent pour qu'il n'y ait pas de trempe, même superficielle et faible.

Pratiquement, deux moyens sont employés :

1° La pièce est recuite nue sur la sole du four, retirée lorsque la température voulue est atteinte, puis plongée dans la cendre, le fraisil, la chaux, la tournure de fonte, ou toute autre matière la protégeant contre l'action de l'air ;

2° La pièce est placée au milieu de l'une des matières énumérées ci-dessus dans une boîte en acier coulé, en fonte ou en tôle d'acier extra-doux.

Le tout est porté dans le four, lorsque la température cherchée est atteinte, la boîte est retirée du four et abandonnée sur une aire de refroidissement. On ne l'ouvre que lorsque la température est très basse. Lorsqu'on le peut, il vaut mieux laisser la boîte refroidir dans le four.

Si l'on compare ces deux méthodes, on voit que la seconde présente sur la première les deux avantages suivants :

1° La pièce n'est jamais en contact avec les gaz du four ;

2° La pièce ne peut pas subir de refroidissement brusque qui entraîne la trempe.

C'est cette méthode que nous conseillons.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE XXII

TRAITEMENT DES PRINCIPAUX OUTILS ORDINAIRES

Alésoirs [1]. — Aciers :

C..... 0,700 à 1 0/0

suivant les dimensions, les plus importants étant les plus doux : pas de forgeage. On les prend dans la barre par tournage et fraisage.

Trempe. — Température de trempe : 725-750°.

Bain de trempe : eau à la température ordinaire.

Précautions. — Tremper les tarauds à profil cylindrique, le filetage en avant ; les tarauds coniques, la tête en avant.

Les tarauds à profil cylindrique sont trempés entièrement.

Les tarauds à profil conique sont retirés en partie avant refroidissement complet, de façon que la tête soit moins dure (Otto Thallner, p. 169).

Revenu. — 1° Par la chaleur interne : on retire les tarauds lorsqu'ils sont encore chauds et on les immerge à nouveau lorsque la surface atteint environ 250° ;

2° Ou mieux revenu direct à 250° avec trempe finale.

Bouterolles. — Aciers :

C..... 0,600-0,750

(1) Les teneurs en carbone qui sont données ici sont des teneurs moyennes. On notera que pour la plupart des outils la variation de cette teneur est fort importante; elle est fonction, en effet, de l'emploi et de la qualité d'acier. Il est bien entendu que la température de trempe la plus haute correspond à l'acier le moins carburé. Au contraire, la température de revenu la plus basse s'applique à l'acier le plus doux.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Trempe. — Température de trempe 800-750°.

Bain de trempe : eau.

Précautions. — Pour les bouterolles un peu grandes, on trempe sous un filet d'eau projetée sur le fond de l'outil.

Revenu. — N'a généralement pas lieu.

Burins. — Aciers :

C..... 0,600-0,750

Température de forgeage : 800-850°.

Trempe. — Température : 800-750°.

Bain de trempe : eau.

Précautions. — Chauffer sur une longueur de 20 à 25 millimètres, avec température décroissante au delà; plonger 25 à 30 millimètres dans l'eau, en agitant verticalement, jusqu'à complet refroidissement.

Revenu. — Température : 275-300°.

Temps de revenu. — Temps nécessaire pour obtenir la température.

Précautions. — Arrêter le revenu par une trempe à l'eau.

Remarque. — On fait parfois deux revenus successifs à même température. On prétend obtenir ainsi une moindre fragilité. On aurait le même résultat en ne faisant qu'un revenu, mais en augmentant convenablement la durée.

Ciseaux. — Aciers.

C..... 0,500 à 0,800

Trempe. — Température de trempe : 825 à 725°.

Bain de trempe : eau.

Précautions. — On a soin de traiter de la même façon les deux parties d'un même ciseau. Seules les portions comprises entre la pointe et le trou du rivet sont soumises à la trempe.

Revenu. — 275°-300°.

Coins pour frapper les monnaies.— Aciers :

C..... 0,900 à 1,2

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Trempe. — Température de trempe : 725-750°.

Bain de trempe : jet d'eau sur le milieu de la face.

Revenu. — N'a généralement pas lieu, si ce n'est par la face opposée ; il est toujours extrêmement faible (150°).

Couteaux. — Acier.

C..... 0,500 (1) à 0,800

Trempe. — Température de trempe, 825 à 725°.

Bain de trempe : eau surmontée d'huile ou eau pure.

Précaution. — On trempe les couteaux un peu obliquement le dos en bas.

Revenu. — 275-300° : sur plaque d'acier chauffé ou au bain de plomb ou d'étain. On protège souvent contre un revenu trop fort la partie tranchante en la plaçant dans une carotte pendant tout le temps de l'opération.

Étampes. — Le traitement comme les coins pour la frappe des monnaies.

Cependant, lorsqu'on craint des chocs importants, on donne une trempe douce ; on emploie alors comme bain de trempe le suif.

Forets. — Aciers :

C..... 0,700 à 1 0/0

Température de forgeage : 800-850°.

Trempe. — Température : 725-775°

Bain de trempe : solution de sel ammoniac ou de sel marin.

Précautions. — Chauffer bien également sur une longueur de 10 millimètres de façon que la chaleur aille en décroissant au delà. Plonger 15 millimètres dans le bain de trempe jusqu'à refroidissement complet. Faire tourner le foret autour de son axe pour éviter le gauchissement et le déplacer verticalement.

(1) Les couteaux communs ne renferment que 0,500 et même parfois 0,400 0/0 de carbone.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Revenu. — Température : 250°.

Précautions. — Pour les petits forets, on obtient le revenu en chauffant l'opposé du tranchant.

Pour les gros forets on opère directement en arrêtant le revenu par une trempe.

Fraises. — Aciers :

C..... 0,800 à 1,2

Les fraises sont prélevées dans des galets forgés sur toutes les faces ou dans des portions de barres rondes.

Trempe. — Température de trempe : 725-750°.

Bain de trempe : eau ou eau avec faible couche d'huile pour les fraises minces, ou même huile.

Revenu. — Température : 220-250°.

Précautions. — Dans la trempe, avoir soin de présenter les fraises suivant l'axe horizontal.

Pour les fraises à bois, on utilise un bain de trempe très doux, notamment de métaux fondus (plomb).

Pour le revenu, on peut ou opérer directement, ou faire revenir en appliquant la fraise sur des plaques de métal portées au rouge ou en enfilant la fraise par son trou central dans une tige d'acier portée au rouge.

Lames de cisailles. — Acier :

Carbone..... 0,550-0,800 0/0

On ne traite généralement pas les lames pour découpage à chaud. Pour les autres :

Trempe. — Température de trempe : 825-725°. La température bien uniforme, surtout pour les lames minces.

Bain de trempe : eau à + 20° environ.

Précautions. — Tremper les lames bien verticalement et arrêter avant qu'elles soient froides.

Revenu. — Au moyen de la chaleur interne jusqu'à 280°.

On arrête le revenu par une trempe.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Ou bien les tremper entièrement et les faire revenir en partant de la face opposée aux tranchants.

Marteaux. — Acier :

C..... 0,350 à 0,600

Trempe. — Température de trempe : 875 à 800°.

Précautions. — Pour les marteaux longs, ou chauffe et on trempe séparément chaque frappe. Il faut que la longueur soit suffisante pour que, dans la seconde chaude, on ne recuise pas la première frappe.

Pour les marteaux courts, on fait une seule chaude ; on trempe d'abord la frappe étroite, puis la frappe large est trempée au jet d'eau ascendant en recouvrant la frappe étroite de chiffons mouillés pour qu'elle ne s'échauffe pas (Otto Thallner) ou, mieux, on maintient la frappe étroite sous l'eau et l'on trempe la frappe large au jet d'eau.

On peut aussi utiliser le double jet d'eau (*fig.* 169).

Revenu. — N'a généralement pas lieu.

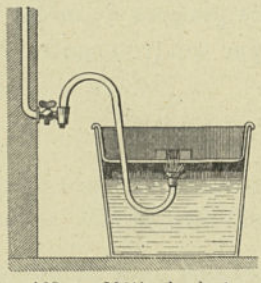


Fig. 168. — Méthode de trempe [Trempe intérieure (matrice)].

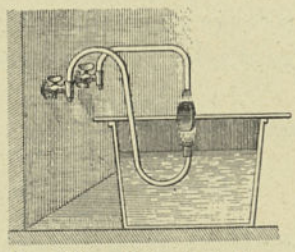


Fig. 169. — Méthode de trempe [Trempe sur deux faces (marteau)].

Matrices découpeuses. — Acier :

Carbone..... 0,600-0,850 0/0

Température de trempe, 800 à 725°. Bain de trempe : eau ou eau salée ou solution de sels ammoniacaux. Pour les grosses matrices, trempe sous jet d'eau frappant la surface interne (*fig.* 168).

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Revenu. — Par exposition sur plaques de métal portées au rouge : jusqu'à 230-250°.

Outils de raboteuse. — Comme les outils de tours.

Outils de tours. — Acier depuis :

C 0,600

jusqu'à l'acier extra-dur :

C 1,200

Température de forgeage : 800-900°.

Trempe. — Température de trempe : 800-725° (suivant la teneur en carbone).

Bain de trempe : eau à 20° environ.

Précautions. — Chauffer sur 15 à 20 millimètres de longueur.

Tremper 20 millimètres environ jusqu'à disparition de toute couleur.

Revenu. — Température : 225-250°.

Précautions. — Ne pas chauffer directement le tranchant.

Chauffer une portion de l'outil en arrière du tranchant.

Arrêter le revenu par une trempe à l'eau (parfois on emploie de l'eau chaude); quelquefois, on utilise la chaleur interne pour faire le revenu. Alors on sort du bain de trempe, dès que l'incandescence a cessé.

Poinçons à emboutir. — Acier :

C 0,500-0,700

Trempe. — Température de trempe : 825-775°.

Bain de trempe : eau et huile successivement ou même huile et suif; on emploie donc la trempe à deux liquides successifs.

Revenu. — Ne se fait pas.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Scies. — Acier :

C..... 0,400 à 0,800

Trempe. — Température de trempe : 850-725°.

Bain de trempe : Eau avec une couche d'huile.

Pour des épaisseurs faibles : suif.

Précautions. — Chauffage progressif. On place souvent à cet effet la scie entre deux lames d'acier et l'on chauffe le tout. On plonge la scie de champ, la denture en bas dans le bain de trempe.

Revenu. — Température : 230°.

Précautions. — Se fait sur plaque de métal chauffé.

Tarauds. — Se traitent comme les alésoirs.

Tranches. — Acier pour tranches :

C..... 0,500-0,750

Mêmes traitements que pour les burins.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE XXIII

TREMPE, RECUIT ET REVENU DES ACIERS SPÉCIAUX TRAITEMENTS INDUSTRIELS DES ACIERS SPÉCIAUX

Nous donnerons ici les traitements qui doivent être appliqués aux principaux types d'aciers spéciaux. Dans chaque catégorie, nous classerons les aciers suivant le pourcentage en éléments particuliers en carbone. Lorsque nous parlerons de trempe sans autres indications que la température, cela voudra dire que le liquide est de l'eau à la température ordinaire de 15-25°. Les chiffres donnés pour les propriétés mécaniques sont susceptibles, bien entendu, de quelques variations avec les impuretés contenues et les pourcentages exacts des divers éléments.

I. — ACIERS AU NICKEL

(ACIERS A BASSES TENEURS EN NICKEL)

1° Aciers de cémentation. — Nous citons simplement ces aciers qui ne sont utilisés que pour des pièces cémentées-trempées.

Le premier type renferme :

C	0,120-0,150
Ni	1

Il donne après recuit à 875° et refroidissement lent :

Charge de rupture	40
Limite élastique	26
Allongement pour 100	34

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le second type correspond :

C	0,120-0,150
Ni	2

Il donne dans les mêmes conditions que le premier type :

Charge de rupture	42
Limite élastique	28
Allongement pour 100	32

Le troisième type correspond :

C	0,120-0,150
Ni	3

Toujours dans les mêmes conditions, on a :

Charge de rupture	44
Limite élastique	30
Allongement pour 100	30

Le quatrième type correspond :

C	0,120-0,150
Ni	5 à 6

Recuit à 850°, il donne :

Charge de rupture	50
Limite élastique	40
Allongement pour 100	28

Enfin il faut citer l'acier à 7 0/0 de nickel qui se cémente sans trempe ; nous reviendrons sur ce point dans le second volume.

Il donne après recuit à 850° :

Charge de rupture	55
Limite élastique	45
Allongement pour 100	28

2° **Aciers demi-durs.** — *Premier type :*

C	0,300 à 0,450
Ni	1 à 2,5

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Utilisé, pour la fabrication des canons, d'arbres coudés, d'arbres de machines, de pièces embouties, de pièces de forge, de tôles, de chaudières, de roues, etc.

Il s'emploie après trempe à 775° et revenu à 500°.

Il donne à l'état normal :

R	50-60
E	32-38
A pour 100	27-20

sous l'état trempé 775° ; revenu, 500° :

R	70-90
E	50-52
A pour 100	16-12

L'inconvénient de cet acier réside dans une certaine fragilité dans le sens perpendiculaire au sens du laminage.

Deuxième type :

C	0,250-0,300
Ni	3 à 3,50

Employé pour les mêmes usages que le précédent.

Il s'emploie trempé à 750° et revenu (500°).

Il donne à l'état normal :

R	55-65
E	34-40
A pour 100	20-25

et à l'état trempé (750°) et revenu à 500° :

R	85-100
E	65-85
A pour 100	10-15

Troisième type :

C	0,200-0,250
Ni	6

Un tel acier peut être employé sous trois états (ceci est dû à sa haute teneur en nickel qui l'amène dans le voisinage des aciers martensitiques et lui permet de prendre la trempe à l'air) :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ou d'après certaines usines après recuit à 900°; il donnerait alors :

R	120-125
A pour 100	8-10

Premier traitement. — Trempe à 650°; refroidissement à l'air.

On a :

R	70
E	60
A pour 100	25

Deuxième traitement. — Chauffage à 700°, refroidissement à l'air.

On a :

R	80
E	70
A pour 100	18

Troisième traitement. — Trempe à 700°, sans revenu :

On a :

R	125
E	110
A pour 100	10

ACIERS A TENEURS MOYENNES EN NICKEL

(ACIERS MARTENSITIQUES)

Ces aciers ne sont plus employés, ils offrent trop de difficultés dans l'usinage.

A citer cependant un type industriel :

C	0,150-0,200
Ni	16

Cet acier est caractérisé par une limite élastique voisine de la charge de rupture :

S'utilise après recuit à 400°. Il donne :

R	100
A pour 100	10

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Cet acier est extrêmement peu employé ; on ne peut le conseiller.

ACIERS A HAUTE TENEUR EN NICKEL

Ces aciers, sur lesquels on fondait de grandes espérances industrielles, ne sont pas très usités. Il faut toujours se méfier de leur basse limite élastique.

Aciers peu carburés. — *Premier type :*

C	0,200-0,300
Ni	30-32

Employé pour toutes les pièces qui craignent l'oxydation ou celles qui réclament une non-fragilité remarquable (soupape, certains tubes sans soudure, etc.).

Il est employé soit brut de forge (c'est le cas le plus général), soit après trempe à 1.000°. Une telle trempe l'adoucit, le rend plus aisé à travailler, mais abaisse nettement sa limite élastique.

Brut de forge, il possède des propriétés mécaniques dépendant essentiellement de l'état d'écrouissage dans lequel il se trouve ; il donne couramment :

R	70-85
E	45-60
A pour 100	40-30

Après trempe à 1.000°, il fournit :

R	50-55
E	20-30
A pour 100	40-45

Deuxième type :

C	0,200-0,300
Ni	36

C'est l'acier Invar découvert par Guillaume qui, entre 0 et 350°, a un coefficient de dilatation extrêmement faible, pratiquement nul.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Il donne généralement à l'état brut de forge :

R	70-85
E	45-60
A pour 100	40-35

Il est utilisé à cause de sa non-dilatation en chronométrie, géodésie, établissement de transmission indéréglable, la construction d'appareils de précision, etc., etc.

Troisième type :

C	0,200-0,300
Ni	46

Cet acier, découvert aussi par Guillaume, a même coefficient de dilatation que le verre ; il a reçu le nom de *platinite*, parce qu'il a pu remplacer le platine dans la construction des lampes à incandescence. Au point de vue mécanique, ses propriétés sont analogues à celles de l'acier invar.

Acier très carburé. — Le seul type a pour composition :

C	0,700-0,900
Ni pour 100	25

Cet acier est transformé par trempe, recuit, écrouissage ; il est sur la limite des aciers martensitiques ; il faut donc s'en méfier dans les constructions.

On l'emploie généralement brut de forge. Il donne ordinairement :

R	75-90
E	45-60
A pour 100	35-45

Il est utilisé pour la confection de certaines plaques peu épaisses employées en artillerie ; pour certaines pièces dans lesquelles on craint l'oxydabilité, sans redouter les transformations. Il est employé pour la fabrication des rhéostats, parce que sa résistance électrique est dix fois plus grande que celle du fer.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

II. — ACIERS AU MANGANÈSE

Un seul type industriel :

C	1 à 1,5
Mn	12-15

Découvert par Hadfield, s'emploie soit brut, soit après trempe à l'eau à 900-1.000°.

Il s'adoucit par trempe.

Il donne en moyenne :

R	95
E	35
A pour 100	45

III. — ACIERS AU CHROME

Tous les aciers au chrome actuellement utilisés sont des aciers durs.

Premier type :

C	0,700-0,800
Cr	2 0/0

employé pour la fabrication des obus.

Deuxième type :

C	0,900-1,2
Cr	1,5 à 2 0/0

utilisé pour les roulements à billes ; s'emploie après une trempe à 750° à l'huile.

Donne une grande dureté.

Voici enfin les principaux types d'aciers à outils.

C	0,750-0,850
Cr	2 0/0
C	1-1,2
Cr	2,5
C	1,5-1,7
Cr	2,5-3

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Enfin, on lance en ce moment un alliage qui semble donner des résultats très intéressants. Il est fabriqué au four électrique à Sheffield. Il se forge très mal ; aussi s'emploie-t-il la plupart du temps *brut de coulée*. Ses propriétés les plus intéressantes sont les suivantes : aucune déformation à la trempe, fragilité relativement faible, grande conservation de la coupe. — Il est utilisé pour la confection de tous les outils, tours, rabots, mèches à percer, et surtout pour les fraises de forme, toujours délicates à tremper. On l'emploie également pour la confection de tous les appareils tranchants, couteaux, rasoirs et, fait très curieux, lorsqu'il a été trempé ainsi en lame assez mince, il peut être plié aisément, sans se briser.

Il correspond sensiblement à la composition :

C	2,5 0/0
Cr	18 0/0

Il est donc très voisin d'une fonte.

Il se trempe à l'huile à 950° et paraît donner de très bons résultats, notamment au point de vue de l'affûtage. Bien noter que ce n'est pas un acier à coupe rapide.

IV. — ACIERS AU TUNGSTÈNE

Tous les aciers au tungstène employés sont des aciers demi-durs et durs.

Premier type :

C	0,500
W	0,600

Cet acier est l'acier à ressorts au wolfram.

Il s'emploie après trempe à 850° et recuit à 500°.

Il donne à l'état recuit :

R	80
E	60
A 0/0	14

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Après trempe (850°) et revenu (500°) :

R	140
E	100
A 0/0	8

Deuxième type :

C	0,600-0,700
W	4 à 6 0/0

C'est l'acier à aimants permanents.

Il s'utilise après trempe à l'huile à 850° sans revenu.

Troisième type :

C	0,700-0,800
W	2 à 3

Acier à outil s'employant après trempe à 850°.

Cet alliage n'est guère plus employé maintenant, depuis la découverte des aciers à coupe rapide.

V. — ACIERS AU MOLYBDÈNE. — ACIERS AU VANADIUM

Aucun type de ces aciers n'est couramment employé. Toutefois, on a cherché sans grand succès à remplacer le molybdène

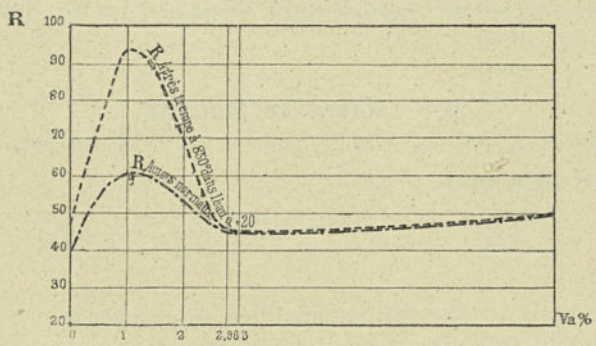


FIG. 170. — Influence de la trempe sur les aciers au vanadium à 0,200 0/0 de carbone.

dans les aciers au tungstène, il faut environ 4 fois moins de molybdène que de tungstène. Quant aux aciers au vanadium

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

les seuls qui soient faits couramment sont des aciers à outils.

C.....	0,700-0,800
Va.....	0,2-0,4

Les outils fabriqués avec cet acier ont un fil remarquable.

Il faut bien noter que la question du vanadium est à peine éclose, et nous croyons que l'on peut en espérer beaucoup. Les

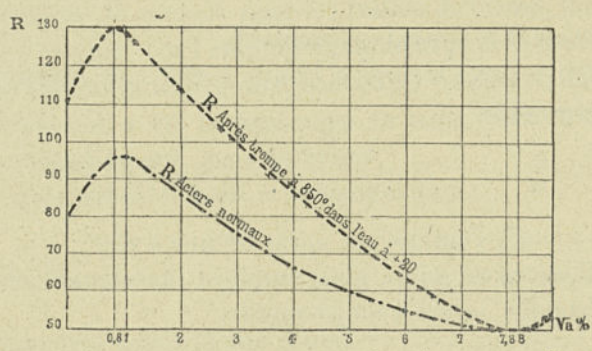


FIG. 171. — Influence de la trempe sur les aciers au vanadium à 0,800 0/0 de carbone.

deux figures que nous donnons (*fig.* 170 et 171) montrent l'influence considérable de la trempe en certains de ces aciers, influence qui diminue à mesure qu'augmente le carbure spécial, pour disparaître entièrement, lorsque tout le carbure est sous cet état.

VI. — ACIERS AU SILICIUM

1° **Acier extra-doux.**

C.....	0,100
Si.....	3 à 4

Utilisé dans la fabrication des tôles de dynamos à cause de son très faible hystérésis et de sa très forte perméabilité.

2° **Aciers durs.** — *Premier type :*

C.....	0,450-0,500
Si.....	1,5 à 1,2

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Deuxième type :

C	0,600-0,750
Si	0,800 à 0,900

(Quand la teneur en carbone croît, la teneur en silicium diminue.)

On trouve même

C..... 0,300 avec Si..... 2

Ces types d'aciers qui renferment 0,500-0,700 de manganèse constituent :

1° Les aciers supérieurs à ressorts ;

2° Les aciers dits mangano-siliceux, très utilisés dans la construction automobile.

Ces aciers s'emploient trempés à 850 et revenus à 400-550°.

La température de revenu dépend de la teneur en carbone et de la dureté que l'on veut obtenir. La plus fréquemment utilisée est 500°.

Ces aciers donnent :

A l'état recuit. — *Premier type :*

R	75-85
E	46-51
A 0/0	14-18

Deuxième type :

R	85-90
E	50-55
A 0/0	12-15

Après trempe (850°) et revenu (500°). — *Premier type :*

R	120-140
E	100-120
A 0/0	12-5

Deuxième type :

R	130-150
E	100-120
A 0/0	8-4

Nous attirons l'attention sur le point suivant qui est capital : lorsque l'acier est utilisé après trempe et revenu, la dureté

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

minéralogique qui intervient dans le frottement dépend surtout de la teneur en carbone ; on ne saurait donc dire que deux aciers mangano-siliceux donneront comme engrenages, par exemple, des résultats analogues, bien qu'ils fournissent des chiffres identiques à l'essai de traction et au choc.

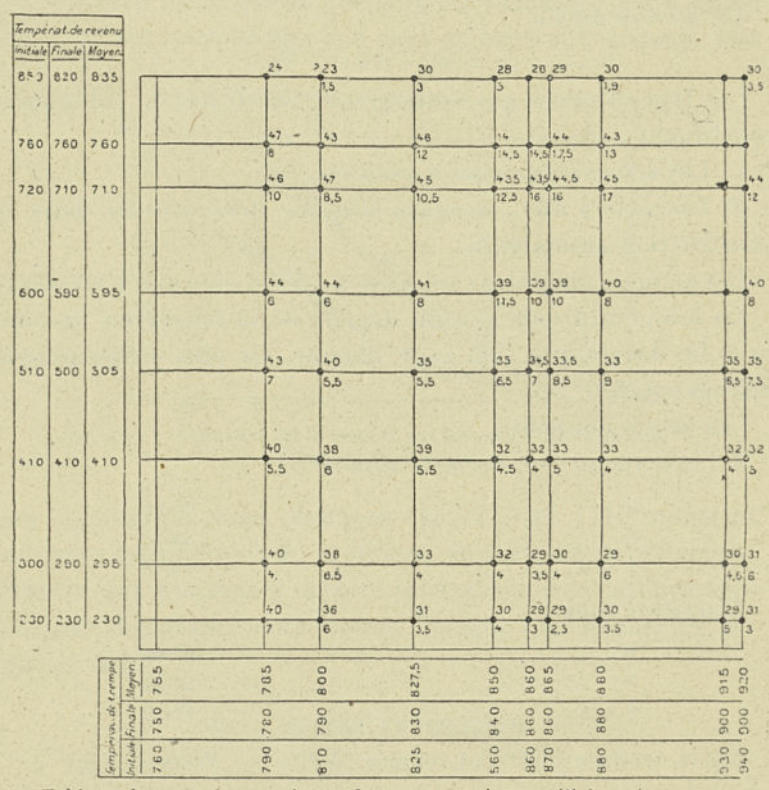


Tableau donnant les résultats obtenus sur acier au silicium à ressort en faisant varier les températures de trempe et de revenu.

Enfin, il faudra toujours se rappeler dans l'emploi des aciers au silicium, qu'il n'en existe pas de plus fibreux et qu'on doit les faire travailler dans le sens du laminage.

Etant donné l'importance des aciers mangano-siliceux, nous donnons dans le tableau de la page précédente l'influence de la trempe et du revenu ; le graphique a pour abscisses les températures de trempe et pour ordonnées les températures de revenu.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

VII. — ACIERS NICKEL-CHROME

Aciers à faibles teneurs en nickel. — *Premier type :*

C	0,250-0,450
Ni	2,5-3
Cr	0,3-0,8

Cet acier est utilisé pour les pièces d'automobiles, arbres, vilebrequins, arbres divers, engrenages, etc.

Il s'emploie trempé à 800° ; revenu, 350 à 500°.

La température de revenu dépend de la teneur en carbone et de la dureté que l'on désire.

Un tel acier donne :

A l'état recuit :

R	55-75
E	35-50
A 0/0	15-25

A l'état trempé (800°) et revenu (350°-500°) :

R	80-110
E	60-100
A 0/0	8-12

Comme cet acier est très utilisé, nous pensons utile de donner l'influence du revenu. L'acier utilisé avait pour composition :

C	0,330
Si	0,260
Mn	0,435
Ni	2,430
Cr	0,423

On est parti d'un métal trempé à 850°, qui a donné :

	R	E	A 0/0
Trempe à 850° dans l'eau	145	133	4
— revenu à 300° environ	140	130	6
— — 425° —	125	115	8
— — 500° —	110	95	11
— — 550° —	100	80	13
— — 600° —	90	65	15
— et recuit à 850° —	70	45	22

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Il est à noter que l'essai au choc donne généralement de bien meilleurs résultats sur l'acier trempé et revenu que sur l'acier recuit. Dans ce dernier cas on obtient souvent 6 à 8 kilogrammètres et très bien 10 à 12 sur métal trempé à 850° à l'eau et revenu à 500°.

C'est ce même acier qui a été longtemps employé pour les plaques de blindage. Nous n'insistons pas sur le traitement de ces plaques, qui sera étudié en détails dans le quatrième volume. A l'heure actuelle on emploie plus souvent un métal dont la composition est la suivante :

C	0,300-0,400
Ni	3,50-3,75
Cr	1,75-2
Mn	0,35-0,45

Deuxième type :

C	0,200-0,300
Ni	5,5 à 6
Cr	0,5 à 1,

Un tel acier peut être employé sous trois états :

Après recuit à 850° et refroidissement à l'air ; il donne :

R	80
E	70
A 0/0	20

Après recuit à 775° avec refroidissement à l'air ; il fournit alors :

R	125
E	110
A 0/0	11

Après trempe à 775°, sans revenu :

R	140
E	125
A 0/0	10

Il a les mêmes emplois que le premier type ; mais il est tout à fait sur la limite des aciers martensitiques et donne parfois quelques ennuis pour l'usinage.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Certaines aciéries introduisent un peu de chrome dans leurs aciers de cémentation, ceci en vue d'augmenter la dureté superficielle après trempe; 0,5 0/0 de Cr est la teneur courante.

Aciers à teneurs élevées en nickel. — *Premier type :*

C	0,700-0,800
Ni	21-25
Cr	2-3

Il a les mêmes emplois que les aciers à fer γ. Il en possède aussi les défauts et se trouve sur la limite des aciers martensitiques.

Il donne à l'état brut de forge en moyenne :

R	70-90
E	40-55
A 0/0	35-50

Il a une résistance au choc très remarquable.

Deuxième type :

C	0,200-0,300
Ni	32
Cr	2-3

Cet acier, employé surtout pour les soupapes, présente sur celui qui ne contient pas de chrome l'avantage de se mâter moins facilement; mais il est plus dur à travailler.

VIII. — ACIERS NICKEL-VANADIUM

Le seul type couramment employé renferme :

C	0,150-0,200
Ni	6-7
Va	0,2-0,4

Il donne :

Recuit :

R	50-55
E	40-45
A 0/0	30-25

Trempé à 800° sans revenu :

R	110-140
E	95-120
A 0/0	12-8

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

C'est après trempe à 800° sans revenu que l'acier est utilisé.

On notera les résultats très intéressants qu'il fournit, étant donné surtout qu'à l'état recuit on a un acier demi-dur facile à travailler.

IX. — ACIERS CHROME-VANADIUM

Ces aciers sont surtout employés en Angleterre et ont été étudiés au point de vue traitement thermique par Sankey et Smith (*Instit. of Mechanical Engineers*, 1904). Les propriétés indiquées par les auteurs ne semblent pas présenter beaucoup plus d'intérêt que celles des aciers au vanadium. Ils donneraient d'excellents résultats aux essais alternatifs.

D'ailleurs, il est très probable que les deux éléments chrome et vanadium agissent dans le même sens.

Ceux qui sont fabriqués industriellement sont en général à très basses teneurs en chrome 0,5 à 0,8 0/0 et ne contiennent que des traces de vanadium ; il résulte des essais que nous avons faits que leurs propriétés sont très voisines des aciers au chrome à basse teneur. Mais nous n'avons pas fait d'essais aux efforts alternatifs (1).

X. — ACIERS CHROME-TUNGSTÈNE

ACIERS A COUPE RAPIDE

Cette question capitale des aciers à coupe rapide mérite d'être traitée ici avec quelques détails.

Nous avons donné, au chapitre VII, la composition de ces aciers. Nous n'y reviendrons pas. Nous insisterons seulement sur leur traitement et les résultats obtenus.

(1). Nous apprenons, à la correction de ces épreuves, que les résultats obtenus en Amérique, avec des aciers chrome-vanadium, pour les roues de locomotive et les matrices, sont des plus remarquables. De même les aciers nickel-chrome-vanadium donneraient pour les plaques de blindage des résultats très remarquables.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Historique. — Dans un mémoire présenté, en octobre 1904, à l'Iron and Steel Institute, Gledhill, directeur des ateliers Armstrong Witworth et Cie, a donné un historique très concis de l'acier à outil.

« Il y a quelques années beaucoup de personnes pensaient sans doute qu'il restait peu de chose à dire au sujet de l'acier à outil au creuset, et qu'on était, à peu près, arrivé au dernier terme de son évolution au point de vue de la fabrication et du traitement général. Une telle opinion était vraisemblablement justifiable, si l'on se rappelle que la fabrication des aciers au creuset est de beaucoup la plus ancienne méthode connue, qu'elle remonte à des temps immémoriaux et qu'il est, en fait, impossible de préciser son origine et ses premiers développements. Il semble établi que l'acier au carbone se fait et s'emploie depuis des milliers d'années pour les aciers à outils. La preuve de ce fait est donnée par les merveilleuses gravures et les travaux exécutés par les anciens sur des pierres extrêmement dures, car il serait difficile de concevoir par quels moyens on a pu exécuter un tel travail, si ce n'est avec des outils en acier. Il est merveilleux de penser que les outils tranchants en acier ont été employés depuis si longtemps, et que le principe de leur fabrication, c'est-à-dire la fusion du fer et du charbon de bois dans les creusets, était, dans une certaine mesure, établi sur les mêmes bases que nous employons aujourd'hui. Les archéologues ont découvert que les Chinois faisaient de l'acier au creuset bien avant l'ère chrétienne. »

« L'acier indien ou Wootz, fabriqué aux Indes depuis des siècles, était de l'acier au creuset, de même que le célèbre acier de Damas, fabriqué par les forges de Tolède. Chose curieuse, ce dernier acier fournit une autre preuve qu'il n'y a rien de nouveau sous le soleil : on rapporte, en effet, que l'acier de Damas contient certaines teneurs en tungstène, nickel, manganèse, etc... c'est-à-dire quelques-uns des éléments mêmes contenus dans l'acier à outil moderne à grande vitesse ; en sorte qu'on peut dire que, pendant des siècles, il a existé à l'état latent un acier à grande vitesse et que la seule chose néces-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

saire pour mettre en lumière son pouvoir inhérent a été de le chauffer d'une manière en quelque sorte paradoxale, c'est-à-dire à un degré de température qu'on a cru pendant longtemps devoir altérer un tel acier. Si donc nous jetons un coup d'œil en arrière sur la période où l'acier au creuset a été connu dans l'histoire du monde, on peut penser naturellement qu'on a eu assez de temps pour en pénétrer les mystères et qu'il reste peu à dire sur ce sujet.

« Par conséquent, il est tout à fait remarquable qu'une découverte remontant à quelques années et qui a, depuis, révolutionné le traitement de l'acier à outils au creuset, soit restée si longtemps ignorée.

« On réalisa un progrès très important, il y a trente ou quarante ans, quand l'acier Mushet, ou auto-trempant, fit son apparition. Cet acier était l'invention précieuse de Robert Mushet, qui, après une longue série d'expériences faites alors qu'il était directeur de la Titanic Steel C°, réussit à produire un acier au tungstène. Son introduction marqua un grand pas sur les puissances de coupe de l'acier au creuset ordinaire, et pendant plusieurs années l'acier Mushet tint une place prépondérante parmi les aciers à outils.

« Cependant, c'était à l'Amérique que devait revenir l'honneur de faire le dernier grand pas et de conduire au remarquable progrès moderne de l'acier à outils. L'auteur se permet de rappeler ici que la plus grande part en revient à Taylor et White. »

Taylor donne des renseignements complémentaires sur l'acier Mushet auto-trempant :

« *Entre 1860 et 1870*, Robert Mushet, de la Titanic Steel C°, *en Angleterre, fit la découverte du fait qu'une quantité notable de tungstène, ajoutée à l'acier à outils avec une plus forte teneur en manganèse que celle jusque-là employée, avait le curieux effet de donner à l'outil refroidi lentement à l'air depuis la température de forgeage à peu près la même dureté qu'aux outils au carbone trempés dans l'eau. En raison de cette propriété, les aciers Mushet furent appelés en Angleterre*

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« outils auto-trempants » et ultérieurement aux États-Unis « outils trempant à l'air ».

« La composition chimique des outils Mushet analysés par nous au début de 1905 est donnée dans le tableau suivant. Nous donnons ci-dessous les analyses chimiques de quatre aciers représentant des types des phases ou ères de l'évolution des outils à tailler les métaux (Taylor).

MARQUE de L'ACIER	TUNGSTÈNE	CHROME	CARBONE	MANGANÈSE	VANADIUM	SILICIUM	SOUFRE	PHOSPHORE	VITESSE EN MÈTRES PAR MINUTE sur acier demi-dur
	0/0	0/0	0/0	0/0	0/0	0/0	0/0	0/0	0/0
Jessop.....	»	0,207	1,047	1,189	»	0,206	0,017	0,017	4,90
Mushet auto-trempant...	5,441	0,398	0,15	1,578	»	1,044	»	»	7,95
Primitif White-Taylor.....	8,00	3,80	1,85	0,30	»	0,15	0,030	0,025	17,75 à 18,25
Meilleur acier moderne à grande vitesse.....	18,91	5,47	0,07	0,11	0,29	0,043	»	»	30,25

« La première de ces analyses est celle de la plus réputée peut-être des marques d'aciers ordinaires au carbone, celle de Jessop and Sons, d'Angleterre, type de l'ère des outils au carbone. La seconde est l'analyse de l'ancien acier Mushet auto-trempant, sur lequel nous avons expérimenté, en 1894 et 1895, type de l'ère des outils auto-trempants.

« La troisième est l'analyse de l'acier recommandé par nous dans notre brevet 668.270 du 19 février 1901, comme représentant le summum de la perfection dans les outils modernes à grande vitesse, à l'époque où il furent inventés par White et l'auteur. Cet acier marque l'apparition des outils à grande vitesse. La quatrième analyse est celle du meilleur outil à grande vitesse que nous connaissions et qui ait été créé jusqu'à la fin de 1906. »

Puis Taylor montre les différentes étapes qui conduisirent à la découverte de l'acier à coupe rapide :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« Ce n'est que vers 1890 que la question des vitesses de coupe des outils commença à éveiller l'attention des directeurs d'atelier de mécanique. On peut même dire que, jusqu'à cette époque, les outils Mushet ne furent pas employés dans le but d'obtenir un accroissement dans la vitesse de coupe. En fait, jusqu'à l'époque de nos expériences de 1894-1895, peu de machines, s'il en fût, furent établies avec des vitesses accélérées dans le but de mettre à profit le gain réalisable sur la vitesse de coupe par l'emploi des outils Mushet ou autres outils auto-trempants.

« Pour la première fois en 1894, nous eûmes l'occasion de faire une série soignée d'expériences pour déterminer les vitesses de coupe relatives des outils Mushet et de ceux en acier au carbone. Jusque-là nous en avions été empêchés par cette circonstance que les Aciéries Midvale vendaient de l'acier à outils et, à l'époque où l'auteur quitta cette Compagnie, elles n'avaient pas encore entrepris la fabrication de l'acier auto-trempant ; par suite, elle ne nous avait pas autorisés à faire des expériences à ce sujet.

« Nos expériences de 1894-1895 amenèrent les importantes découvertes ci-après :

« *a*) En comparant l'acier auto-trempant avec l'acier au carbone, on peut réaliser un gain de 41 à 47 0/0 sur la vitesse de coupe dans l'usinage d'une pièce de forge dure ayant à peu près la qualité de l'acier à bandage, tandis qu'un gain de 90 0/0 peut être fait dans l'usinage des nuances plus douces de métal.

« *b*) En employant un fort jet d'eau lancé sur le bec des aciers Mushet ou autres outils auto-trempants, on peut réaliser un gain de 30 0/0 sur la vitesse de coupe.

« Ces expériences indiquent donc clairement que l'usage presque exclusif de l'acier Mushet pour tailler des pièces extrêmement dures était erroné puisque, dans la moyenne des ateliers de mécanique, on a à travailler un pourcentage beaucoup plus grand de métal doux que de métal dur, et que le gain dans la taille des métaux doux est de 90 0/0 contre 45 0/0 sur les métaux durs.

« Il devient donc évident qu'au lieu d'employer les outils

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

auto-trempants uniquement par occasion pour tailler des pièces métalliques de dureté extrême, ces outils doivent être en usage journalier dans l'atelier pour tous les travaux ordinaires, en remplacement des outils en acier au carbone. A partir de cette époque, l'extension de l'emploi des aciers auto-trempants fut tellement considérable qu'au moment de notre invention des outils nouveaux à grande vitesse, peut-être le quart ou le cinquième des outils dégrossisseurs, dans les bons ateliers de mécanique, étaient faits en acier auto-trempant. »

De 1885 à 1895, quelques fabricants d'acier à outils commencèrent à imiter l'acier Mushet; à la fin de cette période, on découvrit qu'en substituant le chrome au manganèse dans la combinaison au tungstène, on pouvait obtenir un bon acier auto-trempant ou trempant à l'air. A partir de 1890 la concurrence dans la fabrication des aciers à outils auto-trempants devient beaucoup plus active, il est remarquable néanmoins que les successeurs de Mushet dans sa manufacture d'aciers à outils, conservèrent à peu près la moitié des affaires du monde entier en acier auto-trempant, jusqu'à l'époque de l'invention de White et Taylor.

Durant l'hiver 1894-1895, Taylor dirigeait des essais ayant pour but de déterminer la meilleur marque d'acier à outils auto-trempant.

La comparaison eut lieu entre un acier Mushet ayant la composition suivante:

C	2,15
W	5,44
Cr	0,39
Si	1,04
Mn	1,75

et un acier Midvale ayant pour composition:

C	1,143
W	7,72
Cr	1,83
Si	0,24
Mn	0,10

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le dernier se montra susceptible de travailler à des vitesses de coupe plutôt supérieures.

Taylor reprit, en 1898, de nouveaux essais qui conduisirent encore à la supériorité de l'acier Midvale. On voulut s'assurer du résultat par une suite d'expériences et, dans l'une d'elles, le résultat obtenu fut plus mauvais qu'avec tout autre acier.

On s'aperçut que l'outil avait été préparé à trop basse température; on chercha alors à déterminer le traitement thermique convenable.

A cet effet, White et Taylor commencèrent une série d'expériences faites avec grand soin, dans lesquelles les outils devaient être chauffés à des températures croissant par 27°,5 C. (50° F.) environ depuis le rouge sombre jusqu'au point de fusion.

« Ils étaient alors affûtés et employés dans le tour d'expérience au travail d'une pièce de forge, de façon:

a) A déterminer la température à laquelle la vitesse de coupe maximum pouvait être atteinte (température qui avait été fixée au rouge cerise dans nos expériences précédentes);

b) A définir avec précision le point critique exact pour lequel ces outils surchauffés se trouvaient sérieusement détériorés;

c) A trouver quelque traitement thermique qui permît de régénérer les outils détériorés pour leur faire atteindre leur grande vitesse de coupe primitive.

« Ces expériences corroborèrent nos propres essais. Cramp-Sellers avait montré que les outils étaient sérieusement endommagés par une surchauffe vers 835 à 935° C.; mais, à notre grande surprise, les outils chauffés jusqu'à 950° C. et au dessus, se trouvèrent meilleurs qu'aucun de ceux qui avaient été chauffés à la température jugée antérieurement la meilleure, c'est-à-dire le rouge cerise clair; de 500° C. jusqu'au point de fusion des outils, plus la température de chauffe fut élevée, plus grandes furent les vitesses de coupe auxquelles les outils purent travailler.

« Ainsi la découverte du fait que des résultats phénoménaux

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

pouvaient être obtenus en chauffant des outils au voisinage du point de fusion — principe absolument révolutionnaire et en opposition directe avec tous les traitements thermiques employés antérieurement pour les outils — fut le résultat indirect d'un effort scientifique précis en vue de rechercher quelle était la marque d'acier à outils la meilleure entre toutes à adopter pour un atelier modèle. Ni White, ni l'auteur n'avaient la moindre idée qu'en surchauffant l'outil au-dessus du rouge cerise clair on pouvait faire autre chose que de le détériorer, et cela d'autant plus qu'il était chauffé davantage. »

Résultats obtenus. — Le résultat caractéristique de l'acier à coupe rapide est de pouvoir faire le travail avec une intensité telle que le copeau sort au rouge, sans que l'on ait à redouter que l'acier perde sa coupe, ce qui, bien entendu, ne se peut avec l'acier à outil ordinaire.

Les tableaux suivants présentent les résultats que l'on peut obtenir couramment en pratique :

SUR ACIER

	DOUX (C = 0,200)				DEMI-DUR (C = 0,300)				DUR (C = 0,500)			
Surface de coupe en mm².....	2,7	7,7	15,4	30,7	2,4	7,7	15,4	30,7	2,7	7,7	15,4	30,7
Vitesse en mètr. par minute...	46	34	28	17	33	24	15	12	16	12	11	65
Poids enlevé en kg. par minute.	0,8	1,9	2,4	3,3	0,46	1,2	1,8	2,5	0,3	0,8	1,05	1,4

SUR FONTE

	DOUCE				DEMI-DURE				DURE			
Surface de coupe en mm².....	2,7	7,7	15,4	30,7	2,7	7,7	15,4	30,7	2,7	7,7	15,4	30,7
Vitesse en mètr. par minute...	33	30	22	17	18	15	10	8	12	10	7	7
Poids enlevé en kg. par minute.	0,56	1,4	1,4	3,4	0,8	0,8	1	1,5	0,2	0,2	1,2	1,45

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

RÉSULTATS OBTENUS AVEC L'ACIER AU CARBONE ORDINAIRE

Vitesse maximum sur acier doux, par minute (au lieu de 46 mètres avec l'acier rapide).....	9 m.
Poids maximum sur acier doux, par minute (au lieu de 3 kilogrammes avec l'acier rapide).....	$0^{kg},300$

RÉSULTATS OBTENUS SUR DES BANDAGES

Aciers rapides :

Vitesse, par minute.....	$7^{m},30$
Poids du métal enlevé à l'heure.....	44 à 55 kg.

Aciers ordinaires :

Vitesse, par minute.....	$1^{m},50$ à $2^{m},30$
Poids du métal enlevé à l'heure.....	3.928 kg.

Expériences diverses faites chez Armstrong et Withworth. — Fabrication des boulons d'attache des blindages:

Vitesse par minute.....	42 mètres
Coupe.....	18 millimètres
Avance.....	8 —
Temps de travail des outils sans affûtage.....	7 heures

Travail des pièces d'acier forgé :

Vitesse par minute.....	21 mètres
Coupe.....	3 millimètres
Avance.....	28 —
Temps de travail des outils sans affûtage.....	9 heures

Travail sur canon trempé à l'huile :

Vitesse par minute.....	12 mètres
Coupe.....	6 millimètres
Avance.....	15 —
Temps de travail des outils sans affûtage.....	14 heures

Travail des tiges d'acier :

Vitesse par minute.....	60 mètres
Coupe.....	8 millimètres
Temps de travail des outils sans affûtage.....	2 semaines

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Perçage de trous (foret de 19 millimètres) :

Révolutions par minute 525
Avance par minute dans la fonte ..... 32 centimètres

Cet acier a pu être utilisé dans les conditions suivantes :

Vitesse par minute	Coupe	Avance
65 mètres	1mm,5	1mm,5
45 —	4 ,5	1 ,5
30 —	7	3
15 —	9 ,5	9 ,5

Expériences faites à la Tangye Tool and Electric C° Limited, de Birmingham, sur un tour conduit électriquement (Pendleburg, *The Engineer*, XCVII, 331 ; 1904).

MATÉRIAUX TOURNÉS ACIER FORGÉ 0m,43 A UNE TENEUR DE 3 0/0 DE CARBONE

NUMÉROS des ÉCHANTILLONS	PROFONDEUR DE COUPE en millimètres	AVANCE en MILLIMÈTRES	VITESSE DE COUPE mètres par minute	FORCE CHEVAUX		MÉTAL ENLEVÉ KILOGRAMMES par		NOMBRE DE KILOGRAMMES enlevés par heure et par cheval	
				Totale	Nette	Minute	Heure	Total	Net
1	12	2,5	17,67	24,4	19,2	4,4	268,5	11,0	13,9
2	21	1,5	23,15	29,7	23,8	6,3	384,6	12,9	16,1
3	28	1,5	21,90	37,8	30,5	7,8	468,5	12,3	15,3
4	28	1,5	21,90	39	31	7,8	468,5	11,9	15,1
5	18	2,5	21,90	41	33,3	8,3	500	12,1	14,9
6	18	2,5	21,90	42	33,5	8,3	500	11,8	14,8
7	12	3,8	20,70	41,5	33	8	484	11,6	14,6
8	15	3,8	12,50	Rupture de l'outil					
9	15	5,8	12,50	27	20	6	364,6	13,5	18,2
10	15	3,8	12,50	35	29	6	364,6	10,4	12,5
11	15	3,8	16,45	40	31	7,9	480,3	12	15,4
12	23	3,5	13,40	36	28	9,8	545,2	15,1	19,4
13	23	3,5	13,40	39	30	9,8	545,2	13,9	18,1
14	9	6,2	16,45	37	29,5	7,8	468,5	12,6	15,8
15	4	6,2	10,95	34	25	7,8	468,5	13,7	18,7
16	7 + 7	3,8	12,50	26	19,5	6	364,6	14	18,6
17	10 + 10	3,8	10,95	36	28,2	6,4	448,1	12,4	15,8
18	6	6,2	16,45	29	21,5	5,1	312	10,7	14,5
19	31	1,5	16,75	29	21,5	6,6	397	13,7	18,4
20	32	1,5	16,75	30,5	23,5	6,8	417,3	13,6	17,7
21	32	2,5	13,10	35	17,2	7,8	522	14,9	18,8
22	32	3,5	14,65	Rupture d'un pignon					

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

RÉSULTATS D'ESSAIS, FAITS A SHEFFIELD, EN ACIER TRAVAILLANT A GRANDE VITESSE

	DIMENSIONS de L'OUTIL	FORME de L'OUTIL	MATIÈRE dans laquelle L'OUTIL a été essayé		RÉSISTANCE au MILLIMÈTRE CARRÉ	COUPE		VITESSE de COUPE — Mètres par minute	AVANCE par RÉVOLUTION	AVEC ou SANS EAU	TEMPS de la COUPE — Minutes	OBSERVATIONS
			Description	Carbone		Profondeur en millim.	Longueur en mètres					
1904	mm²				kilogr.				millim.			
15 décembre	31	à dégrossir	Arbre	0,30 0/0	44 à 50	3,17	621 3/4	20,72	3,17	sans	20	Outil bon.
16 —	—	—	—	—	—	9,52	124 1/3	20,72	5,08	—	8	Arbre terminé.
19 —	—	—	—	—	—	12,7	137	12,19	—	—	10	Outil assez bon.
20 —	—	—	—	—	—	6,34	365 3/4	12,19	—	—	40	—
20 —	—	—	—	—	—	4,76	365 3/4	9,14	—	—	40	—
21 —	—	—	—	—	—	6,34	1378 1/2	9,14	3,17	—	150	Outil bon.
22 —	—	—	—	—	—	9,52	420	11,58	3,17	—	42	Légèrem^t écrasé à quelques points.
23 —	—	—	—	—	—	6,34	439	—	3,17	—	30	—
1905				Barre acier au nickel								
5 janvier	—	»	»	0,55 0/0	78 3/4 à 86 1/2	6,34	1028 1/2	7,62	3,17	—	135	Outil bon } Même outil
6 — (2e coupe)	—	»	»	—	—	6,34	1536	7,32	4,76	—	210	Outil usé } Même outil
6 — Outil réaffûté	—	»	»	—	—	7,93	1463	6,09	3,17	»	240	Outil bon } Même outil
7 — Passe finale	—	»	»	—	—	6,34	1243 1/2	5,18	3,17	»	240	—
25 —	—	»	»	Acier spéc.	66 env.	22,22	457	7,62	5,08	»	300	—
26 —	—	»	»	0,40 0/0	—	11,11	737	7,92	—	»	93	—
26 —	—	»	»	—	—	11,11	911	7,92	—	»	105	—

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

RENSEIGNEMENTS DONNÉS PAR DIFFÉRENTS INDUSTRIELS [1]

Résultats donnés par Belmont et Moine. Vitesse et serrage que l'on peut obtenir couramment.

NUANCE DE DURETÉ	RÉSISTANCE par MILLIMÈTRE	VITESSE à la MINUTE	AVANCEMENT DE L'OUTIL par tour	ÉPAISSEUR du MÉTAL ENLEVÉ
	kg.	mm.	mm.	mm.
Fonte douce	14 à 16	30 à 35	1	0,15
Fonte grise serrée	16 à 32	17 à 25	1	0,12
Fonte blanche	»	3 à 6	0,5	0,8
Fer	30 à 35	35 à 40	1,2	0,15
		30 à 35	1,2	0,15
Acier doux	40 à 45	40 à 45	1	0,10
		20 à 25	1	0,15
Acier mi-doux	45 à 55	30 à 35	1,7	0,10
		12 à 18	1	0,15
Acier mi-dur	55 à 65	20 à 25	0,7	0,10
		7 à 10	1	0,12
Acier dur	65 à 75	11 à 15	0,6	0,8
		4 à 6	0,8	0,10
Acier très dur	75	6 à 10	0,5	0,5

On peut atteindre 60 mètres de vitesse et 2 millimètres de serrage pour les faibles passes sur la fonte douce et les aciers.

Ces chiffres ne sont pas absolus, mais ils ont été obtenus, on peut donc les majorer ou les diminuer suivant la façon dont le travail se présente ; ainsi l'avancement de l'outil peut être sensiblement augmenté avec les faibles passes, etc.

[1] Ces renseignements sont classés par ordre alphabétique; ils n'impliquent pas que les aciers cités soient ni les meilleurs, ni les plus intéressants. — Les fabricants ont l'entière responsabilité des chiffres donnés.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

RENSEIGNEMENTS DONNÉS PAR LES FORGES DE CHATILLON-COMMENTRY, NEUVES-MAISONS

MÉTAL sur LEQUEL A LIEU le travail	VITESSE TANGENTIELLE en centimètres par seconde	AVANCEMENT DE L'OUTIL en millimètres	ÉPAISSEUR DE PASSE en millimètres
	Acier sans-pareil		
Acier R = 35 kg.....	40 à 50	1	10
— R = 50 kg.....	30 à 40	1	8
— R = 60 à 70 kg..	25	1	5
Fonte grise.....	30 à 35	1	10
	Acier incomparable		
Acier R = 35 kg....	40 à 50	1	10
— R = 50 kg....	30 à 40	1	8
— R = 70 kg....	25 à 30	1	5
— R = 100 kg....	20 à 25	0,5	5
Fonte grise.....	30 à 35	1	10
Fonte truitée grise....	20 à 25	1	10

ESSAIS PUBLIÉS PAR LA SOCIÉTÉ COMMENTRY-FOURCHAMBAULT ET DECAZEVILLE

ACIER à TRAVAILLER	VITESSE de COUPE PAR MINUTE	AVANCEMENT de L'OUTIL PAR TOUR	ÉPAISSEUR de LA PASSE	POIDS des COPEAUX PAR MINUTE
kilogrammes	mètres	millimètres	millimètres	kilogrammes
45-50	30 à 35	1,0	10	2,7
55-65	20 à 25	0,8	8	0,8
70-80	7 à 12	0,6	8	0,38

Mais on pourrait augmenter tous ces chiffres très sensiblement sans abîmer. Dans des essais où l'on opère sur des ronds sans autre préoccupation que de produire des copeaux, on arrive à beaucoup plus, mais l'outil travaille moins longtemps sans affûtage.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ESSAIS PUBLIÉS EN ALLEMAGNE

ESSAIS	PIÈCES TRAVAILLÉES	VITESSE DE COUPE par minute en mètres	PROFONDEUR DE COPEAUX en millimètres	AVANCE en millimètres	POIDS DE COPEAUX produits par minute en kilogrammes
A Dusseldorf. Acier Bischoff. Tour de Fries. Le moteur de 20 chevaux qui conduisait le tour, se montra trop faible plusieurs fois. L'outil et le tour auraient pu produire davantage.	Arbre d'acier Martin Siemens de 55 kilogrammes de résistance. C=0,24, Mn=0,45	20 20 20 64	33 24 21 10	12 1/2 2 2 1/2 3 1/4	7,8 9,4 8,2 3,7
	Arbre d'acier Martin Siemens de 40-45 kilogrammes de résistance. C=0,24, Mn=0,45	16 19 20	33 33 40	2 1/2 2 1/2 1 1/2	10,3 12,3 9,4
A Berlin. Production maximum de l'acier à outil.	Arbre d'acier Martin Siemens de 77 kilogrammes de résistance. C=0,63, Mn=1,22	6,7	10	1 1/4	0,7
	Arbre d'acier Martin Siemens de 63kg,3 de résistance. C=0,54, Mn=0,93	9	13	2 1/2	2,3
Tour Niles-Werke.	Arbre d'acier Martin Siemens de 40kg,8 de résistance. C=0,30, Mn=0,58	21	7	3	3,5

Mais une autre question se pose également : il s'agit de savoir s'il n'est pas avantageux d'utiliser les aciers à coupe rapide, même comme outils ordinaires. Les expériences pratiques faites

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

dans de nombreux ateliers semblent permettre de répondre par l'affirmative : les outils à coupe rapide employés comme aciers ordinaires conservent leur coupe plus longtemps que les aciers au carbone.

TRAITEMENTS MÉCANIQUE ET THERMIQUE

Au sujet du traitement thermique Taylor déclare, après des essais comparatifs des principaux aciers à coupe rapide fabriqués, que le traitement qu'il a indiqué est celui qui donne le meilleur résultat dans tous les cas.

Il nous paraît donc utile de donner ce traitement d'après l'étude même de Taylor.

1° **Forgeage.** — A. *Forgeage de l'outil.* — Chauffer l'outil plutôt lentement de façon à assurer une température uniforme jusqu'au cœur de la barre et le tourner plusieurs fois sur lui-même pendant le chauffage à la forge. Avec les aciers modernes à basse teneur en carbone et à haute teneur en tungstène et en chrome, la température qui convient pour cette chauffe est la plus élevée qu'on puisse employer sans crainte de désagréger l'acier ou de briser la barre aux chocs du marteau. Contrairement à toutes les lois et traditions antérieures dans le chauffage d'un acier à outil, le chauffage de ce type d'acier vers le rouge cerise en vue du façonnage, ne le détériore pas, pourvu que la coupe soit finalement porté au point élevé de fusion conformément au procédé White-Taylor.

La température de façonnage varie suivant la composition chimique de l'acier à outils, mais elle oscille, dans la plupart des cas, du jaune au jaune clair, soit de 975 à 1.050°.

Dans le cas d'un outil de $25^{mm},4$ de corps, cette température du jaune doit s'étendre à une longueur de 140 millimètres à partir de la pointe et dans ce qui suit, les dimensions indiquées se rapportent à un outil de ce calibre.

Quand plusieurs outils de même forme doivent être façonnés en même temps, le mieux est de les chauffer lentement par

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

lots de quatre à six outils à la fois; la portion des outils à chauffer est rapprochée de plus en plus de la région la plus chaude du foyer, de telle façon que celui des outils qui doit être forgé le premier se trouve directement au-dessus de cette région. Un feu de coke clair ayant une épaisseur qu'on maintient suffisante pour empêcher sûrement le vent de venir en contact direct avec l'outil, est, en somme, préférable au feu doux au charbon, employé par les forgerons. Cependant, cela n'est vrai que parce qu'il est plus facile, en général, d'obtenir un feu uniforme avec le coke qu'avec le charbon dans une forge. Les expériences décrites démontrent nettement qu'en prenant suffisamment de précaution, le meilleur feu doux au charbon oxyde et, par conséquent, détériore moins les outils que le meilleur feu au coke.

B. *Courbure ou relèvement du bec de l'outil.* — Serrer fortement l'outil sur l'enclume, en forçant vers le bas une griffe au moyen d'un coin dont le bord supérieur appuie contre la face inférieure de l'enclume et le bord inférieur contre l'extrémité d'une rainure pratiquée dans la queue de la griffe : cette griffe passe dans un trou carré de l'enclume et fait saillie au-dessous de celle-ci. L'outil est serré de telle façon que 60 millimètres de son extrémité se trouvent en porte-à-faux par rapport au bord de l'enclume.

C. Le forgeron et son aide, armés chacun d'une masse, rabattent l'extrémité chaude de l'outil. Un gabarit doit être monté au voisinage de l'enclume du forgeron, de façon à ce que ce dernier puisse vérifier facilement la courbure de l'outil et lui donner la dépouille voulue. Ce calibre se compose d'une petite surface plane percée d'un trou près de son angle et dans laquelle se fixe une série de cônes tournés à différents angles, qui correspondent aux formes variées suivant lesquelles les outils doivent être courbés. L'outil, toujours tenu dans les pinces, est posé sur la surface plane par sa face postérieure, la surface de dépouille (flanc) est appuyée contre le cône, ce qui permet au forgeron d'apprécier d'un coup d'œil s'il a donné à l'outil la courbure voulue.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Un gabarit semblable pour vérifier la dépouille doit être également disposé près de la meule à affûter pour permettre à l'opérateur de mesurer la dépouille pendant l'affûtage de façon rapide et précise.

D. *Étirage du talon de l'outil.* — Le coin de la griffe est alors desserré à coups de marteau, l'outil est enlevé rapidement et porté au marteau-pilon à matrices planes. On place la partie incurvée du talon de l'outil sur le bord de la matrice; on allonge ce talon vers le bas par quelques coups de marteau, de manière à l'aplatir en coin. Ce façonnage refoule le métal latéralement vers l'extérieur jusqu'à ce que l'angle arrondi devienne presque droit; cela prolonge la surface plane de la face postérieure de l'outil et fournit un appui presque au-dessous du tranchant.

Lorsqu'on ne dispose pas d'un petit marteau-pilon, le talon de l'outil est aplati de la même façon, par martelage sur l'enclume de forgeron.

E. *Abatage des angles du bec pour réduire le travail de meulage.* — L'outil est placé sur le bord de l'enclume et l'on abat les deux angles du bec avec un ciseau, de manière à donner à peu près à ce bec la forme convenable. L'extrémité postérieure du talon est également rabattue, s'il est nécessaire, de manière à la raccorder à la face arrière de l'outil. La hauteur est alors marquée à la stéatite ou par une encoche au ciseau sur le bec de l'outil, pour le couper au taillant voulu ; l'outil est ensuite repassé au foyer pour la seconde chaude.

Il faut remarquer que les opérations B, C, D, E, sont toutes faites en une seule chaude. Néanmoins si, à un moment quelconque de ce travail, par manque d'habileté ou lenteur inusitée, l'outil venait à se refroidir au-dessous du rouge cerise clair, correspondant à une température de 900 C. environ, il ne faudrait faire aucun forgeage sans réchauffage.

F. *Coupe à la hauteur et au taillant voulus.* — Après avoir réchauffé lentement et soigneusement l'outil, on coupe la partie supérieure du bec, à l'angle du taillant voulu, en prenant soin d'assurer à la fois la correction de l'angle et de la hauteur.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Le forgeron sera aidé dans cette opération par l'emploi d'un ciseau à chaud ou d'un jeu de ciseaux spécialement fabriqués.

G. *Rejet du bec sur le côté.* — Cela fait, on courbe tout le bec de l'outil et on le rejette latéralement en employant une chasse à parer.

H. *Dressage final de l'outil.* — L'outil doit être soigneusement dressé sur l'enclume, de façon à avoir le plus possible un aplomb correct sur sa face postérieure. Cet aplomb doit exister sur toute la longueur depuis l'extrémité antérieure jusqu'au moins au milieu de l'outil. Pour vérifier l'exactitude de cette opération, une surface plane devra être aménagée près de l'enclume du forgeron.

L'importance qu'il y a à obtenir une surface postérieure correcte n'est généralement pas appréciée. L'outil doit appuyer par tous les points de la partie postérieure, à son extrémité antérieure, immédiatement au-dessous du tranchant, de façon à éviter le broutement ou la rupture par un trop grand porte-à-faux, de même au-dessous de la griffe de serrage pour éviter la flexion ou la rupture en ce point.

Pour l'affûtage, Taylor a montré la nécessité d'employer un fort jet d'eau.

2° Chauffage au point de fusion. — Une fois que l'outil de tour ou de raboteuse a été forgé comme on l'a décrit, le bec de l'outil tout entier doit être réchauffé lentement et uniformément au rouge cerise clair, en lui laissant tout le temps voulu pour que la chaleur puisse pénétrer parfaitement jusqu'au cœur, de facon à éviter le danger des tapures par chauffage trop rapide. Du rouge cerise clair au point de fusion, l'outil doit, au contraire, être chauffé aussi rapidement qu'il est possible dans un feu intensif jusqu'à ce que le bec commence à se ramollir. En fait, il n'y a aucun inconvénient à ce que la partie extrême du bec soit légèrement fondue.

Dans cette opération, il est également nécessaire de chauffer parfaitement et uniformément, et de donner au bec de l'outil

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

le temps d'arriver tout entier à une température uniforme.

Aucune méthode ou aucun appareil ne doit être employé pour donner aux outils le traitement thermique à haute température, qui s'applique seulement à une partie du bec. Toute extrémité, depuis le talon jusqu'au-dessus de l'outil, doit être uniformément chauffée au même degré.

Si le feu donne une chaleur suffisamment intense, un outil de 51 × 76 millimètres de corps peut être parfaitement et convenablement chauffé en trois minutes, depuis le rouge cerise clair jusqu'à la température voulue. Cependant, sans un fourneau spécialement établi, il est difficile d'obtenir une chaleur suffisamment intense et uniforme pour traiter un outil de ce calibre en trois minutes.

Les outils de dimensions plus faibles demandent un chauffage de 3/4 de minute et plus, suivant l'intensité du feu et le calibre de l'outil, pour les porter du rouge cerise à la haute température nécessaire.

Pour obtenir la haute température nécessaire, Taylor donne les conseils suivants :

« Après avoir forgé les outils et avant de commencer leur réchauffage à haute température, il faut charger le foyer de la forge de manière à avoir un lit de combustible de bonne épaisseur ; on emploiera pour cela le coke de la grosseur d'une noix environ ou la houille douce de première qualité pour forge.

« Un certain nombre d'outils seront alors placés, le bec à une petite distance de la partie la plus chaude du feu, de façon à ce qu'ils puissent tous se réchauffer pendant qu'on souffle le feu, de manière à lui donner l'activité voulue. Ceci obtenu, les outils seront chauffés l'un après l'autre sur la partie du foyer ayant la température la plus élevée, et cela aussi rapidement qu'il est possible jusqu'à atteindre un peu au-dessous du point de fusion.

« Pendant cette opération, les outils doivent être constamment tournés et retournés de façon à assurer une température uniforme dans toute leur extrémité.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« Dès que chaque outil a atteint sa haute température, on doit placer le bec dans un fort jet d'air et lui permettre de reprendre la température ambiante avant de le retirer de ce jet.

« Malheureusement, le feu de forge est tellement mince qu'il est impossible d'y maintenir la chaleur la plus intense, pendant plus de quelques minutes, et ce n'est que pendant ces quelques minutes que les outils à grande vitesse de première qualité peuvent être convenablement chauffés. Un grand nombre d'outils à grande vitesse sont journellement traités au feu de forge avec une chaleur insuffisamment intense, de sorte qu'ils sont inférieurs comme dureté au rouge et ne donnent que des outils tranchants de qualité irrégulière.

« Somme toute, un feu de forge au coke peut être regardé comme meilleur qu'un feu de charbon doux pour donner la haute température aux outils. Cela tient simplement à ce que le feu de coke peut être plus facilement préparé par le forgeron, qui a ainsi la faculté de chauffer les outils rapidement à leur point de fusion pendant une période de temps plus longue. Néanmoins, nous avons fait récemment quelques expériences très soignées en prenant un lot d'outils faits du même acier et en traitant un outil sur deux dans le meilleur feu au coke et les autres au charbon doux; or, dans chaque cas on a obtenu un outil notablement meilleur avec le feu au charbon doux. Les outils chauffés avec ce combustible avaient une supériorité de 4 à 8 0/0 sur les outils chauffés au coke. Cela tient certainement au fait qu'un feu de charbon doux dégage de grandes quantités d'hydrocarbures qui fournissent une chaleur intense et que ce combustible a moins de chance d'oxyder l'acier qu'une flamme aussi chaude produite par le coke.

« Quoi qu'il en soit, et pour les raisons données ci-dessus, nous conseillons d'employer un peu de coke d'une épaisseur aussi grande que possible, ceci pour assurer l'uniformité. Nous avons jugé qu'il était impossible, en pratique, d'empêcher les forgerons de donner aux outils leur chaleur élevée dans un feu de charbon doux, longtemps après que le feu avait dépassé la

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

période d'intensité convenable à ce traitement. Quand l'air traverse le feu et frappe le métal chaud, il détériore sensiblement les surfaces externes de l'acier sur une profondeur de $1^{mm},6$ à $4^{mm},8$.

« Plusieurs types d'appareils ont été établis pour donner aux outils à grande vitesse leur premier traitement thermique ou traitement à haute température, de même que pour donner le second traitement à basse température. »

Gledhill a décrit en 1904 (*Journal of Iron and Steel Institute*) une méthode de chauffage qui s'applique surtout aux aciers à coupe rapide. Elle est utilisée à la maison Armstrong Whitworth.

L'outil est placé au pôle d'une dynamo; l'autre pôle se trouvant en relation avec un bol de carbonate de soude. Supposons que l'on ait affaire à un outil dont l'extrémité ait seule besoin d'être dure. On plonge la pointe de l'outil dans la solution de carbonate de soude; on ferme ainsi le circuit; la température s'élève et porte le bec de l'outil à une température telle qu'il n'y a plus qu'à le tremper.

On peut aussi, toujours d'après Gledhill, placer le bec de l'outil sur une plaque de métal qui est en relation avec un des pôles de la dynamo; on agit, d'autre part, sur le bec de l'outil, avec un crayon de lampe à arc qui est rejoint à l'autre pôle de la dynamo. L'arc jaillissant amène rapidement l'outil à la température voulue.

3° **Refroidissement après le premier chauffage.** — Taylor a attiré l'attention sur une certaine échelle de température située entre 860 et 930° appelée « température de fragilité », et sur ce fait que les anciens outils auto-trempants, chauffés entre ces limites de températures se trouvent sérieusement endommagés et leur vitesse de coupe fortement réduite.

Pour obtenir les résultats les meilleurs et les plus uniformes avec les outils à grande vitesse après leur avoir donné une haute température, comme on vient de le dire, il faut les refroidir rapidement au-dessous du point de fragilité, c'est-à-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

dire aux environs ou au-dessous de 860°. La qualité de l'acier sera peu modifiée par la rapidité plus ou moins grande du refroidissement depuis ce point jusqu'à la température de l'air.

« Lorsque toutes les parties d'un outil de la surface jusqu'au cœur ont atteint une température uniforme au-dessous du point de fragilité, nous avons quelquefois continué, ajoute Taylor, de le placer en un point quelconque de l'atelier ou du local, exempt d'humidité, et de le laisser refroidir à l'air; parfois nous le refroidissons jusqu'à la température ambiante dans un jet d'air.

« Nous avons trouvé que la meilleure méthode pour refroidir l'outil depuis sa haute température jusqu'au-dessous du point de fragilité consiste à le plonger dans un bain de plomb fondu chauffé au rouge, au-dessous de la température de 860°. Actuellement, nous plongeons nos outils dans un bain de plomb maintenu à une température uniforme de 640°, parce que nous employons ensuite le même bain pour réchauffer les outils en vue de leur second traitement. Ce bain doit contenir une masse suffisamment grande de plomb, pour maintenir facilement l'uniformité de température; dans ce but nous employons de préférence un bain contenant 1.650 kilogrammes de plomb environ.

« L'outil du plus fort calibre, porté à sa plus haute température et plongé dans un bain de ce volume n'a pas une influence sensible sur la température de ce bain. Si on employait un bain d'un volume trop faible et qu'on plongeât les outils l'un après l'autre dans ce bain, c'est-à-dire, par exemple, en plongeant le second avant que le premier outil ait eu le temps de se refroidir uniformément à la température du bain, il se pourrait que celui-ci se trouvât porté à une température plus élevée qu'au début ; cette augmentation de température du plomb aurait une action nuisible sérieuse sur l'outil, si elle atteignait les environs de 675°.

« On ne saurait trop insister sur l'importance qu'il y a à ne jamais permettre à l'outil d'augmenter de température, ne fût-ce que légèrement et pendant peu de temps, durant la période de

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

refroidissement. La température doit rester soit absolument stationnaire, soit descendre une fois que l'opération de refroidissement est commencée sinon l'outil serait endommagé. Toute élévation momentanée de température, même faible, pendant le refroidissement, détériore l'outil. Cette remarque ne s'applique cependant qu'au refroidissement jusqu'à la température de 675° environ. A partir de ce point et jusqu'à la température ambiante, l'outil peut subir des oscillations de températures répétées et d'une durée quelconque sans dégradation. Il faut également noter que, durant la première opération du chauffage de l'outil, depuis la température ambiante jusqu'au point de fusion, il n'y a aucun inconvénient à le laisser se refroidir légèrement, puis à le rechauffer. Ce n'est que par le réchauffage pendant le refroidissement depuis la température élevée jusqu'à 675° que l'outil est endommagé.

L'opération ci-dessus décrite est communément appelée « premier traitement thermique ou traitement à haute température ».

Récapitulons brièvement ; le premier traitement thermique ou traitement à haute température consiste à chauffer l'outil :

A) *Lentement jusqu'à* 815° ;

B) *Rapidement depuis cette température jusque immédiatement au-dessous du point de fusion ;*

C) *A le refroidir presque jusqu'au-dessous du point de fragilité, c'est-à-dire à* 800° ;

D) *A le refroidir, soit rapidement, soit lentement, de ce point jusqu'à la température de l'air ambiant.*

4° **Second traitement thermique.** — Ce traitement consiste, d'après Taylor, à réchauffer l'outil qui a subi le premier traitement à haute température jusqu'à une température variable entre 390 et 690°, les résultats étant d'autant meilleurs qu'on atteint les températures les plus élévées entre ces limites. Pour ce recuit, la meilleure méthode est de placer l'outil dans un bain de plomb contenant environ 1.650 kilogrammes de plomb dont la température peut être maintenue uniforme dans une limite

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

de quelques degrés, aux environs de 640°, après quoi, on refroidit l'outil soit dans un jet d'air, soit en l'abandonnant à l'air. L'outil doit être tenu environ cinq minutes dans le bain. Pour éviter le danger des tapures de chauffage, spécialement si l'outil est d'une forme compliquée, il faut le chauffer plutôt lentement avant de le plonger dans le bain.

Taylor s'est arrêté à la température de 640° pour le plomb, parce qu'avec un bain peu sensible aux variations de températures il y a danger, par manque de soin de l'opérateur, de laisser s'élever la température et de chauffer ainsi l'outil au-dessus du point critique de 690°. Si l'outil atteint, même pendant très peu de temps, une température supérieure à 690°, sa dureté au rouge se trouve sérieusement attaquée et sa vitesse de coupe, grandement réduite. Une élévation de température au-delà de 750° annihile la dureté au rouge et ramène l'outil à son état primitif antérieur au traitement thermique.

Il faut encore signaler l'emploi de la méthode Gledhill pour le revenu. Elle s'applique aux outils creux, pour en adoucir l'intérieur. On place les outils sur une barre que l'on chauffe par le courant. On règle facilement celui-ci pour la température à obtenir.

Récapitulons brièvement : le second traitement thermique ou traitement à basse température consiste à chauffer l'outil.

A) *A une température inférieure à* 690° *et de préférence à* 640° *pendant une durée de* 5 *minutes environ ;*

B) *A le refroidir à la température de l'air, soit rapidement, soit lentement.*

Les bons effets du second traitement thermique ou traitement à basse température peuvent être obtenus d'une autre façon en faisant marcher l'outil sous le frottement du copeau jusqu'à ce que la température du bec ait atteint une valeur entre les limites de 390 et 690°. Réchauffé de cette manière sous la pression du copeau, puis refroidi à la température de l'air, l'outil, lorsqu'il sera remis en travail, aura une dureté au rouge d'un degré notablement plus élevé et pourra marcher

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

à une vitesse de coupe beaucoup plus grande que celle dont il était capable après traitement thermique à haute température. On ne saurait trop insister sur ce dernier point.

En résumé, le traitement thermique le meilleur, convenant à tous les aciers à coupe rapide, consiste :

1° Dans un chauffage lent jusqu'à 815°, rapide jusqu'immédiatement au-dessous du commencement de fusion ;

2° Dans un refroidissement rapide jusqu'à au moins 860°, puis ensuite lentement ou rapidement ;

3° Dans un réchauffage à 640° pendant cinq minutes et un refroidissement à l'air.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE XXIV

TREMPE ET RECUIT DES ALLIAGES DE CUIVRE

I. — BRONZES ORDINAIRES

Théorie. — Nous avons montré, dans la première partie, que les bronzes industriels présentent de nombreux points de transformation et que notamment les alliages contenant entre 80 et 87 0/0 de cuivre qui sont des bronzes à frottement, offrent une transformation très nette aux environs de 500°.

D'autre part, nous avons dit que le recuit uniformise la structure des alliages contenant moins de 13 0/0 d'étain.

Pratique. — D'Arcet est le premier qui se soit préoccupé de la trempe des bronzes; il a montré que certains s'adoucissaient nettement par ce traitement.

Dussaussoy a montré que l'un des alliages qui supporte le mieux la trempe est celui répondant à la composition :

Cu	88,88
Sn	11,12

Sa résistance et ses allongements augmentent. D'après Dussaussoy les bronzes trop riches en étain sont insensibles à la trempe. Ceci est en accord avec les recherches de Heycock et Neville. Riche a de plus observé, comme nous l'avons dit, que les alliages riches en étain (au moins 18 0/0) augmentent de densité par trempe.

Voici enfin comment s'exprime à ce sujet A. Krupp dans son livre *Die Legierungen* (Vienne, 1894, p. 144) :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

« Si l'on refroidit le bronze incandescent rapidement dans l'eau froide, il perd presque entièrement son aigreur et peut alors parfaitement servir à certains usages. Le meilleur alliage susceptible d'être ainsi traité est celui qui renferme 84 0/0 de Cu et 16 0/0 Sn. Si même la pièce est suffisamment épaisse, elle prend, dans toute son épaisseur, une certaine malléabilité qu'elle conserve après forgeage. Veut-on rendre à une pièce coulée, trempée ou fondue sa dureté primitive, on n'a qu'à la porter à l'incandescence et à la refroidir lentement, elle redevient dure aussitôt. »

Et A. Krupp conclut :

« Le bronze, d'après ce qui précède, se comporte donc tout différemment de l'acier, qui devient très dur et fragile par brusque refroidissement et qu'un refroidissement lent rend mou et forgeable. Dans le bronze, un brusque refroidissement diminue la compacité et la dureté. De plus, les pièces en bronze brusquement refroidies ont un ton plus grave, particularité qu'on ne doit pas perdre de vue dans la fabrication des cloches ».

Nous ferons remarquer que la conclusion de A. Krupp, dans laquelle il compare l'effet de la trempe sur l'acier et le bronze n'est juste que si l'acier contient une quantité de carbone assez élevée. Bien au contraire pour les fers et aciers extra-doux (contenant un maximum de 0,120 0/0 de carbone), il y a plus grande homogénéité, moindre fragilité après refroidissement brusque.

Si l'on se reporte au diagramme de Heycock et Neville donné plus haut (page 245), on voit qu'à la température ordinaire les bronzes mécaniques industriels, c'est-à-dire les alliages contenant plus de 75 0/0 de cuivre, se divisent en deux catégories :

De 0 à 9 0/0 d'étain, solution α ;

De 9 à 31° d'étain, solution $\alpha + \delta$;

La solution α, qui a été définie par des caractères micrographiques, contient de 0 à 9 0/0 d'étain. Le composé δ serait la combinaison Cu^4Sn ou une solution solide de composition très voisine. Les bronzes renfermant moins de 9 0/0 d'étain sont toujours formés de la solution α, quelle que soit la tempéra-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ture à laquelle ils se trouvent ; tandis que ceux renfermant de 9 à 22 0/0 d'étain environ changent de constitution à 500° et sont alors formés de la solution α et de la solution β, celle-ci renfermant de 22,5 à 27 0/0 d'étain.

Quant à ceux qui contiennent un peu plus d'étain ; ils subissent des transformations plus complexes, qui sont indiquées sur le diagramme (page 246).

Nous nous sommes demandé si ces transformations ne pourraient pas avoir un intérêt industriel.

Ceci nous a conduit tout naturellement à étudier la trempe de ces alliages, c'est-à-dire un refroidissement brusque ayant pour but de maintenir le métal dans l'état où il se trouve au moment même où on le refroidit.

Dans nos recherches, nous avons trempé des bronzes renfermant de 22 à 5 0/0 d'étain à des températures croissant depuis 300 jusqu'à 800°.

Voici les résultats que nous avons obtenus :

TYPE I. — Cu = 79, Sn = 21

TEMPÉRATURE DE TREMPE	R	E	A 0/0
Non trempé	20,0	5,5	0
550	38,6	12,2	2,8
650	38,3	11,1	0,7
700	35,8	21,2	2,9
750	35,2	23,2	1,5

TYPE II. — Cu = 84, Sn = 16

TEMPÉRATURE DE TREMPE	R	E	A 0/0
Non trempé	25	4,7	1,4
300	22	?	0
400	24,4	?	0
500	19,4	5,6	1,4
550	40,1	10,1	5,9
600	42,6	?	3,6
650	36,3	?	1,4
700	34,4	?	2,9
750	29,6	?	5

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

TYPE III. — Cu = 87, Sn = 13

TEMPÉRATURE DE TREMPE	R	E	A 0/0
Non trempé	24,1	13,7	3
500	21,7	14,0	3
550	23,7	?	5
600	28,0	10,5	10
650	28,0	8,4	9
700	28,0	10,4	13
750	30,5	?	19
800	25,4	8,4	9

TYPE IV. — Cu = 91, Sn = 59

TEMPÉRATURE DE TREMPE	R	E	A 0/0
Non trempé	25,4	10,3	16,5
400	18,4	10,5	14
500	18,4	10,5	11,5
600	25	9,2	23,5
700	25	10,5	23,5
800	20,7	7,1	30
900	3,9	3,9	2

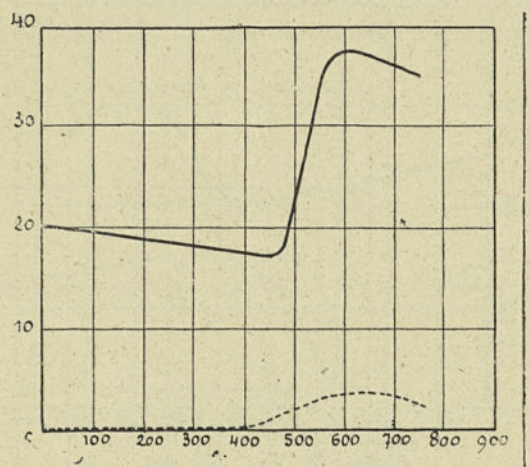
TYPE V. — Cu = 95, Sn = 5

TEMPERATURE DE TREMPE	R	E	A 0/0
Non trempé	19,2	?	20
300	24,0	10,3	27,5
450	24,6	11,1	27
550	23,4	6,8	28
600	21,0	?	27
650	19,3	6,1	25
700	19,3	4,8	20
750	19,2	7,5	22
800	6,7	?	3

Si nous rapprochons ces différents résultats, qui sont résumés dans les courbes des figures 172 à 176, on reconnaît que :

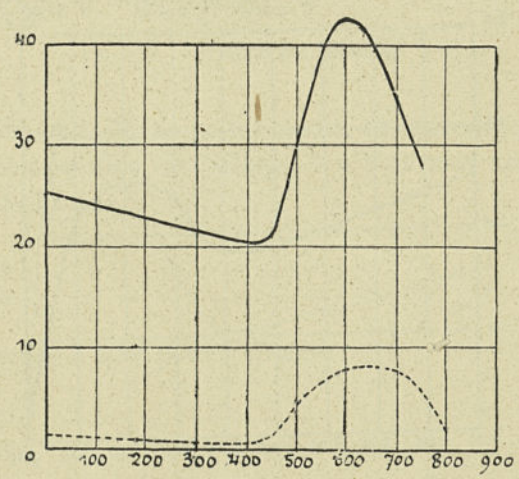
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

1° Les alliages renfermant plus de 92 0/0 de cuivre voient leur charge de rupture augmenter un peu par trempe à basse



Type I Cu = 79 Sn = 21

FIG. 172. — Trempe des bronzes.



Type II. Cu = 84 Sn = 16.

FIG. 173. — Trempe des bronzes.

température entre 400° et 600°. Les allongements subissent des variations analogues ;

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

2° Pour des métaux contenant moins de 92 0/0 de cuivre, la

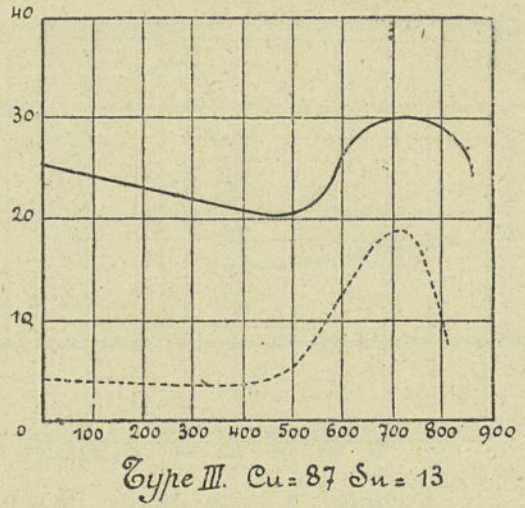


Fig. 174. — Trempe des bronzes.

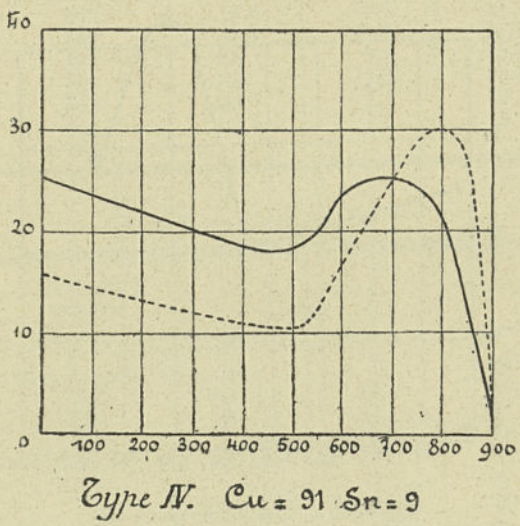


Fig. 175. — Trempe des bronzes.

charge de rupture et les allongements croissent très nettement dès que la température de trempe dépasse 500°. Cette tempé-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

rature est absolument d'accord avec le diagramme de Heycock et Neville.

Le maximum de la charge de rupture est atteint, quel que soit le bronze, pour une trempe faite aux environs de 600°.

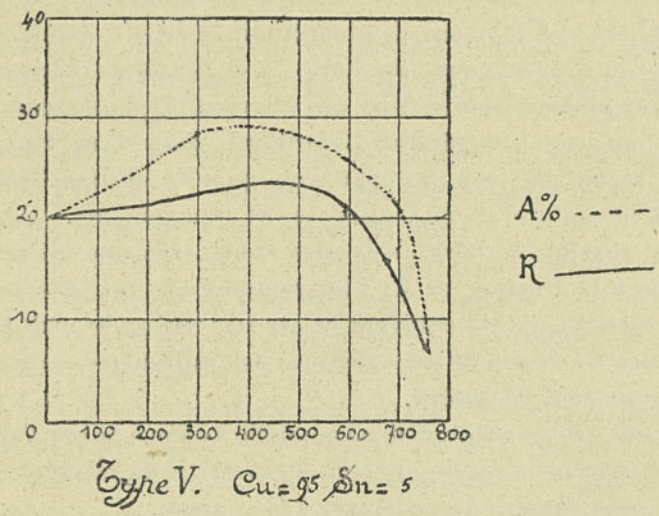


Fig. 176. — Trempe des bronzes.

Le maximum des allongements paraît, au contraire, se déplacer avec la composition de l'alliage. Il a lieu pour une trempe à 800° pour le bronze :

Cu	91
Sn	19

pour une trempe à 600° pour l'alliage :

Cu	79
Sn	21

La différence entre la charge de rupture du métal brut de coulée et celle du métal trempé à la température la meilleure est d'autant plus accentuée que la teneur en cuivre est plus faible.

Quoi qu'il en soit, on doit conclure que la trempe des bronzes

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

faite entre 600° et 800° améliore considérablement les résultats des essais à la traction.

L'étude faite par Shepherd et Upton des traitements à chaud conduit nettement aux mêmes conclusions que les recherches que nous avons faites sur la trempe des bronzes.

Shepherd et Upton ont, de plus, étudié le recuit; ils ont montré que les bronzes contenant entre 74 et 84 0/0 de cuivre sont beaucoup plus résistants, s'ils ont été recuits à la température de 500° qu'à une température inférieure ; mais il ne faut pas que le recuit soit trop prolongé, sans quoi on abaisse la résistance à la rupture, et on augmente les allongements.

Il est possible de faire un bronze coulé avec une résistance extrême à la traction de 43 kilogrammes environ par millimètre carré et un allongement de 1,5 0/0 ou un bronze d'une résistance d'environ 32 kilogrammes par millimètre carré avec un allongement de 39 0/0.

On peut, par un traitement convenable à chaud, varier l'allongement extrême d'un bronze contenant 90 0/0 de cuivre de 10 à 37 0/0 sans changer la résistance à la traction.

II. — LAITONS ORDINAIRES ET SPÉCIAUX

Théorie. — Le diagramme que nous avons étudié dans la première partie permet de conclure que certains laitons prennent la trempe, mais nous avons montré que cette opération ne présente aucun intérêt industriel.

Au point de vue du recuit, nous avons vu que les laitons contenant plus de 64 0/0 de cuivre voyaient leur constitution s'uniformiser, lorsque la température de recuit atteignait 650°.

D'autre part, en exposant la théorie du recuit sur métal écroui, le seul qui nous intéresse ici, puisque la trempe des laitons n'est pas intéressante, nous avons donné les résultats des recherches de Charpy. Répétons ses conclusions.

Le phénomène du recuit présente quatre périodes :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

1° La zone de température n'ayant aucune influence sur les propriétés du métal ;

2° La zone de température pendant laquelle l'état d'écrouissage diminue, et cela d'autant plus que la température est plus élevée ;

3° La zone de température pendant laquelle les propriétés du métal restent constantes ; il est alors à son maximum de malléabilité ;

4° La zone de température qui donne au métal des propriétés nouvelles (diminution dans les allongements et dans la charge de rupture) : le métal est brûlé.

Pour la dernière zone, celle qui correspond au métal brûlé, Charpy croit que la température à laquelle ce phénomène commence est d'autant plus faible que les impuretés sont en plus grandes quantités.

Il faut bien se rappeler que ces impuretés sont généralement d'autant plus grandes que le zinc est plus important. Dans une étude sur laquelle nous reviendrons, le commandant Pralon dit que le laiton à cartouches (67 0/0 de cuivre, 33 0/0 de zinc) se brûle dès 600°. Cette température nous semble basse ; il faut d'ailleurs remarquer que cette température n'a été évaluée que d'une façon approchée, au moyen d'un pyromètre à circulation d'eau placé dans le four.

Charpy a montré lui-même qu'un alliage renfermant 0,15 d'étain et 0,20 de plomb a été brûlé vers 800°, tandis qu'un autre alliage renfermant les mêmes qualités de cuivre et de zinc et ne contenant pas d'impuretés n'est pas brûlé à 900°. De l'ensemble de ces essais, Charpy conclut :

Pour des alliages purs, qu'il est malheureusement à peu près impossible de réaliser, la loi du recuit serait la suivante : partant d'un métal complètement écroui à une température donnée, c'est-à-dire se rompant sans déformation aucune, on obtiendra, en élevant graduellement la température, d'abord une diminution graduelle de la charge de rupture, une augmentation correspondante de l'allongement, puis, au-dessus d'une certaine température, la charge et l'allongement restent

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

constants jusqu'à une petite distance du point de fusion.

Cette zone de recuit complet aurait une étendue de plus en plus petite à mesure que la teneur en zinc augmente, la limite inférieure s'élevant en même temps que s'abaisse la limite supérieure, par suite de l'abaissement du point de fusion.

Pour ce qui est des alliages cuivre-zinc renfermant des corps étrangers en quantité importante, nous ferons remarquer qu'on ne saurait les comparer à des alliages à même teneur en cuivre, la comparaison doit être faite avec le laiton ayant pour titre réel le titre fictif de l'autre alliage.

Si l'on introduit dans un alliage cuivre-zinc un corps étranger, celui-ci commence par entrer en solution dans le ou les constituants de l'alliage cuivre-zinc ; mais, en agissant ainsi, il amène l'alliage à un certain titre fictif facile à déterminer au microscope, au moins lorsqu'il est compris entre 50 et 63 0/0, comme nous le verrons plus loin.

Puis, les solutions étant saturées du corps étranger, celui-ci forme un constituant spécial (combinaison ou solution).

Un laiton spécial, quel qu'il soit, a des propriétés mécaniques beaucoup plus voisines de celles de l'alliage cuivre-zinc ayant pour titre réel son titre fictif que de celles de l'alliage ayant même titre réel en cuivre que lui.

Toutefois, ces propriétés ne sont pas identiques, parce que le corps ajouté a son effet propre dont il faut tenir compte.

On peut se demander l'intérêt que peut présenter l'obtention d'un alliage à un certain titre fictif et sa supériorité sur un alliage d'un titre réel égal à ce titre fictif. Ces avantages dépendent justement des propriétés apportées par le corps additionnel.

Généralement, l'alliage obtenu par l'addition d'un corps étranger à des propriétés et de l'alliage à titre fictif auquel il peut être ramené et de l'alliage ayant le titre réel qu'il possède.

Cherchons à établir la relation qui peut exister entre le titre réel et le titre fictif d'un alliage.

Cette relation dépendra essentiellement du *coefficient d'équivalence* des corps ajoutés.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Nous dirons qu'*un corps ajouté à un laiton possède un coefficient d'équivalence t, lorsque* 1 0/0 *de ce corps remplacera t* 0/0 *de zinc, les proportions ainsi obtenues étant ramenées à* 100.

Un exemple fera mieux comprendre.

Soit l'alliage :

Cu	70
Zn	30

Remplaçons dans cet alliage 2 0/0 de zinc par 2 0/0 d'aluminium ; on aura l'alliage :

Cu	70
Zn	28
Al	2

Supposons que 1 0/0 d'aluminium joue le même rôle que 6 0/0 de zinc, le titre étant ramené à 100 ; cela veut dire que le coefficient d'équivalence de l'aluminium est 5,75 :

t_{Al}	6

L'alliage considéré équivaudra donc à l'alliage de titre fictif :

Cu	70
Zn	$28 + 2 \times 6 = 40$

C'est-à-dire en ramenant à 100 :

Cu	$\frac{70 \times 100}{70 + 40} = 63,63$
Zn	36,37

En résumé, l'alliage :

Cu	70
Zn	20
Al	2

a pour titre fictif :

Cu	63,63
Zn	36,37

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Généralisons le cas : Appelons A le titre réel en cuivre pour 100 de l'alliage, B son titre réel en zinc pour 100, q la quantité pour 100 du métal étranger au corps incorporé ; le coefficient d'équivalence de ce corps étant t, A′ le titre fictif en cuivre pour 100 de l'alliage, B′ son titre fictif en zinc pour 100.

On a :

$$A' + B' = 100.$$

Cherchons à exprimer B′ en fonction du titre réel.

B′ est égal à la quantité $B + tq$ rapportée à 100 ; on a donc :

$$B' = \frac{(B + tq)\,100}{A + B + tq}.$$

Donc :

$$A' + \frac{(B + tq)\,100}{A + B + tq},$$

$$A'(A + B + tq) = 100A.$$

Mais on a :

$$A + B + q = 100,$$

$$A'[100 + q(t - 1)] = 100A,$$

$$q(t - 1) = 100\left(\frac{A + A'}{A'}\right).$$

Cette équation nous donne :

$$(1) \qquad q = 100\,\frac{(A - A')}{A'(t - 1)}.$$

équation qui permet de savoir la quantité de métal que l'on doit ajouter à un laiton de titre réel A pour l'amener à un titre fictif A′, son coefficient d'équivalence étant t,

$$(2) \qquad t = 1 + 100\,\frac{(A - A')}{A'q},$$

équation qui fait connaître le coefficient d'équivalence d'un métal qui, ajouté en quantité q à un alliage dont le titre réel est A, lui donne le titre fictif A′ :

$$(3) \qquad A' = \frac{100A}{100 + q(t - 1)},$$

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

équation qui donne le titre fictif en cuivre d'un alliage dont le titre réel est A et dans lequel il entre q d'un corps dont le coefficient d'équivalence est t.

Notons que :

1° D'après l'équation 1, pour faire baisser ou augmenter le titre réel d'un même nombre de pour 100 de cuivre, il faudra une quantité d'autant plus grande d'un corps étranger que le titre fictif de l'alliage auquel on veut arriver est plus faible ;

2° D'après la même formule, lorsque le coefficient d'équivalence d'un métal t est plus petit que 1, le titre fictif est supérieur au titre réel.

En un mot, un corps dont le coefficient d'équivalence est supérieur à 1, abaisse le titre de l'alliage ; un corps dont le coefficient d'équivalence est inférieur à 1 relève le titre.

Voici quelques coefficients d'équivalence :

$$Si = 10,$$
$$Al = 6,$$
$$Sn = 2,$$
$$Mn = 0,5,$$
$$Pb = 1.$$

Pratique. — On peut admettre que pratiquement le recuit des laitons industriels doit se faire entre 550 et 750°.

Les appareils utilisés sont de trois catégories :

Les fours à feu libre, du type décrit déjà pour le recuit des barres d'acier ;

Les fours à cornues employés surtout pour les planches et les fils ; les cornues peuvent être en fonte ou en terre réfractaire ; les dernières sont à recommander spécialement; mais elles sont d'un prix de revient élevé.

Enfin les fours à récipients qui présentent, nous l'avons vu à propos des aciers, de nombreux inconvénients.

Ces fours sont chauffés à la houille, parfois au moyen de gazogène. On a cru pendant longtemps que le recuit devait se faire au bois, et c'est ce qui explique la localisation de l'industrie du laiton dans certaines contrées très boisées, comme l'Eure. Actuellement on ne pratique plus guère le recuit au bois.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Lorsqu'on fait recuire des pièces délicates en laiton, comme les cartouches, on emploie parfois des fours tournants pour rendre la température plus uniforme.

Nous reparlerons de ces fours à propos du recuit des alliages d'or et d'argent (fabrication des monnaies).

Le défournement des laitons se fait à l'air sans inconvénient, puisqu'il ne peut y avoir trempe dans les conditions indiquées plus haut.

Toutefois il faut éviter une trop grande vitesse de refroidissement qui peut créer par un brusque refroidissement de la partie extérieure quelques tensions et faire fondre le métal.

Les barres, les couronnes de fils ou les planches sont généralement placées les unes sur les autres sur des chariots que l'on introduit dans le four. Souvent, surtout dans les fours à flamme directe, on prend la précaution de recouvrir le tout d'une tôle de façon à mieux garantir le métal contre les coups de feu et ce brusque refroidissement.

III. — BRONZES D'ALUMINIUM

Théorie. — Nous avons vu que les bronzes d'aluminium contenant entre 8,5 et 11,8 0/0 d'aluminium environ présentent des points de transformation aux environs de 500°

Nous en concluons que ces alliages prennent la trempe.

Quant au recuit, il uniformise la structure des alliages contenant moins de 8,5 0/0 d'aluminium.

Pratique. — Voyons d'abord l'effet de la trempe.

1° Sur les alliages renfermant moins de 8,5 0/0 aluminium (alliage formé de la solution α), nous avons obtenu les résultats suivants sur barres coulées ou laminées :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

TEMPÉRATURES de TREMPE	1° Cu = 97,00 ; Al = 3,01				2° Cu = 94,88 ; Al = 5,04				3° Cu = 93,13 ; Al = 6,76			
	R	A 0/0	Choc	Dureté	R	A 0/0	Choc	Dureté	R	A 0/0	Choc	Dureté
Non trempé	20,9	36	48	58	22,6	41	46	61	24,7	49	34	61
300	19,1	37	49	58	23,7	46	46	58	24,1	52	35	61
400	19,1	37,5	48	54	25	66	44	61	20,7	70	35	58
500	19,7	53,5	53	54	25	68	50	58	28,2	62	36	61
600	26,4	61,5	52	54	25	58,5	52	54	27,2	63	34	61
700	19,3	43	48	54	25	64,0	53	54	27,8	66	35	61
800	18,4	44	47	54	25,6	79,0	56	50	26,1	63	36	61
900	16,2	38	40	50	22,4	54,0	48	50	25,4	54	32	61

2° Essais sur barres laminées et recuites :

TEMPÉRATURES de TREMPE	1° Cu = 95,95 ; Al = 8,03				2° Cu = 92,23 ; Al = 8,45			
	R	A 0/0	Choc	Dureté	R	A 0/0	Choc	Dureté
Non trempé	46,2	43,5	30	95	43,2	54	32	61
300	51,15	42,5	32	91	42,2	54	42	61
400	44,8	34,5	34	88	41,6	68	50	61
500	47,8	38	36	83	42,2	63	44	58
600	47,8	43	36	75	44,8	49	36	58
700	49,5	45,5	34	61	42,2	62,5	34	58
800	46,2	46	36	61	46,7	61	33	58
900	44,2	55	33	63	40,2	64	34	58

Les résultats montrent que sur ces alliages qui sont formés de la solution α, une trempe faite à certaines températures agit, comme sur les alliages cuivre-étain, constitution analogue en augmentant la charge de rupture et les allongements.

Toutefois, on notera que la différence est beaucoup plus accentuée dans les alliages bruts de coulée que dans les alliages laminés.

Dans les premiers, les allongements atteignent parfois 80 0/0 ; c'est là, il nous semble, le chiffre le plus élevé qui ait été obtenu, à part les aciers à fer γ, qui nous ont donné parfois 80 à 85 0/0 et une fois 90 0/0 (acier C = 0,120, Mn = 30 0/0).

Ceci s'explique aisément : en effet, étant donné que la trempe n'apporte aucun changement visible dans la microstructure, son

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

action doit être attribuée à l'homogénéité plus ou moins grande à haute température de la solution α. Or le laminage, comme tout travail mécanique à chaud, aura eu pour effet d'amener déjà une certaine homogénéité que ne possède pas le produit brut de coulée.

Examinons maintenant l'influence sur un métal de la seconde catégorie présentant un point de transformation (alliage formé de la solution α et de la solution β); ces alliages sont assez difficiles à obtenir sains. Nous avons pu toutefois faire les essais suivants :

Alliage : Cu = 89,1, Al = 10,1	R	A 0/0
Brut de coulée	24,9	20
Trempé 750	33,9	17,5
— 850	35,3	7

Il nous faut définir, enfin, l'influence du recuit sur des produits laminés. On trouvera quelques résultats intéressants dans le tableau suivant qui montre ce que l'on peut attendre de ces alliages.

	R	A 0/0
Aluminium commercial, pur écroui	12	10
— — recuit	9,5	30
— 3 0/0 Cu, écroui	22	5
— — recuit	19	10
— 6 0/0 Cu, écroui	25	4
— — recuit	20	10
Bronze d'aluminium 7 0/0, écroui	60	10
— — recuit	40	45

Il est bien entendu que les chiffres donnés pour les produits écrouis sont des exemples; ils dépendent essentiellement de l'état d'écrouissage; avec le dernier alliage, on peut très bien obtenir 80 kilogrammes de charge de rupture, notamment sur fil.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

IV. — ALLIAGES CUIVRE-PLOMB ET BRONZES AU PLOMB

Théorie. — Nous avons montré, chapitre XI, quelle était la constitution des alliages cuivre-plomb. On en déduit que ces alliages sont formés de cuivre et de plomb ; à cause de la différence de densités et de points de fusion, il doit se produire des ségrégations, à moins que l'on refroidisse brusquement le métal lorsqu'il est encore à l'état liquide.

Donc, un alliage cuivre-plomb, pour être aussi homogène que possible, doit être coulé à haute température dans un moule froid (Phot. 99 et 100, Pl. XXV).

Pratique. — On utilise couramment les alliages suivants :

1°	Cu	65
	Sn	5
	Pb	30
2°	Cu	50 à 60
	Pb	50 à 40

Parfois on substitue 1 0/0 de nickel à 1 0/0 de cuivre. Les alliages, créés en Amérique par Clamer, donnent des frottements très remarquables, surtout sous faibles charges.

Pour les obtenir homogènes, il faut les couler chaud dans un moule froid. On a dit — et nous l'avons vérifié — que le nickel donnait une homogénéité plus grande. Mais on peut parfaitement se passer de ce corps ; la trempe — au sens que nous lui donnons ici — suffit bien à donner une répartition homogène du plomb.

V. — ALLIAGES CUIVRE-NICKEL ET CUIVRE-ZINC-NICKEL (MELCHIORS)

Ces alliages n'ont pas été pratiquement essayés au point de vue de la trempe. Il est très possible, d'après ce que nous avons dit dans la première partie, que les melchiors donnent des résultats intéressants.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE XXV

TREMPE ET RECUIT DES ALLIAGES AUTRES QUE CEUX DE CUIVRE ET DE FER

Trempe d'alliages. — En dehors des alliages de fer et de cuivre, on ne peut encore citer qu'un seul cas d'application de la trempe. C'est celui des alliages plomb-antimoine indiqué par Dubosc et que nous avons étudié dans le chapitre XI.

Rappelons qu'il s'agit d'une trempe faite à 180°-220° ; ce traitement amène une augmentation très nette de la limite élastique à la compression.

Enfin, on doit rattacher les phénomènes que nous avons signalés pour les antifrictions à la trempe, lorsque la vitesse de refroidissement est trop grande, les cristaux qui prennent naissance dans l'alliage n'ont pas le temps de se former.

Or, la résistance à la compression et le frottement sont proportionnels à la surface occupée par ces cristaux. Il est donc important d'avoir une vitesse de refroidissement suffisamment lente.

Nous avons indiqué de plus qu'une faible addition de cuivre suffit à rendre beaucoup plus homogènes les antifrictions qui n'en contiennent pas.

Recuit. — Le recuit ne peut donc être envisagé que sur métal écroui, il n'est donc intéressant que pour les alliages qui se laminent ou se martèlent : il faut citer tout particulièrement les alliages d'or et d'argent employés pour la monnaie.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Nous étudierons en détails leur recuit à propos de la fabrication des monnaies dans le quatrième volume.

Néanmoins, disons de suite que ce recuit a lieu, vers 650°, dans des caisses remplies de poussier de charbon de bois ou de cendres et généralement sur four à sole tournante de façon à bien égaliser la température.

Recuit des métaux industriels. — La règle pratique qui se déduit de la théorie que nous avons exposée chapitre v est la suivante :

Le recuit d'un métal doit avoir lieu à la température la plus basse possible et pendant le minimum de temps.

Ceci pour éviter la cristallisation et la fragilité qui en résulte.

L'expérience industrielle a conduit à admettre les températures suivantes :

Fer	900°	Aluminium	400°
Cuivre	650°	Argent	650°
Zinc	150°	Or	650°
Nickel	500°		

On remarque que le fer est le métal qui se recuit à la température la plus élevée. Ceci provient d'un phénomène tout spécial que nous avons étudié en détails chapitre vii et qui consiste dans des transformations allotropiques.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

APPENDICE

Depuis que ce livre est à l'impression, de nouveaux travaux sur la trempe des aciers ont été publiés.

Breuil a donné dans le *Bulletin de la Société de l'Industrie Minérale* de janvier 1907 un long mémoire sur les constituants des aciers trempés. Nous n'avons pas rendu compte de ce travail au cours du livre, parce que nous craignons que les conclusions données dans ce travail enlèvent de la clarté aux définitions généralement adoptées. Nous laissons textuellement la parole à l'auteur, dont nous ne partageons pas en général les vues sur le sujet traité.

« Nous conservons, dit Breuil, le nom de ferrite au fer presque pur ; cémentite A au carbure de la perlite ; cémentite B au carbure rognonneux ou aciculaire libre des aciers hypereutectiques et des fontes ; perlite au mélange mécanique de cémentite A et de ferrite ; sorbite à la perlite à fins granules de cémentite émulsifiés d'Arnold ; troostite à l'enduit noir corrélatif des plages de perlite à demi-dissoutes des aciers hypoeutectiques et qui, pour nous, est du carbone, carbone graphitique ou carbone de la dissociation de la cémentite B ; martensite à la solution non saturée, mais complète de la cémentite A dans la ferrite en position aciculaire ou non ; hardénite à la solution saturée et complète de cémentite A dans la ferrite et pouvant être cristallisée ; austénite à la solution saturée de cémentite A, ou hardénite, qui a dissous de la cémentite B et qui a cristallisé. »

Bénédicks vient de présenter à l'Iron and Steel Institute

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

(1898, vol. LXXVII) un travail scientifique du plus haut intérêt, où se retrouve cet esprit scientifique remarquable, qui a déjà si vivement attiré l'attention sur ce savant. Nous reproduisons ici les conclusions de l'auteur.

La première partie de ses recherches traite de la manière dont se comportent différents liquides dans le refroidissement d'un corps métallique chauffé.

En vue de déterminer avec précision le pouvoir réfrigérant, deux méthodes ont été employées, basées sur le principe de la mesure de la température d'un corps chauffé par l'énergie électrique et refroidi par un courant liquide. Plus est grand le pouvoir réfrigérant du liquide, plus sera basse la température finale stationnaire.

Par la première méthode, on a montré que le pouvoir réfrigérant du mercure est considérablement inférieur à celui de l'eau et se rapproche à celui de l'huile de colza.

Ce résultat, contraire à l'opinion générale, a déjà été obtenu d'une façon totalement différente (par l'enregistrement des courbes de refroidissement) par Le Chatelier, mais il a été contesté par d'autres auteurs. En outre, on a établi qu'une dissolution saline n'est nullement plus efficace que l'eau, mais, au contraire, légèrement plus faible comme milieu réfrigérant ; par contre, l'alcool méthylique est supérieur à l'eau.

Par la seconde méthode, on a pu démontrer que le facteur qui joue le rôle principal dans le refroidissement par un liquide est sa chaleur latente de vaporisation. La chaleur spécifique n'a qu'une influence secondaire. La conductibilité calorifique peut être entièrement négligée pour les liquides ordinaires et, probablement aussi, le frottement interne du liquide.

La condition essentielle pour qu'un bain de trempe donne un refroidissement efficace semble donc être d'après cela :

1° Une chaleur latente de vaporisation élevée ;

2° Une température assez basse pour que les bulles de vapeur formées à la surface du métal se condensent facilement dans le liquide ambiant.

La vitesse d'écoulement du liquide a très peu d'influence

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

sur l'efficacité du refroidissement. Le pouvoir réfrigérant a été déterminé pour une série de différents liquides.

La deuxième partie du travail étudie, au moyen de l'enregistrement photographique, la durée de refroidissement T qui, dans des circonstances diverses, est nécessaire pour qu'un échantillon d'acier franchisse, pendant la trempe, l'intervalle entre 700° et 100°. La méthode est essentiellement la même que celle employée antérieurement par Le Chatelier et Lejeune, mais elle a été perfectionnée, spécialement par l'emploi d'un appareil de trempe automatique et d'un dispositif d'étalonnage de la température ; en outre, on a employé un galvanomètre de torsion, dont la vitesse de déviation avait été étudiée.

Des résultats des enregistrements, il faut ici faire ressortir que la durée du refroidissement (inverse de la vitesse de refroidissement), pour les échantillons d'aciers cylindriques employés, s'est montrée directement proportionnelle à leur poids, mais à peu près indépendante de la surface libre de l'échantillon.

Il découle de ceci un résultat intéressant pour les expériences de trempe, à savoir que, pour obtenir une grande vitesse de trempe, il est indispensable d'employer de très petits échantillons et d'empêcher qu'ils viennent au contact les uns des autres pendant la trempe. Une méthode simple pour faire varier la vitesse de trempe d'un échantillon de dimensions données consiste à l'entourer d'un enroulement de fil de fer d'un poids convenable.

Dans les expériences de trempe, il est plus important de donner les dimensions des échantillons que la température du bain de trempe. Une réduction de 1 gramme seulement sur le poids de l'échantillon a donné le même effet, à peu près, que la substitution d'eau glacée à l'eau ordinaire.

La température de trempe a une grande influence sur la vitesse de refroidissement. Quand la trempe s'est faite à partir de 703°, on a constaté une durée de refroidissement T = 5,73 secondes ; quand la température de trempe a été de 950°, la

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

vitesse de refroidissement a augmenté au point d'obtenir une durée T = 3,07 secondes.

La vitesse de refroidissement est considérablement retardée lorsque la teneur en carbone augmente. Un acier à 0,21 0/0 de carbone donne T = 4,43 secondes et un acier à 1,99 0/0 donne T = 7,04 secondes. Il est probable que le silicium a une influence similaire.

La troisième partie du travail traite de la troostite.

La présence de la troostite dépend de la vitesse de refroidissement et non de la température même de trempe. Avec de l'acier contenant 1 0/0 de carbone (0,15 0/0 de silicium et 0,25 0/0 de manganèse), la vitesse de refroidissement qui correspond à T = 6,2 secondes fut trop élevée en trempant au point de recalescence (695°), pour donner de la troostite en quantité appréciable. Un échantillon semblable, mais dont le poids était augmenté par un enroulement de fil de fer, donna T = 9,5 secondes, en trempant à 725°, et, comme résultat de la vitesse plus faible de refroidissement, il fut constitué entièrement de troostite. La formation de la troostite est accompagnée de recalescence, de même que pour la perlite.

La résistivité de la troostite a été trouvée égale à celle de la perlite, de même que les volumes spécifiques ont été trouvés identiques.

Ces résultats confirment la théorie antérieurement émise par Bénédicks lui-même, que la troostite est une solution colloïdale de cémentite dans le fer ou, en d'autres termes, une perlite contenant des particules ultra-microscopiques de cémentite.

La découverte, par Heyn et Bauer, que l'osmondite (qui, suivant leur définition, correspondrait à un état maximum de la teneur en troostite) donne un maximum très net dans la vitesse de dissolution dans les acides est en accord parfait avec la théorie colloïdale, spécialement en raison d'une étude expérimentale ultérieure sur les phénomènes de coagulation des liquides colloïdaux, étude dont le détail est donné dans le présent mémoire.

L'hypothèse de Breuil, ajoute Bénédicks, que la troostite doit

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

être caractérisée par la présence de graphite libre, ne concorde en aucune façon avec l'expérience.

Suivant Bénedicks, la nature de la troostite ne saurait être déclarée plus problématique que celle des autres constituants, par exemple, de la perlite.

La quatrième partie est consacrée à l'étude de l'austénite, pour laquelle on a reconnu l'utilité d'un nouveau réactif d'attaque, soit une solution alcoolique à 5 0/0 d'acide métanitrobenzolsulfonique ; l'austénite a été constatée plus sujette à la rouille que la martensite.

On a montré par des moyens microscopiques que les lamelles de martensite sont nettement plus magnétiques que la masse d'austénite.

Le fait le plus important qui ait été découvert concernant la conservation de l'austénite dans l'acier au carbone, c'est qu'il faut une pression mécanique élevée. L'austénite n'existe jamais dans la zone superficielle d'un échantillon trempé ; mais il est absolument faux d'attribuer ce fait à l'oxydation ; on a montré que cela dépendait de l'absence de la pression nécessaire. Si la pression mécanique, dans un échantillon contenant de l'austénite et de la martensite, décroît par meulage d'une partie notable, au bout de peu de temps, une partie de l'austénite ainsi exposée à l'air se transforme en martensite (des reliefs triangulaires apparaissent sur la nouvelle surface).

Si la pression mécanique sur la surface d'un cylindre trempé est augmentée durant le refroidissement (en l'entourant d'une chemise non extensible de fonte blanche donnant une grande contraction) l'austénite sera conservée même à la périphérie.

Durant le réchauffage à la température ordinaire d'un cylindre de martensite et d'austénite refroidi dans l'air liquide, il se produit un tintement ayant évidemment un certain rapport avec la transformation de l'austénite.

Enfin Maurer, qui a travaillé au laboratoire de H. Le Chatelier sous la direction d'Osmond, a obtenu des résultats très intéressants (*Revue de Métallurgie*, 1908). Voici le résumé qu'en a donné H. Le Chatelier :

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Austénite. — L'austénite homogène, c'est-à-dire la solution solide carbone-fer γ, a été obtenue, pour la première fois, avec de faibles teneurs en métaux étrangers, 2 0/0 seulement de manganèse, au lieu de 13 0/0 dans l'acier manganèse Hadfield et de 25 0/0 de nickel ou plus dans les ferro-nickels. Maurer l'a obtenue en trempant à partir de 1.100° dans l'eau glacée, un alliage fer-carbone-manganèse, à 2 0/0 de C et 2 0/0 de Mn. La structure métallographique de ce constituant des aciers est exactement semblable à celle des laitons ; elle présente des macles de même nature, dont les apparences rappellent tout à fait celles de certains cristaux rhomboédriques d'azotates alcalins.

Par le revenu, cette austénite se détruit entre 300 et 400°, sa transformation est accompagnée d'un accroissement considérable de la dureté, du magnétisme rémanent, de la conductibilité électrique et du volume spécifique. Elle passe directement à l'état de troostite, sans formation intermédiaire de martensite, au moins d'une façon notable, comme on l'admettait généralement jusqu'ici.

Par immersion dans l'air liquide, l'austénite se détruit encore, mais en se transformant dans ce cas en martensite, avec un accroissement encore plus considérable du volume spécifique que dans le revenu, un changement de même importance dans la dureté et un changement sensiblement nul de la conductibilité électrique. Ce dernier fait est contraire aux idées admises jusqu'ici ; il montre que les deux solutions solides du carbone dans le fer magnétique et non magnétique se comportent sensiblement de même au point de vue électrique. C'est là un fait assez imprévu, qui demandera à être vérifié par de nouvelles expériences.

Cette étude de l'austénite pure a permis, par comparaison avec les phénomènes observés dans la trempe des aciers ordinaires, de reconnaître l'existence d'austénite, dans des cas où sa présence était tout au plus soupçonnée. Le rapprochement des changements de propriétés magnétiques et des changements de densité a montré que tous les aciers hypereutec-

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

toïdes, c'est-à-dire à plus de 0,9 0/0 de C, renferment presque toujours à l'état trempé une certaine proportion d'austénite.

La température de transformation, par revenu, de cette austénite, dans les aciers pauvres en manganèse, se fait à une température d'autant plus basse que la proportion de ce métal est moindre. Un acier à 1,7 0/0 de C et 0,1 0/0 de Mn qui, après trempe à partir de 1.100° dans l'eau glacée, était constitué par 2/3 d'austénite et 1/3 de martensite, montrait la transformation de l'austénite entre 150 et 250°, au lieu de 300 à 400° dans le métal à 2 0/0 de Mn.

Martensite. — Les expériences de Maurer ont établi, au sujet de la martensite, un fait métallographique important à signaler, en raison des confusions qui se sont souvent produites sur ce point. *La martensite normale se colore toujours moins aux réactifs que l'austénite.* Si le plus souvent cependant, dans les photographies publiées jusqu'ici d'aciers hypereutectoïdes trempés à haute température, la martensite paraît se colorer plus que l'austénite, cela tient à ce qu'elle commence à revenir, à se transformer en troostite dès 100°, avant l'austénite. Si la trempe n'est pas faite dans d'excellentes conditions, si des précautions toutes spéciales ne sont pas prises pour éviter tout échauffement pendant le sciage et le polissage des aciers, on ne retrouve plus, au moment de l'examen micrographique, de martensite véritable, mais seulement de la martensite plus ou moins transformée en troostite, et se colorant par suite fortement aux réactifs.

L'étude des transformations de la martensite a montré en outre à Maurer que, bien que ce constituant commence à se transformer en troostite, à une température plus basse que l'austénite, la transformation de cette dernière, une fois commencée, marche cependant plus vite et rattrape celle de la martensite, de telle sorte qu'à 300° toute la masse est transformée en troostite homogène, sans qu'il subsiste de traces bien certaines des deux constituants primitifs.

La transformation de la martensite en troostite se fait, pour la majeure partie, entre 150 et 300°; elle est accompagnée des

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

changements suivants dans les propriétés du métal : diminution considérable de la dureté, du magnétisme rémanent, du volume spécifique, augmentation de la conductibilité électrique. Sauf pour cette dernière propriété, les changements sont exactement de sens inverse à ceux qui se produisent dans la transformation de l'austénite en troostite.

Troostite. — L'étude du changement du carbone de trempe en carbone de carbure a montré, conformément aux anciennes observations de Osmond, de Ledeburg et contrairement aux observations plus récentes de M. Heyn, qu'il n'y a pas de différence dans l'état du carbone de la troostite et du carbone de la perlite. Cette identité chimique est également d'accord avec les résultats de l'étude des conductibilités électriques.

Ces nouvelles observations confirment donc pleinement l'opinion émise par Bénédicks que la troostite n'est que de la perlite à éléments très fins.

Fer écroui. — Un acier doux à 0,14 de C 0/0 et un acier demi-dur à 0,4 de C, écrouis tous les deux à froid, ont présenté, pendant le revenu, une anomalie peu importante dans la variation de leur densité, vers 150°, et une anomalie très accentuée dans la variation du magnétisme rémanent, vers 450°. Ces mêmes anomalies s'observent exactement avec la même importance et aux mêmes températures dans le revenu de tous les aciers trempés renfermant une quantité un peu notable de carbone, plus de 0,4 0/0. Il semble donc y avoir là une confirmation de l'idée anciennement émise par André Le Chatelier, que la dureté des aciers trempés et revenus tient beaucoup plus à des questions d'écrouissage du métal qu'à des différences d'état chimique.

L'état chimique particulier, produit au premier moment de la trempe, disparaît dès les premiers revenus au-dessous de 300°, tandis que l'écrouissage ne disparaît qu'à une température de revenu notablement plus élevée.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

TABLE DES MATIÈRES

CHAPITRE I

Définitions

	Pages.
Définition de la trempe	1
Produits métallurgiques prenant la trempe	1
But de la trempe	2
Définition du recuit	2
But du recuit	2
Définition du revenu	3
Différence entre le recuit et le revenu	3
But du revenu	3
Propriétés mécaniques des métaux et des alliages	4
Essai de traction	4
Travaux de Frémont sur la limite élastique	5
— Guillery —	6
— Fraichet —	7
Méthodes pouvant se substituer aux essais de traction	7
Méthode de la bille de Brinell	7
Appareils utilisés pour l'essai à la bille de Brinell	8
Travaux de Brinell sur l'essai à la bille	8
— Bénédicks —	9
— Dillner —	10
— Charpy —	11
— Breuil —	11
— d'Ast —	11
Remarques de H. Le Chatelier sur l'essai à la bille	11
— Mesnager —	13
Travaux de Roos —	14
Essais de cisaillage	15
— au choc sur barreaux entaillés	15
Remarques de Charpy sur l'essai au choc	17

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

PREMIÈRE PARTIE

ETUDE THÉORIQUE DE LA TREMPE, DU RECUIT, DU REVENU

CHAPITRE II

Lois des phases, diagramme des alliages binaires

Pages.
Énoncé de la loi des phases..... 19
Travaux de Gibbs sur la loi des phases..... 19
Composés indépendants d'un système..... 20
Phases du système..... 20
Facteur d'équilibre d'un système..... 21
Lois des systèmes à variance négative..... 22
— — nulle, système invariant..... 22
— univariants..... 22
— bivariants..... 23
— plurivariants..... 23
Étude de la solidification d'un alliage de deux métaux..... 24
Alliages eutectiques..... 27
Alliages correspondant à des points de transformation..... 29
— à un maximum du liquidus..... 31
Combinaison correspondant au maximum du liquidus..... 31
Solution solide correspondant — 32

CHAPITRE III

Méthodes permettant la détermination d'un diagramme

Etude des courbes de refroidissement. — Principe..... 34
Appareils utilisés..... 35
Emploi d'un couple thermoélectrique ou d'un thermomètre..... 35
— d'appareils enregistreurs..... 37
Méthode de Roberts-Austen..... 37
— Saladin..... 37
Galvanomètre double Le Chatelier..... 40
Appareil Wologdine..... 41
Méthodes utilisées..... 45
— d'Osmond..... 45
— de Roberts-Austen..... 45
— de Dejean..... 47

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

DES DIFFÉRENTES FORMES QUE PEUT POSSÉDER UN DIAGRAMME D'ALLIAGES BINAIRES. — CAS D'ALLIAGES NE PRÉSENTANT PAS DE POINTS DE TRANSFORMATION AU-DESSOUS DU SOLIDUS.

Pages.
Les métaux sont entièrement miscibles..... 49
Les métaux se déposent, à l'état pur, sans donner naissance à des combinaisons ou à des solutions solides..... 50
Les métaux ne sont miscibles à l'état solide que dans le voisinage des métaux purs et ne forment pas de combinaison..... 52
Les métaux forment des combinaisons ou des solutions solides qui se solidifient à température constante..... 54
Les alliages forment des combinaisons ou des solutions solides qui, lorsqu'elles sont pures, se décomposent avant de passer à l'état liquide..... 58
Les métaux forment des solutions solides dont l'une se décompose avant de fondre dans certaines limites. De plus, il n'y a pas formation d'eutectique..... 63
Cas des métaux qui ne sont pas miscibles à l'état solide et qui ne le sont pas à l'état liquide..... 65
Cas des métaux donnant lieu à une combinaison par l'intermédiaire de deux liquides..... 67
Cas d'alliages présentant des points de transformation (au-dessous du solidus)..... 67
Méthode de Tammann..... 70
Remarques de Portevin sur la méthode de Tammann..... 74
Méthode de la micrographie..... 79
— chimique..... 81
Remarque de Le Chatelier sur la méthode chimique..... 82
Méthode de la résistance électrique..... 83
Travaux de Guertler sur la résistance électrique..... 84
Méthode de la force électromotrice..... 87
Travaux de Pouschine sur la force électromotrice..... 87
Force électromotrice des alliages de cuivre-zinc..... 88
— — — argent-zinc..... 88
— — — cuivre-étain..... 88
— — — aluminium-cuivre..... 88
— — — aluminium-argent..... 89
— — — antimoine-bismuth..... 89
— — — zinc-antimoine..... 89
— — — étain-antimoine..... 91
— — — nickel-étain..... 92
— — — cobalt-étain..... 92
— — — étain-manganèse..... 93
— — — étain-fer..... 93
Autres méthodes permettant la détermination d'un diagramme.... 95

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE IV

Théorie générale de la trempe

Pages.
Relation entre le phénomène de la trempe et le diagramme..... 97
Différents cas de trempe..... 98
Cas où les transformations produites par trempe ne sont pas visibles au microscope..... 99
Premier cas. — Cas d'alliages qui ont un point de transformation ne correspondant pas à une différence de constitution..... 100
Deuxième cas. — Cas d'alliages prenant la trempe et n'ayant pas de point de transformation..... 100
Règle générale de trempe..... 102
Coefficient intervenant dans la trempe..... 102
Changements d'états..... 102
Conservation totale ou partielle de l'état stable à chaud..... 105
Nature du produit métallurgique..... 105
Masse du bain de trempe et nature du bain de trempe..... 107

CHAPITRE V

Théorie générale du recuit et du revenu

But du recuit et du revenu..... 108
Deux sortes de recuit..... 108
Théorie du recuit sur métal trempé..... 108
— du revenu..... 109
— de l'écrouissage et du recuit sur pièce écrouie..... 110
Travaux d'André Le Chatelier sur l'écrouissage..... 111
— de Charpy sur l'écrouissage..... 113
Recuit spontané..... 115
Travaux d'André Le Chatelier sur le recuit spontané..... 115

CHAPITRE VI

Théorie des traitements thermiques des aciers

Historique de la théorie des traitements thermiques des aciers..... 117
Théorie de Réaumur sur la trempe de l'acier..... 117
— Stahl sur la trempe de l'acier..... 117
— Bergmann sur la trempe de l'acier..... 118
— Clouet sur la trempe de l'acier..... 120
— Magnus sur la trempe de l'acier..... 120
— Jullien sur la trempe de l'acier..... 120

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Pages.
Travaux de Gore sur la trempe de l'acier..... 122
— de Barrett — 122
— de Barus — 122
— de Hogg — 123
— de Caron — 123
— d'Osmond et Werth — 123
— de Carnot — 123
Théorie cellulaire de l'acier d'Osmond et Werth..... 123
Travaux d'Osmond sur la micrographie..... 123
— de Roberts-Austen sur le diagramme des aciers..... 123
— de Charpy sur la trempe des aciers..... 123
Diagramme de Roozeboom 124
Liquidus et solidus des alliages fer-carbone..... 124
Transformations à l'état solide des alliages fer-carbone..... 126
Etat allotropique du fer 126
Influence du carbone sur les points de transformation..... 129
Phénomène de la recalescence, carbure de fer, cémentite 131
Alliages renfermant plus de 0,850 0/0 de carbone..... 134
Travaux récents sur le diagramme des alliages fer-carbone..... 136
Observation de Henry Le Chatelier sur le diagramme de Roozeboom. 137
Interprétation de Heyn..... 137
— de Charpy et Grenet..... 137
Travaux de Carpenter et Keeling..... 139
Nouveau tracé de Roozeboom 140
Travaux de Wust sur les alliages fer-carbone..... 140
— de Bénédicks sur les alliages fer-carbone..... 140
— de Gœrens sur les alliages fer-carbone 140
Conclusion sur les alliages fer-carbone..... 141
Constituants des alliages fer-carbone..... 142
— des systèmes en équilibre à la température ordinaire. 142
Ferrite..... 142
Cémentite..... 143
Perlite..... 143
Ferronite 145
Graphite..... 145
Constituants des systèmes en équilibre à température élevée..... 145
Austenite..... 145
Constituants de transition des alliages fer-carbone..... 146
Martensite..... 147
Troostite..... 147
Sorbite..... 148
Troosto-sorbite..... 149
Osmondite..... 149

THÉORIE DE LA TREMPE DES ACIERS

Trempe des grosses pièces..... 166
Théorie du recuit des aciers..... 170

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Pages.
Théorie du revenu des aciers..... 172
Double trempe..... 173
Théorie de la trempe et du recuit des fontes..... 174

CHAPITRE VII

Théorie des traitements thermiques des fontes et des aciers spéciaux

Relation entre la trempe et les points de transformation..... 175
Loi de Roberts-Austen..... 175

ACIERS AU NICKEL

Traitement des aciers au nickel, théorie..... 177
Points de transformation des aciers au nickel..... 177
Travaux d'Osmond sur les points de transformations des aciers au nickel..... 177
Travaux de Dumas sur les points de transformation des aciers au nickel..... 178
Travaux de Boudouard sur les points de transformation des aciers au nickel..... 183
Micrographie des aciers au nickel..... 184
Transformation de la structure des aciers au nickel par trempe... 186
Trempe des aciers au nickel, théorie..... 186
Transformation de la structure des aciers au nickel par recuit..... 189
Recuit des aciers au nickel, théorie..... 189

ACIERS AU MANGANÈSE

Théorie et traitement..... 190
Points de transformation des aciers au manganèse..... 190
Travaux d'Osmond sur les points de transformation des aciers au manganèse..... 190
Travaux de Dumas sur les points de transformation des aciers au manganèse..... 192
Micrographie des aciers au manganèse..... 192
Transformation de la structure des aciers au manganèse par trempe et par recuit..... 194
Trempe et recuit des aciers au manganèse..... 194

ACIERS AU CHROME

Points de transformation des aciers au chrome..... 194
Travaux d'Osmond sur les points de transformation des aciers au chrome..... 194
Micrographie des aciers au chrome..... 195
Transformation de la structure des aciers au chrome par trempe.. 197
Trempe des aciers au chrome..... 197
Transformation de la structure des aciers au chrome par recuit.... 198
Recuit des aciers au chrome, théorie..... 198

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ACIERS AU TUNGSTÈNE

Pages.
Traitement, théorie 198
Points de transformation des aciers au tungstène 198
Micrographie des aciers au tungstène 199
Transformation de la structure des aciers au tungstène par trempe 201
Recuit 201

ACIERS AU MOLYBDÈNE

Points de transformation des aciers au molybdène 202
Travaux de Mme Curie sur les points de transformation des aciers au molybdène 202
Micrographie des aciers au molybdène 202

ACIERS AU VANADIUM

Traitement et théorie 203
Points de transformation des aciers au vanadium 203
Micrographie des aciers au vanadium 204
Transformation de la structure des aciers au vanadium par trempe. 206
Transformation de la structure des aciers au vanadium par recuit. 206

ACIERS AU SILICIUM

Points de transformation des aciers au silicium 207
Micrographie des aciers au silicium 207
Transformation de la structure des aciers au silicium par trempe.. 209
Transformation de la structure des aciers au silicium par recuit... 209
Trempe des aciers au silicium, théorie 209

ACIERS AU BORE

Points de transformation des aciers au bore 210
Propriétés mécaniques des aciers au bore 210
Micrographie des aciers au bore 211

ACIERS QUATERNAIRES

Traitement, théorie 213

ACIERS NICKEL-MANGANÈSE

Traitement, théorie 213

ACIERS NICKEL-CHROME

Traitement, théorie 215

ACIERS NICKEL-TUNGSTÈNE

Traitement, théorie 216

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Pages.

ACIERS NICKEL-MOLYBDÈNE 216

ACIERS NICKEL-SILICIUM

Traitement, théorie 217

ACIERS NICKEL-VANADIUM 218

ACIERS CHROME-TUNGSTÈNE

Historique des aciers chrome-tungstène 219
Composition des aciers à coupe rapide 220
Constitution des aciers chrome-tungstène 221
Influence des traitements sur la structure des aciers chrome-vanadium 221
Points de transformation des aciers chrome-tungstène 222
Résumé des emplois des aciers spéciaux 224
Influence de la trempe sur plusieurs aciers spéciaux 226
Relation entre la structure des aciers spéciaux et leurs propriétés mécaniques à l'état normal 227
Influence de la trempe sur les propriétés mécaniques des aciers spéciaux 229
Influence du recuit sur les propriétés mécaniques des aciers spéciaux 230
Conclusions relatives entre les aciers spéciaux et leur emploi 230

FONTES SPÉCIALES

Traitement, théorie 232
Théorie générale relative aux fontes spéciales 232
Influence du carbone sur la trempe des fontes 233
— du silicium — — 233
Influence du phosphore sur la trempe des fontes 233
— du manganèse — 233
— de la température de coulée sur la trempe des fontes 233
— de l'aluminium sur la trempe des fontes 234
— du silicium sur la trempe des bronzes 234
Fontes au manganèse et ferro-manganèse 235
Fontes au silicium et ferro-silicium 236
Fontes au chrome et ferro-chromes 238
Fontes au tungstène et au molybdène. Ferro-tungstènes, ferro-molybdènes 240
Fontes à l'aluminium et ferro-aluminiums 242
Fontes au vanadium et ferro-vanadiums 243
Fontes au titane et ferro-titane 243

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE VIII

Théorie de la trempe et du recuit des alliages de cuivre et d'étain (bronzes)

Pages.
Avant-propos relatif à la trempe et au recuit des bronzes..... 244
Diagramme de Heycock et Neville..... 245
Constituant α des bronzes..... 247
— β — 248
— γ — 248
— δ — 248
— η — 248
— H — 249
Transformation des différents constituants des bronzes par traitement..... 249
Transformation du constituant α par traitement..... 249
— β — 250
— γ — 251
Recherches de Shepherd et Upton sur les bronzes..... 252
Conclusions industrielles sur la trempe. Théorie de la trempe et du recuit des bronzes..... 253

CHAPITRE IX

Théorie de la trempe et du recuit des alliages de cuivre et de zinc (laitons)

Diagramme des alliages de cuivre et de zinc 254
Conclusions industrielles pour la trempe des alliages de cuivre et de zinc..... 257

CHAPITRE X

Théorie de la trempe et du recuit des alliages cuivre-aluminium (bronzes d'aluminium)

Recherches diverses sur le liquidus des alliages cuivre-aluminium 259
Travaux de H. Le Chatelier sur le liquidus des alliages cuivre-aluminium..... 261
Points de transformation des alliages cuivre-aluminium..... 261
Travaux de Breuil sur les points de transformation des alliages cuivre-aluminium 261
Influence des chauffages successifs..... 262
Micrographie des alliages cuivre-aluminium..... 263
Constituant α des alliages cuivre-aluminium..... 264
— β — 264
— γ — 265
— δ — 267
— ε — 267
— η — 268
— H — 268

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Pages.
Influence des traitements sur les bronzes d'aluminium. Trempe... 269
Recuit et trempe des bronzes d'aluminium 270
Recherches de MM. Carpenter et Edwards sur les bronzes d'aluminium..... 270
Recherches de Gwyer sur les bronzes d'aluminium 279
Conclusions industrielles..... 280

CHAPITRE XI

Théorie de la trempe des autres alliages

Autres alliages de cuivre..... 281
Alliages cuivre-nickel..... 281
Alliages cuivre-nickel-zinc 282
Travaux de Le Chatelier sur les alliages cuivre-nickel-zinc 282
Travaux de Tafel sur les alliages de cuivre-nickel-zinc 282
Alliages cuivre-antimoine 283
Travaux de Baykoff sur les alliages cuivre-antimoine..... 283
Alliages cuivre-plomb..... 285
Travaux de Roberts-Austen sur les alliages cuivre-plomb..... 285
Travaux de Portevin sur les alliages nickel-plomb..... 286
Alliages nickel-plomb..... 286
Alliages d'étain..... 287
— étain-nickel 287
— étain-antimoine..... 290
Travaux de Reinders sur les alliages étain-antimoine..... 290
Alliages étain-fer 291
Travaux d'Isaac et Tammann sur les alliages étain-fer..... 291
Alliages étain-argent..... 293
Travaux de Petrenko sur les alliages étain-argent..... 293
Alliages zinc-argent..... 293
— zinc-antimoine..... 293
Travaux de Mönkemeyer sur les alliages zinc-antimoine..... 293
Alliages plomb-antimoine..... 296
Travaux de Dubosc sur les alliages de plomb-antimoine..... 296
Alliages plomb-or..... 296
Travaux de Vogel sur les alliages de plomb-or..... 296
Alliages nickel-antimoine..... 298
Travaux de Lossew sur les alliages nickel-antimoine..... 298
Alliages nickel-cobalt..... 299
Travaux de Guertler et Tammann sur les alliages nickel-cobalt... 299
Alliages nickel-fer..... 300
Travaux de Guertler et Tammann sur les alliages nickel-fer..... 300
Alliages cobalt-fer..... 300
Travaux d'Osmond et Cartaud sur les alliages cobalt-fer..... 300
Alliages argent-aluminium..... 303
Antifrictions 305
Conclusions générales sur la trempe des autres alliages..... 305
Théorie du recuit des autres alliages..... 305

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

CHAPITRE XII

Théorie de la trempe et du recuit des métaux purs

Pages.
Trempe des métaux purs..... 306
Recuit des métaux purs..... 306
Travaux de Tschernoff sur le recuit des métaux purs..... 307
— d'Osmond et Cartaud sur le recuit des métaux purs..... 307
— de L. Eving..... 307
— de Rosenhain..... 307
— de Campbel..... 309

DEUXIÈME PARTIE

ÉTUDE PRATIQUE DE LA TREMPE, DU RECUIT, DU REVENU

Avant-propos..... 311

CHAPITRE XIII

Trempe des aciers

Historique. — Coefficient de la trempe..... 312
Rappel succinct de la théorie de la trempe des aciers..... 313
Règles de trempe..... 313
Influence de la composition du métal..... 314
— de la température de trempe..... 315
Règles pour la température de trempe..... 315
Influence du bain de trempe..... 316
— de la volatilisation du bain de trempe..... 316
— de la viscosité du bain de trempe..... 316
— de la conductibilité du bain de trempe..... 316
— de la chaleur spécifique du bain de trempe..... 316
— du mouvement du liquide..... 317
Expériences d'ordre scientifique ayant eu pour but de préciser l'influence du bain de trempe..... 317
Travaux de Henry Le Chatelier..... 317
Trempe au mercure..... 320
Travaux de Henry le Chatelier sur la trempe des aciers..... 320
Trempe à l'eau..... 321
— au plomb..... 322
Influence de la température du bain de trempe..... 323
— de l'agitation du bain de trempe..... 324
— de la dimension des échantillons..... 325

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Pages.
Influence de la nature du métal..... 327
Travaux de Lejeune sur la trempe des aciers..... 335
Expériences d'ordre pratique sur la trempe des aciers..... 335
Travaux de Brinell sur la trempe des aciers..... 335

CHAPITRE XIV

Trempe des aciers ordinaires. — Résultats

Modifications des propriétés mécaniques par trempe..... 338
Résultats généraux de la trempe des aciers ordinaires..... 339
— de la trempe des aciers par Von Juptner..... 339
Recherches de Charpy sur la trempe des aciers..... 339
Résultats de la trempe des aciers donnés par Reiser..... 348
— — — Howe..... 349
— — — Brinell..... 353
Homogénéité de l'acier après trempe..... 354
Influence de la trempe sur l'homogénéité des aciers..... 354
— — des aciers sur leur forme et leur densité... 356

CHAPITRE XV

Température de trempe. — Sa mesure

Remarques de Le Chatelier sur la mesure de la température de trempe..... 360
Echelle des températures par rapport à la couleur..... 361
Méthodes industrielles de mesure des températures..... 361
— calorimétriques..... 362
— thermoélectriques..... 363
Appareils de Le Chatelier..... 364
Méthode utilisant les radiations lumineuses..... 364
Méthodes utilisant les radiations calorifiques..... 364
Appareils de Féry..... 365
Méthode de mesure de température basée sur le retrait de certains produits..... 370
Méthode de mesure de température utilisant les phénomènes de fusion..... 370

CHAPITRE XVI

Bains de trempe

Bacs de trempe..... 374
Dispositions générales des bacs de trempe..... 374
Bacs de trempe refroidis par double paroi ou serpentin..... 375
— à circulation d'eau..... 376
— avec jet d'eau intérieur..... 376

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Pages.
Bacs d'huile avec décantation 377
Jet d'eau pour trempe 377
Jet d'air pour trempe 377
Liquides de trempe 378
Historique des liquides de trempe 378
Principaux liquides de trempe 381
Liquide de trempe ayant pour but de produire une trempe très vive 381
Liquides de trempe ayant pour but de produire une trempe moyenne 381
Remarques d'Osmond sur les liquides de trempe 382

CHAPITRE XVII

Fours de trempe

Matériel de trempe 387
Qualités d'un bon four de trempe 387
Classification des fours de trempe 388
Fours employant des combustibles solides 388
Feux de forge pour trempe 389
Disposition des feux de forge pour trempe, d'après Thallner 389
Fours à grille de trempe 392
Fours à cuve de trempe 393
— à réverbère de trempe 400
— à moufle 401
— à bains métalliques ou salins 404
Composition des bains salins pour chauffage avant trempe 404
Travaux de Henry Le Chatelier sur les mélanges salins pour le chauffage avant trempe 404
Fours à combustibles liquides 408
— à combustibles gazeux 408
— divers Fichet et Heurtey 409
— à gaz de Schuchardt et Schütte 426
— automatiques de Schuchardt et Schütte 427
— à bains de plomb chauffés au gaz de Fichet et Heurtey 429
— à chauffage électrique 432
— Heræus 433
— électrique de trempe Körting 435
Précautions à prendre dans le chauffage avant trempe 441

CHAPITRE XVIII

Diverses méthodes de trempe

Trempe ordinaire 442
— interrompue 442
— à deux bains 443

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Pages.
Trempe à volume de liquide limité 443
— par filet d'eau 443
— à l'air 443
— par écrouissage 444
— au refroidissement 444

CHAPITRE XIX

Accidents de trempe

Principaux accidents de trempe 445
Décarburation par chauffage avant trempe 445
Tapures 446
Déformations par trempe 447
Redressement des pièces voilées 449
De l'insuccès des opérations de trempe et de leurs causes 451

CHAPITRE XX

Recuit et revenu des aciers ordinaires

Pratique et effets du recuit et du revenu sur aciers laminés ou forgés 454
Résultats donnés par Howe sur le recuit des aciers laminés ou forgés 454
Travaux de Guillery sur le recuit des aciers 459
Pratique et effets du recuit sur métal trempé 463
Recuit à la volée 463
Travaux de Bonet et Olry sur le recuit à la volée 463
Pratique et effets du revenu 464
Recherches d'ensemble sur les traitements thermiques pour les aciers 465
Travaux de Sauveur sur l'influence des traitements thermiques des aciers 465
Travaux de Brinell sur l'influence des traitements thermiques des aciers 465
Travaux de Walberg sur l'influence des traitements thermiques des aciers 465
Travaux de Gowland sur l'influence des traitements thermiques des aciers 485
Travaux de Charles Le Chatelier sur l'influence des traitements thermiques des aciers 485
Travaux de Heyn sur l'influence des traitements thermiques des aciers 488
Travaux de Stead sur l'influence des traitements thermiques des aciers 489
Travaux de Barbat sur l'influence des traitements thermiques des aciers 491
Travaux d'Auscher sur l'influence des traitements thermiques des aciers 491

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Pages.
Travaux de Pierrard sur l'influence des traitements thermiques des aciers 492
Acier surchauffé : sa régénération 498
Travaux de Stead et Richards sur l'acier surchauffé et sa régénération 498
Traitements thermiques des moulages d'aciers 510

CHAPITRE XXI

Recuit et revenu des aciers. — Matériel

Fours de recuit et de revenu 511
— à gaz 514
Bains de revenu 517
Travaux de H. Le Chatelier sur les bains salins de revenu 517
Fours à bains métalliques ou salins pour le revenu 519
Précautions à prendre dans le recuit et le revenu des aciers 520

CHAPITRE XXII

Traitements des principaux outils ordinaires

Alésoirs. — Traitements 522
Bouterolles. — Traitements 522
Burins. — Traitements 523
Ciseaux. — Traitements 523
Coins pour frapper les monnaies. — Traitements 523
Couteaux. — Traitements 524
Etampes. — Traitements 524
Forets. — Traitements 524
Fraises. — Traitements 525
Lames de cisailles. — Traitements 525
Marteaux. — Traitements 526
Matrices découpeuses. — Traitements 526
Outils de raboteuse 527
Outils de tour. — Traitements 527
Poinçons à emboutir 527
Scies et tarauds. — Traitements 528
Tranches. — Traitements 528

CHAPITRE XXIII

Trempe, recuit et revenu des aciers spéciaux
Traitements industriels des aciers spéciaux

Aciers au nickel. — Traitements 529
Aciers de cémentation au nickel. — Traitements 529

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Pages.
Aciers demi-durs au nickel. — Traitements..... 530
Aciers à teneur moyenne en nickel..... 532
Aciers à haute teneur en nickel..... 533
Aciers au manganèse. – Traitements..... 535
Aciers au chrome. — Traitements..... 535
Aciers au tungstène. — Traitements..... 536
Aciers au molybdène. — Traitements..... 537
Aciers au vanadium. — Traitement..... 537
Aciers au silicium. — Traitements..... 538
Aciers extra-doux au silicium..... 538
Aciers durs au silicium. — Traitements..... 538
Aciers nickel-chrome. — Traitements..... 541
Aciers nickel-vanadium. — Traitements..... 543
Aciers chrome-vanadium. — Traitements..... 544
Aciers à coupe rapide. — Traitements..... 544
Aciers chrome-tungstène. — Traitements..... 544
Historique des aciers à coupe rapide..... 545
Résultats obtenus avec les aciers à coupe rapide..... 551
Traitements mécaniques et thermiques des aciers à coupe rapide.. 558
Forgeage des aciers à coupe rapide..... 558
Chauffage au point de fusion des aciers à coupe rapide..... 561
Refroidissement des aciers à coupe rapide après le premier chauffage..... 564
Second traitement des aciers à coupe rapide..... 566
Règles pour le traitement des aciers à coupe rapide..... 566
Travaux de Taylor sur les aciers à coupe rapide..... 567

CHAPITRE XXIV

Trempe et recuit des alliages de cuivre

Trempe et recuit des bronzes ordinaires..... 569
Recuit des laitons ordinaires et spéciaux..... 576
Trempe et recuit des bronzes d'aluminium..... 582
Trempe et recuit des alliages cuivre-plomb..... 585
Trempe des bronzes au plomb..... 585
Trempe des alliages cuivre-nickel..... 585
Trempe des alliages cuivre-zinc-nickel..... 585

CHAPITRE XXV

Trempe et recuit des alliages autres que ceux de cuivre et de fer

Recuit des alliages autres que ceux de fer..... 586

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

TABLE ALPHABÉTIQUE

A

Accidents de trempe..... 445
Aciers à coupe rapide..... 545
Aciers au bore. Traitements, théorie 210
Aciers au chrome. Traitements, théorie..... 535
Aciers au chrome industriels.... 535
Aciers au manganèse. Traitements, théorie..... 190
Aciers au manganèse industriels . 535
Aciers au molybdène..... 202
Aciers au nickel..... 177
Aciers au nickel industriels..... 529
Aciers au silicium industriels.... 538
Aciers au silicium. Traitements, théorie..... 207
Aciers au tungstène industriels.. 536
Aciers au tungstène. Traitements, théorie..... 198
Aciers au vanadium industriels.. 537
Aciers au vanadium. Traitements, théorie..... 203
Aciers chrome-tungstène. Traitements, théorie..... 219
Aciers chrome-tungstène industriels..... 544
Aciers chrome-vanadium..... 544
Aciers de cémentation au nickel. Traitements..... 530
Aciers au silicium théorie 207
Aciers au silicium industriels.... 538
Aciers nickel-chrome..... 215
Aciers nickel-chrome industriels.. 541
Aciers nickel-manganèse. Traitements, théorie..... 213
Aciers nickel-molybdène. Traitements, théorie..... 216
Aciers nickel-silicium.... 217
Aciers nickel-tungstène..... 216
Aciers nickel-vanadium..... 210
Aciers quaternaires. Traitements, théorie..... 213
Acier surchauffé. Sa régénération. 498
Alésoirs. Traitements..... 522
Alliages argent-aluminium..... 303
Alliages cobalt-fer..... 299
Alliages correspondants à des points de transformation..... 29
Alliage correspondant à un maximum du liquidus..... 31
Alliages cuivre-antimoine..... 283
Alliages cuivre-nickel..... 281
Alliages cuivre-nickel-zinc..... 282
Alliages cuivre-plomb..... 285
Alliages d'étain..... 287
Alliages étain-antimoine..... 290
Alliages étain-argent..... 293
Alliages étain-fer..... 291
Alliages étain-nickel..... 287
Alliages eutectiques..... 27
Alliages nickel-antimoine..... 298
Alliages nickel-cobalt..... 299
Alliages nickel-fer..... 300
Alliages nickel-plomb..... 286
Aluminium 259
Alliages plomb-antimoine..... 296
Alliages plomb-or..... 296
Alliages renfermant plus de 0,850 de carbone.... 134
Alliages zinc-antimoine..... 293
Alliages zinc-argent..... 293
Antifriction..... 305
Appareil de Féry..... 365
Appareils utilisés pour l'essai de la bille de Brinell..... 8
Appareils utilisés pour l'étude des courbes de refroidissement.... 35
Appareil Vologdine pour l'étude des courbes de refroidissement. 41
Austenite 145
Autres alliages de cuivre..... 281
Autres méthodes permettant la détermination d'un diagramme.. 95
Avant-propos relatif à la trempe et au recuit des bronzes..... 244

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Avant-propos relatif à l'étude pratique de la trempe..... 311

B

Bacs de trempe..... 374
Bains de revenu..... 517
Bains de trempe..... 374
Bouterolles. Traitements..... 523
Bronzes..... 242
Bronzes d'aluminium..... 269
Burins. Traitements..... 523
But de la trempe..... 2
But du recuit..... 3
But du recuit et du revenu..... 103

C

Carbure de fer cémentite..... 131
Cas d'alliages ne présentant pas de points de transformation au-dessous du solidus..... 4
Cas d'alliages prenant la trempe et n'ayant pas de points de transformation..... 100
Cas d'alliages qui ont un point de transformation ne correspondant pas à une différence de constitution..... 100
Cas de métaux donnant lieu à une combinaison par l'intermédiaire de 2 liquides..... 67
Cas de métaux qui ne sont pas miscibles à l'état solide et qui ne le sont pas à l'état liquide.. 65
Cas où les transformations produites par trempe ne sont pas visibles au microscope..... 99
Cémentite..... 443
Changements d'états..... 102
Chauffage au point de fusion des aciers à coupe rapide..... 561
Ciseaux. Traitements..... 523
Classification des fours de trempe 388
Coefficient intervenant dans la trempe..... 102
Combinaison correspondant au maximum du liquidus..... 32
Composé indépendant d'un système..... 20
Composition des aciers à coupe rapide..... 220
Composition des bains salins pour chauffage avant trempe..... 404
Coins pour frapper les monnaies. Traitements..... 523
Conclusions sur la trempe des autres alliages..... 303
Conclusions industrielles pour la trempe des alliages de cuivre et de zinc..... 257
Conclusions industrielles pour la trempe et le recuit des bronzes. 253
Conclusions relatives aux aciers spéciaux et leur emplois..... 230
Conclusion sur les alliages fer-carbone..... 141
Conservation partielle ou totale de l'état stable à chaud..... 105
Constituant des alliages fer-carbone..... 143
Constituant α des alliages cuivre-aluminium..... 262
Constituant β des alliages cuivre-aluminium..... 262
Constituant γ des alliages cuivre-alminium..... 263
Constituant δ des alliages cuivre-aluminium..... 265
Constituant η des alliages cuivre-aluminium..... 265
Constituant α des alliages cuivre-aluminium..... 264
Constituant α des bronzes..... 247
— β — 248
— γ — 248
— δ — 248
— ε — 248
— η — 249
Constitution des aciers chrome-tungstène..... 221
Constituant des systèmes en équilibre à la température ordinaire. 142
Couteaux. Traitements..... 521

D

Décarburation par chauffage avant trempe..... 445
Définitions..... 1
Définition du recuit..... 3
Définition du revenu..... 3
Définition de la trempe..... 1
Déformations par trempe..... 447
Des différentes formes que peut posséder un diagramme d'alliage binaire..... 49
Deux sortes de recuits..... 108

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Diagramme de Heycook et Neville 245
Diagramme de Roozeboom..... 123
Diagramme des alliages binaires 19
Diagramme des alliages de cuivre et de zinc..... 254
Disposition des feux de forge pour trempe d'après Thallner..... 389
Disposition générale des bacs de trempe..... 374
Diverses méthodes de trempe.... 441
Double trempe..... 173

E

Echelle de température de trempe par rapport à la couleur..... 360
Emploi d'appareils enregistreurs pour les points de fusion..... 37
Emploi d'un couple thermoélectrique ou d'un thermomètre pour la mesure des températures.... 135
Enoncé de la loi des phases..... 19
Essais au choc sur barreaux entaillés..... 15
Essais de cisaillage..... 15
Essais de traction..... 4
Etampes. Traitements..... 521
Etats allotropiques du fer..... 126
Etude de la solidification d'un alliage de 2 métaux..... 24
Etude des courbes de refroidissement. Principe..... 34
Etude pratique de la trempe, du recuit et du revenu..... 308
Etude théorique de la trempe, du recuit et du revenu..... 19
Expériences d'ordre pratique sur la trempe des aciers..... 333
Expériences d'ordre scientifique ayant pour but de préciser l'influence du bain de trempe..... 315

F

Facteur d'équilibre d'un système 21
Ferrite..... 142
Ferro-chromes..... 239
Ferronite..... 145
Ferro-aluminiums..... 242
Ferro-manganèses..... 235
Ferro-siliciums..... 236
Ferro-vanadiums..... 234
Feux de forge pour trempe..... 389
Fontes au chrome. Traitement, théorie..... 239
Fontes à l'aluminium..... 242
Fontes au manganèse. Traitement, théorie..... 235
Fontes au silicium. Traitement, théorie..... 236
Fontes au vanadium..... 234
Fontes spéciales. Traitement, théorie..... 232
Force électromotrice des alliages aluminium-argent..... 89
Force électromotrice des alliages aluminium-cuivre..... 89
Force électromotrice des alliages antimoine-bismuth..... 91
Force électromotrice des alliages argent-zinc..... 88
Force électromotrice des alliages cobalt-étain..... 94
Force électromotrice des alliages cuivre-étain..... 88
Force électromotrice des alliages cuivre-zinc..... 88
Force électromotrice des alliages étain-antimoine..... 93
Force électromotrice des alliages étain-fer..... 95
Force électromotrice des alliages étain-manganèse..... 95
Force électromotrice des alliages nickel-étain..... 94
Force électromotrice des alliages zinc-antimoine..... 92
Forets. Traitements..... 524
Forgeage des aciers à coupe rapide..... 558
Formes différentes des diagrames 49
Fours à bains de plomb chauffés au gaz de Fichet et Heurtey..... 429
Fours à bains métalliques ou salins..... 401
Fours à bains métalliques ou salins pour le revenu..... 519
Fours à chauffage électrique..... 432
Fours à combustibles gazeux..... 408
Fours à combustibles liquides... 408
Fours à cuve de trempe..... 39
Fours à gaz..... 426
Fours à gaz Schuchardt et Schütte 426
Fours à grille de trempe..... 39
Fours à moufle..... 401
Fours à réverbère..... 400

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Four automatique de Schuchardt et Schütte..... 427
Four de recuit et de revenu..... 511
Fours de recuit et de revenu à gaz 514
Fours de trempe..... 386
Fours divers Fichet et Heurtey... 409
Four électrique de trempe Körting..... 435
Fours employant des combustibles solides..... 389
Four Heræus..... 433
Fraises. Traitements..... 525

G

Galvanomètre double Le Chatelier 37

H

Historique. Coefficient de la trempe..... 312
Historique des aciers à coupe rapide 545
Historique des aciers chrome-molybdène 219
Historique des liquides de trempe. 378
Historique des traitements thermiques des aciers..... 117
Homogénéité de l'acier après trempe..... 354

I

Influence de la chaleur spécifique du bain de trempe..... 316
Influence de la conductibilité du bain de trempe..... 316
Influence de la composition du métal 314
Influence de la dimension des échantillons..... 325
Influence de l'agitation du bain de trempe..... 324
Influence de la nature du métal.. 327
Influence de la température de coulée sur la trempe des fontes. 233
Influence de la température du bain de trempe 315
Influence de la température de trempe..... 315
Influence de la trempe des aciers sur leur forme et leur densité.. 356
Influence de la trempe sur l'homogénéité des aciers..... 354
Influence de la trempe sur les propriétés mécaniques des aciers spéciaux 229
Influence de la trempe sur plusieurs aciers spéciaux 226
Influence de la viscosité du bain de trempe 316
Influence de la volatilisation du bain de trempe 316
Influence des traitements sur la structure des aciers chrome-vanadium..... 221
Influence des traitements sur les bronzes d'aluminium..... 269
Influence du bain de trempe..... 316
Influence du carbone sur la trempe des fontes..... 233
Influence du carbone sur les points de transformation..... 129
Influence du manganèse sur la trempe des fontes..... 233
Influence du molybdène sur la trempe des fontes 234
Influence du mouvement du liquide 317
Influence du phosphore sur la trempe des fontes 233
Influence du recuit sur les propriétés mécaniques des aciers spéciaux 233
Influence du silicium sur les propriétés des fontes..... 233
Insuccès des opérations de trempe 451
Interprétation de Charpy et Grenet 137
Interprétation de Heyn..... 137

J

Jet d'air pour trempe..... 377
Jet d'eau pour trempe..... 377

L

Laitons..... 254
Lames de cisailles. Traitements.. 525
Liquides de trempe..... 378
Liquides de trempe ayant pour but de produire une trempe douce. 380
Liquides de trempe ayant pour but de produire une trempe moyenne..... 381

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Liquides de trempe ayant pour but de produire une trempe très vive 381
Liquidus et solidus des alliages fer-carbone 123
Lois des phases 19
Lois de Roberts-Austen 175
Lois des systèmes à variance négative..... 22
Lois des systèmes à variance nulle, système invariant..... 22
Lois des systèmes bivariants..... 22
Lois des systèmes plurivariants.. 23
Lois des systèmes univariants.... 22

M

Marteaux. Traitements..... 526
Martensite..... 147
Masse du bain de trempe et nature du bain de trempe..... 107
Matériel de recuit et de revenu... 511
Matériel de trempe..... 387
Matrices découpeuses. Traitement. 526
Mesure de température de trempe. 260
Métaux formant des combinaisons ou des solutions solides..... 58
Métaux miscibles à l'état solide dans le voisinage des métaux purs..... 52
Métaux entièrement miscibles... 50
Méthode calorimétrique de mesure de température..... 362
Méthode chimique..... 81
Méthode de Dejean..... 47
Méthode de la bille de Brinell... 8
Méthode de la force électromotrice.. 87
Méthode de la micrographie..... 79
Méthode de la résistance électrique..... 83
Méthode de mesure de température basée sur le retrait de certains produits..... 370
Méthode de mesure de température brisant le phénomène de fusion..... 369
Méthode de Roberts-Austen... 37-45
Méthode de Saladin..... 37
Méthode de Tammann..... 70
Méthode d'Osmond..... 45
Méthode industrielle de mesure de température..... 361
Méthode permettant la détermination d'un diagramme..... 34
Méthode pouvant se substituer aux essais de traction..... 7
Méthodes thermoélectriques..... 363
Méthode de mesure des températures utilisant les radiations lumineuses 364
Méthode de mesure des températures utilisant les radiations calorifiques 365
Méthodes utilisées pour la détermination du diagramme..... 45
Micrographie..... 79
Micrographie des aciers au bore.. 211
Micrographie des aciers au chrome 195
Micrographie des aciers au manganèse..... 192
Micrographie des aciers au molybdène 202
Micrographie des aciers au nickel. 184
Micrographie des aciers au silicium..... 207
Micrographie des aciers au tungstène..... 199
Micrographie des aciers au vanadium..... 204
Micrographie des alliages cuivre-aluminium..... 263
Modifications des propriétés mécaniques par trempe..... 338

N

Nature du bain de trempe..... 107
Nature du produit métallurgique. 105

O

Osmondite..... 149
Outils de raboteuse. Traitements. 527
Outils de tour. Traitements..... 527

P

Perlite..... 143
Phénomène de la recalescence... 131
Phases du système..... 20
Poinçons à emboutir. Traitements
Points de transformation des aciers au bore..... 210
Points de transformation des aciers au chrome..... 19
Points de transformation des aciers au chrome-tungstène.... 222

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Points de transformation des aciers au manganèse..... 190
Points de transformation des aciers au molybdène..... 202
Points de transformation des aciers au nickel..... 177
Points de transformation des aciers au silicium..... 207
Point de transformation des aciers au tungstène..... 198
Points de transformation des aciers au vanadium..... 203
Points de transformation des alliages cuivre-aluminium..... 261
Pratique et effets du recuit et du revenu sur acier laminé ou forgé..... 454
Pratique et effets du recuit et du revenu sur métal trempé..... 463
Pratique et effets du revenu..... 465
Précautions à prendre dans le chauffage avant trempe..... 441
Précautions à prendre dans le recuit et le revenu des aciers.. 520
Principaux accidents de trempe.. 445
Principaux liquides de trempe... 381
Produits métallurgiques prenant la trempe..... 1
Propriétés mécaniques des aciers au bore..... 210
Propriétés mécaniques des métaux et des alliages..... 4

Q

Qualités d'un bon four de trempe. 387

R

Rappel succinct de la théorie de la trempe des aciers..... 313
Recherches de Carpenter et Edwards sur les bronzes d'aluminium..... 270
Recherches de Charpy sur la trempe des aciers..... 33 339
Recherches d'ensemble sur les traitements thermiques pour les aciers..... 465
Recherches de Gwyer sur les bronzes d'aluminium..... 279
Recherches de Shepherd et Upton sur les bronzes..... 251
Recherches diverses sur le liquidus des alliages cuivre-aluminium..... 259
Recuit à la volée..... 463
Recuit des aciers au chrome. Traitement..... 198
Recuit des aciers au nickel. Traitements..... 189
Recuit des alliages autres que ceux du fer..... 586
Recuit des laitons ordinaires et spéciaux..... 576
Recuit et revenu des aciers..... 454
Recuit et revenu des aciers ordinaires..... 454
Recuit et trempe des bronzes d'aluminium..... 270
Recuit spontané..... 115
Redressement des pièces voilées. 448
Refroidissement des aciers à coupe rapide après le premier chauffage..... 222
Règles de trempe..... 313
Règles générales de trempe..... 102
Règles pour la température de trempe..... 315
Règles pour le traitement des aciers à coupe rapide..... 220
Relation entre le phénomène de la trempe et le diagramme..... 97
Relation entre la structure des aciers spéciaux et leurs propriétés mécaniques à l'état normal. 227
Relation entre la trempe et les points de transformations..... 175
Remarques de Charpy sur l'essai au choc..... 16
Remarques de Le Chatelier sur l'essai à la bille..... 11
Remarques de Le Chatelier sur la mesure de température de trempe..... 360
Remarques de Le Chatelier sur la méthode chimique..... 82
Remarques de Mesnager sur l'essai à la bille..... 13
Remarques de Portevin sur la méthode de Tammann..... 74
Remarques d'Osmond sur les liquides de trempe..... 382
Résultats de la trempe des aciers donnés par Brinell..... 352
Résultats de la trempe des aciers donnés par Howe..... 348

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Résultats de la trempe des aciers donnés par Reiser..... 348
Résultats de la trempe des aciers donnés par Von Juptner 339
Résultats donnés par Howe sur le recuit des aciers laminés ou forgés 454
Résultats généraux de la trempe des aciers ordinaires..... 339
Résultats obtenus avec les aciers à coupe rapide 551
Résumé des emplois des aciers spéciaux 224

S

Scies. Traitements..... 528
Second traitement des aciers à coupe rapide..... 566
Solution solide correspondant au maximum du liquidus..... 32

T

Tapures 446
Tarauds. Traitements 528
Théorie cellulaire de l'acier d'Osmond et Werth..... 123
Température de trempe..... 360
Théorie de Bergmann sur la trempe de l'acier..... 118
Théorie de Clouet sur la trempe de l'acier..... 120
Théorie de Jullien sur la trempe de l'acier..... 120
Théorie de la trempe des aciers... 159
Théorie de la trempe des aciers au nickel 186
Théorie de la trempe des autres alliages 281
Théorie de la trempe et du recuit des alliages cuivre-aluminium. 257
Théorie de la trempe et du recuit des alliages cuivre-étain 242
Théorie de la trempe et du recuit des alliages cuivre-zinc 250
Théorie de la trempe et du recuit des fontes..... 174
Théorie de la trempe et du recuit des métaux purs 303
Théorie de l'écrouissage et du recuit sur pièces écrouies..... 109
Théorie de Magnus sur la trempe de l'acier..... 117
Théorie de Réaumur sur la trempe de l'acier..... 117
Théorie de Stahl sur la trempe de l'acier 117
Théorie des traitements thermiques des aciers..... 117
Théorie des traitements thermiques des fontes et des aciers spéciaux 175
Théorie du recuit des aciers trempés..... 170
Théorie du recuit des autres alliages..... 305
Théorie du recuit sur métal trempé. 108
Théorie du revenu..... 109
Théorie du revenu des aciers..... 172
Théorie générale de la trempe.... 97
Théorie générale du recuit et du revenu..... 108
Théorie générale relative aux fontes spéciales 232
Tracé nouveau de Roozeboom.... 140
Traitements des principaux outils ordinaires..... 521
Traitements thermiques des moulages d'acier..... 510
Traitements industriels des aciers spéciaux 529
Traitements mécaniques et thermiques des aciers à coupe rapide
Tranches. Traitements..... 528
Transformation à l'état solide des alliages fer-carbone 126
Transformation de la structure des aciers au chrome par recuit. 198
Transformation de la structure des aciers au chrome par trempe. 197
Transformation de la structure des aciers au manganèse par trempe et recuit 194
Transformation de la structure des aciers au nickel par recuit..... 189
Transformation de la structure des aciers au nickel par trempe.... 186
Transformation de la structure des aciers au silicium par recuit ... 209
Transformation de la structure des aciers au silicium par trempe... 209
Transformation de la structure des aciers au tungstène par recuit.. 201
Transformation de la structure des aciers au tungstène par trempe. 201
Transformation de la structure des aciers au vanadium par recuit.. 206

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Transformation de la structure des aciers au vanadium par trempe. 206
Transformations des différents constituants des bronzes par traitement 249
Transformation du constituant α par traitement 249
Transformation du constituant β par traitement 250
Transformation du constituant γ par traitement 251
Transformation du constituant δ par traitement 251
Travaux :
d'André Le Chatelier sur l'écrouissage 111
d'André Le Chatelier sur le recuit spontané 115
d'Ast sur l'essai à la bille 11
d'Auscher sur l'influence des traitement thermiques des aciers.. 491
de Barbat sur l'influence des traitements thermiques des aciers. 491
de Barrett sur les transformations de l'acier 122
de Barus sur les transformations de l'acier 122
de Baykoff sur les alliages cuivre-antimoine 283
de Bénédicks sur les alliages fer-carbone 140
de Bénédicks sur l'essai à la bille. 8
de Bonet et Olry sur le recuit à la volée 463
de Boudouard sur les points de transformation des aciers au nickel 183
de Breuil sur les points de transformations des alliages cuivre-aluminium 261
de Breuil sur l'essai à la bille.... 11
de Brinell sur la trempe des aciers 383
de Brinell sur l'essai à la bille.... 8
de Brinell sur l'influence des traitements thermiques des aciers. 465
de Campbell sur le recuit des métaux purs 309
de Caron sur la transformation de l'acier 123
de Carpenter et Keeling 139
de Carnot sur les transformations de l'acier 123
de Charles Le Chatelier sur l'influence des traitements thermiques des aciers 485
de Charpy sur la trempe des aciers. 123
de Charpy sur l'écrouissage 113
de Charpy sur l'essai à la bille... 11
de Dillner sur l'essai à la bille... 10
de Monkemayer sur les alliages zinc-antimoine 293
de Dubost sur les alliages plomb-antimoine 296
de Dumas sur les points de transformation des aciers au manganèse 190
de Dumas sur les points de transformation des aciers au nickel. 192
de Fraichet sur la limite élastique 5
de Frémont sur la limite élastique 5
de Gibbs sur la loi des phases.... 19
de Gore sur les transformations de l'acier 122
de Gorens sur les alliages fer-carbone 140
de Gowland sur l'influence des traitements thermiques des aciers 485
de Guertler sur la résistance électrique 84
sur les alliages cuivre-nickel-zinc 280
de Guertler et Tammann sur les alliages nickel-cobalt 299
de Guertler et Tammann sur les alliages nickel-fer 300
de Guillery sur la limite élastique 5
de Guillery sur le recuit des aciers. 459
de H. Le Chatelier sur la trempe des aciers 320
de H. Le Chatelier sur les bains salins de revenu 517
de H. Le Chatelier sur les mélanges salins pour le chauffage avant trempe 519
de Heyn sur l'influence des traitements thermiques des aciers. 488
de Hogé sur les transformations de l'acier 123
de Lejeune sur la trempe des aciers. 335
de L. Eving sur le recuit des métaux purs 307
de Lossew sur les alliages nickel-antimoine 298
de Mme Curie sur les points de transformation des aciers au molybdène 202

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Travaux :
de Pétrenko sur les alliages étain-argent 293
de Pierrard sur l'influence des traitements thermiques des aciers 492
de Portevin sur les alliages nickel-plomb 286
de Pouschine sur la force électromotrice 87
de Reinders sur les alliages étain-antimoine 290
de Roberts-Austen sur le diagramme des aciers 123
de Roberts-Austen sur les alliages cuivre-plomb 285
de Roos sur l'essai à la bille 14
de Rosenhain sur le recuit des métaux purs 307
de Sauveur sur l'influence des traitements thermiques des aciers 465
de Shepherd sur les alliages cuivre-zinc 254
de Stead sur l'influence des traitements thermiques des aciers ... 489
de Stead sur l'acier surchauffé et sa régénération 498
de Taylor sur les aciers à coupe rapide 567
de Tschernoff sur le recuit des métaux purs 307
de Walberg sur l'influence des traitements thermiques des aciers 465
de Vogel sur les alliages plomb-or 296
d'Isaac et Tammann sur les alliages étain-fer 291
d'Osmond sur la micrographie ... 123
d'Osmond sur les points de transformation des aciers au chrome 194
d'Osmond sur les points de transformation des aciers au manganèse 190
Travaux :
d'Osmond sur les points de transformation des aciers au nickel .. 177
d'Osmond et Cartaud sur les alliages cobalt-fer 300
d'Osmond et Wœrth sur les transformations de l'acier 123
Travaux récents sur le diagramme des alliages fer-carbone 139
Travaux de Wüst sur les alliages fer-carbone 140
Trempe à l'air 444
Trempe à l'eau 321
Trempe à volume de liquide limité 321
Trempe au plomb 322
Trempe des aciers 309
Trempe des aciers au silicium ... 209
Trempe des alliages cuivre-nickel 585
Trempe des alliages cuivre-zinc .. 585
Trempe des grosses pièces 166
Trempe des bronzes au plomb 583
Trempe des métaux purs 306
Trempe et recuit des aciers au manganèse 194
Trempe et recuit des alliages autres que ceux de cuivre et de fer 586
Trempe et recuit des alliages cuivre-plomb 585
Trempe et recuit des alliages de cuivre 570
Trempe et recuit des bronzes d'aluminium 582
Trempe et recuit des bronzes ordinaires 570
Trempe interrompue 442
Trempe ordinaire 442
Trempe par écrouissage 444
Trempe par filet d'eau 444
Trempe recuit et revenu des aciers spéciaux 442
Troostite 529
Troosto-sorbite 147
149

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

TABLE DES FIGURES

Numéros des figures.		Pages.
1.	Solidification d'un alliage binaire	25
2.	Cas de l'eutectique	28
3.	Cas du point de transformation	30
4.	Cas du maximum	31
5.	Liquidus et solidus d'un alliage binaire. — Combinaison correspondant au maximum	32
6.	Liquidus et solidus d'un alliage binaire. — Solution solide correspondant au maximum	33
7.	Courbes de refroidissement	35
8.	Appareil Le Chatelier pour l'étude des courbes de refroidissement	40
9.	Vue en élévation de l'appareil de Wologdine pour l'étude des courbes de refroidissement	42
10.	Vue en plan de l'appareil Wologdine pour l'étude des courbes de refroidissement	43
11.	Détails de l'appareil de Wologdine	44
12.	Méthode d'Osmond et méthode de Roberts-Austen pour l'étude des courbes de refroidissement	46
13.	Méthode de Dejean pour l'étude des courbes de refroidissement.	48
14.	Diagramme de métaux entièrement miscibles	49
15.	Diagramme de métaux se déposant sans donner lieu à des combinaisons ou à des solutions solides	50
16.	Métaux ne formant de solutions solides que dans le voisinage des métaux purs	52
17.	Métaux ne formant de solutions solides que dans le voisinage des métaux purs, le liquidus se rapprochant du solidus	54
18.	Diagramme de métaux donnant naissance à une combinaison.	55
19.	Diagramme de métaux donnant naissance à une solution solide	57
20.	Diagramme de métaux donnant naissance à une combinaison et à une solution solide	57
21.	Diagramme de métaux donnant lieu à une combinaison qui se décompose avant de fondre	59
22.	Diagramme de métaux donnant naissance à une solution solide qui se décompose avant de fondre	60
23.	Diagramme de métaux donnant lieu à une combinaison solide	

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Numéros des figures. Pages.

qui se décompose avant de fondre et une solution solide correspondant à un maximum du liquidus..... 62
24. Diagramme de métaux purs donnant naissance à deux solutions, dont l'une se décompose avant de fondre dans certaines limites..... 63
25. Diagramme de métaux donnant naissance à deux solutions ne se décomposant pas avant de fondre..... 64
26. Diagramme de métaux miscibles à l'état solide et partiellement miscibles à l'état liquide..... 65
27. Diagramme de métaux donnant naissance à une combinaison par l'intermédiaire de deux liquides..... 67
28. Courbes de refroidissement d'alliages..... 70
29. Méthode de Tammann..... 71
30. — et paliers de Tammann..... 71
31. — de Tammann..... 72
32,33 et 34. Applications de la méthode de Tammann..... 73-74-75
35. Mesure des paliers..... 77
36. Force électromotrice des alliages cuivre-zinc de Pouschine... 85
37. — — argent-zinc..... 86
38. — — cuivre-zinc..... 87
39. — — cuivre-aluminium de Pouschine..... 88
40. Force électromotrice des alliages antimoine-bismuth..... 89
41. — — antimoine-argent..... 89
42. — — étain-argent..... 90
43. — — zinc-or..... 90
44. — — étain-antimoine..... 91
45. — — antimoine-nickel..... 91
46. — — aluminium-argent..... 92
47. — — zinc-antimoine..... 92
48. — — étain-cobalt..... 93
49. — — étain-nickel..... 93
50. — — étain-manganèse..... 94
51. — — fer-étain..... 94
52. Alliages prenant la trempe quoique n'ayant pas de points de transformation..... 101
53. Diagramme de Roberts-Austen. — Diagramme de Roozeboom..... 124
54. Courbes de refroidissement des alliages fer-carbone (Osmond). 127
55. Partie du diagramme de Roozeboom..... 131
56. Diagramme de Charpy et Carnot..... 137
57. — de Carpenter et Keeling..... 138
58. Nouveaux diagrammes de Roozeboom..... 140
59. Diagramme de Bénédicks..... 141
60, 61, 62, 63 et 64. Diagrammes de la trempe des aciers. 162-163-164-165
65. Points de transformation des aciers au nickel (Osmond)..... 178
66. — — (Dumas)..... 179

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Numéros des figures. Pages.

67. Points de transformation des aciers à basse teneur en nickel (Osmond) 180
68, 69 et 70. Points de transformations des aciers à basse teneur en nickel (Boudouard) 181-182 184
71. Diagramme des aciers au nickel 185
72. Points de transformation des aciers au manganèse (Osmond). 191
73. Diagramme des aciers au manganèse 193
74. — chrome 196
75. — tungstène 200
76. — molybdène 203
77. — vanadium 205
78. — silicium 208
79. — nickel-manganèse 213
80 et 81. Diagramme de la trempe des aciers à coupe rapide 223
82. Points d'eutectique. — Points de transformation 245
83. Diagramme des aciers cuivre-étain (Heycock et Neville) 246
84. — — (Shepherd et Upton) 252
85. — cuivre-zinc (Shepherd) 255
86. — cuivre-aluminium 260
87. Diagramme des alliages cuivre-aluminium (Carpenter et Edwards) 277
88. Diagramme des alliages cuivre-antimoine (Baykoff) 284
89. — cuivre-plomb (Roberts-Austen) 285
90. — nickel-plomb (Portevin) 286
91. — nickel-étain 287
92. — étain-antimoine (Reinders) 290
93. — étain-fer (Isaac et Tammann) 291
94. — argent-étain (Petrenko) 292
95. — zinc-argent (Petrenko) 294
96. — zinc-antimoine (Monkemeyer) 295
97. — plomb-or (Vogel) 297
98. — nickel-antimoine (Lossew) 298
99. — nickel-cobalt et fer-manganèse (Guertler et Tammann) 299
100. Diagramme des alliages fer-cobalt (Guertler et Tammann) 300
101 et 102 — nickel-fer (Osmond et Cartaud) 301
103. — argent-aluminium (Petrenko) 304
104. Coupe de la lunette Féry 365
105. Vue extérieure de la lunette Féry 367
106. Coupe du télescope Féry 368
107. Vue d'ensemble du télescope Féry et de son galvanomètre 368
108. Installation d'ensemble d'une lunette Féry 369
109. Utilisation de sentinelles 371
110. Appareil à sentinelles 372
111. Bacs de trempe 376
112. Utilisation d'un feu de forge pour chauffage avant trempe (Thallner) 390

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Numéros des figures. Pages.

113. Utilisation d'un feu de forge avec moufle (Thallner)..... 391
114. Four de trempe à cuve..... 393
115. Autres fours de trempe à cuve..... 494
116. Autre four de trempe à cuve de Thallner..... 396
117 et 118. — mobile 397
119. Fours de trempe à grille..... 398
120. — à tremper les marteaux..... 399
121. — réverbère..... 400
122. — de trempe à moufle (Goldschmidt) 401
123. — — à circulation de pièces..... 402
124. — — des usines Pekrun..... 403
125. Coupe des fours de trempe des usines Pekrun 404
126 et 127. Fours de trempe à bains métalliques ou salins (Goldschmidt)..... 406
128. Fours pour la trempe des aciers à coupe rapide..... 407
129, 130 et 131. Fours à cémenter, tremper et recuire des usines de Dion-Bouton, construits par Fichet et Heurtey..... 409
132, 133, 134 et 135. Fours à cémenter, tremper et recuire de la maison de Dion et Bouton construits par Fichet et Henrtey. 410
136. Four à moufle à gaz avec récupérateur, coupe longitudinale.. 413
137. — — — transversale... 414
138, 139 et 140. Petit four de trempe avec récupérateur (Fichet et Heurtey)..... 415
141. Four à gaz à chambre mobile et à récupérateur (Fichet et Heurtey). 417
142. — avec récupérateur (Plan)..... 418
142 *bis*. — — (Coupe par les récupérateurs).... 418
143. — — (Coupe en long)..... 420
144. — — (Coupe en travers)..... 420
145 et 146 — avec gazogène accolé..... 421
147 et 148. Fours à tremper les limes Fichet et Heurtey 424-425
149. Fours à gaz de Schuchardt et Schütte..... 426
150. — — à bain de plomb de Schuchardt et Schütte..... 426
151. — à bain de cyanure de Schuchardt et Schütte 426
152-152 *bis*. Four automatique de Schuchardt et Schütte..... 427-428
153. Four à gaz à bain de plomb et de sable Fichet et Heurtey.... 429
154. — — et à récupérateur Fichet et Heurtey. 430
155 et 156. Fours à résistance électrique Heræus..... 432-433
157, 158 et 159. Fours électriques Körting 436-437-438
160. Four de recuit à pot Tallner..... 511
161. — à vase..... 512
162, 163, 164 et 165 Batterie à four à gaz avec gazogène. — Coupe transversale Fichet et Heurtey..... 513-514-515-516
166. Four à recuire de Schuchardt et Schütte..... 518
167. Fours continus de Schuchardt et Schütte..... 520
168 et 169. Méthodes de trempe..... 526
170 et 171. Influence de la trempe sur les aciers au vanadium .. 537-538
172, 173, 174, 175 et 176. Trempe des bronzes..... 573-574-575

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

En vente à la Librairie H. DUNOD et E. PINAT, Éditeurs

49, QUAI DES GRANDS-AUGUSTINS, PARIS (VIe)

Les alliages métalliques. Étude théorique, par L. GUILLET, professeur au Conservatoire des Arts et Métiers. In-8° 16 × 25 de 240 pages avec 117 figures. Broché, 7 fr. 50; cartonné..... 9 fr.

Notions de chimie-physique. Loi des phases. Courbes et surfaces de fusibilité. Courbes de refroidissement. Métallographie microscopique. Résistance électrique. Thermoélectricité. Magnétisme. Dilatations. Propriétés mécaniques. Densités. Chaleurs spécifiques. Force électromotrice de dissolution. Étude chimique des alliages. Chaleurs de formation. Applications de la loi des phases. Conclusions.

Les alliages métalliques. Étude industrielle, par L. GUILLET, professeur au Conservatoire des Arts et Métiers. In-8° 16 × 25 de 1.180 pages avec 210 figures et un atlas 16 × 25 de 102 planches reproduisant 403 micrographies. Broché, 40 fr.; cartonné..... 43 fr. 50

Les métaux industriels. Généralités sur les alliages. Traitement des alliages. Alliarges de fer et de carbone. Aciers. Fontes (étude théorique et industrielle). Aciers spéciaux. Alliages utilisés en sidérurgie. Autres alliages de fer. Alliages de cuivre et d'étain. Bronzes ordinaires. Bronzes spéciaux. Alliages de cuivre et de zinc. Laitons spéciaux. Cuivre. Aluminium. Bronzes d'aluminium. Autres alliages de cuivre. Alliages d'étains; de plomb ; de cadmium; de zinc ; d'antimoine ; de bismuth. Antifrictions. Alliages de nickel ; de cobalt ; d'aluminium ; de magnésium ; de mercure. Amalgames. Alliages d'argent. Alliages d'or. Alliages de platine et des métaux de la mine du platine. Alliages de manganèse. Alliages divers. Résumé (tables et tableaux). Appendices divers. Types de cahier des charges. Table alphabétique des matières.

Les aciers spéciaux, par Léon GUILLET, professeur au Conservatoire des Arts et Métiers, avec préface de H. LE CHATELIER, membre de l'Institut. 2 volumes se vendant séparément.

T. I. *Aciers au nickel. — Aciers au manganèse. — Aciers au silicium.* In-4° 22 × 28 de 100 pages avec 28 figures..... 10 fr.

Micrographie des aciers au nickel. Microstructure des aciers bruts, trempés, recuits, écrouis, refroidis. Cémentation et décarburation. Essais de régénération des aciers au nickel transformés. *Propriétés mécaniques des aciers au nickel.* Essais sur barreaux bruts de forge, sur aciers trempés. *Nouvelles recherches sur les aciers au nickel. Micrographie des aciers au manganèse :* aciers bruts, recuits, trempés, refroidis, cémentés. *Propriétés mécaniques des aciers au manganèse. Nouvelles recherches. Micrographie des aciers au silicium.* Propriétés mécaniques. Conclusions.

T. II. *Aciers au chrome, au tungstène, au molybdène, à l'étain, au titane, au vanadium, à l'aluminium, au cobalt.* In-4° 22 × 28 de 133 pages avec 170 figures..... 10 fr.

Examen et étude de chacun des aciers indiqués, au point de vue de la structure micrographique, de la tenacité, de la limite élastique, de l'allongement de rupture, de la striction, de la fragilité sur les barreaux entaillés, de la dureté à la bille de Brinell. Comparaison des propriétés et classification des aciers ternaires.

Recherches sur les aciers au nickel à hautes teneurs, par L. DUMAS, ing. des Arts et Manufactures, ing.-conseil, ancien chef du service métallurgique de la Société de Commentry-Fourchambault et Decazeville. In-8° 16 × 25 de 208 pages avec 13 figures..... 6 fr.

Recherches physiques et physico-chimiques sur l'acier au carbone, par Carl BENEDICKS. In-8° 16 × 27 de 230 pages avec 41 fig. et 13 planches de photogrammes..... 12 fr. 50

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Fabrication de l'acier, par H. Noble, ingénieur des Arts et Manufactures. In-8° 16 × 25 de x-604 pages avec 94 figures et 9 planches. Broché, 25 fr. ; cartonné..... 26 fr. 50

Propriétés générales des aciers. Étude théorique de la conversion. Fontes de conversion. Cubilots. Mélangeurs. Chaux d'aciérie. Étude pratique de la conversion. Décarburation. Coulée en poche. Établissement des convertisseurs. Garnissages basiques. Garnissages.

Album de dessin concernant la fabrication de l'acier Martin. I. *Fours Martin*, par A. Pavloff, professeur à l'Institut polytechnique de Saint-Pétersbourg. 2e édition. Atlas in-folio oblong 39 × 29 de 81 planches, avec légende explicative en français, anglais, allemand et russe. En carton..... 20 fr.

Album de 127 planches lithographiées concernant la fabrication de la fonte. Hauts fourneaux et accessoires, chaudières. Machines et appareils divers, par Pavloff, professeur à l'École supérieure des Mines d'Ekaterinoslav. La légende des planches est en français, en anglais et en russe. In-folio oblong 39 × 29..... 25 fr.

L'électrométallurgie des fontes, fers et aciers, par C. Matignon, professeur suppléant au Collège de France, maître de conférences à la Sorbonne. In-8° 16 × 25 de 102 pages avec 37 figures..... 4 fr. 50

Des hauts fourneaux. Ouvrage destiné aux élèves qui viennent de terminer leurs études et se destinent à la métallurgie de la fonte, par V. Henrion, ingénieur, chef du service des hauts fourneaux de Pont-à-Mousson. In-8° de 52 pages et 3 planches ..... 2 fr. 50

Comment on pratique la fonderie en Amérique, par Th. D. West, ancien président de l'association des fondeurs américains, traduit d'après la 10e édition américaine par Pierre Breuil, chef de la section des métaux du laboratoire d'essais du conservatoire des arts et métiers, et A. Imbault, ingénieur des arts et manufactures. In-8° de vi-414 pages, avec 61 figures. Broché 8 fr. ; cartonné..... 9 fr. 25

Métallurgie du zinc, par A. Lodin, ingénieur en chef des Mines. In-8° 16 × 25 de 810 pages avec 25 planches et 275 figures. Broché. 35 fr.

Pratique de la préparation mécanique des minerais, par C. Ratel, ingénieur civil des Mines. In-8° 16 × 25 de 574 pages avec 190 figures et 11 planches. Broché 22 fr. 50 ; cartonné..... 24 fr.

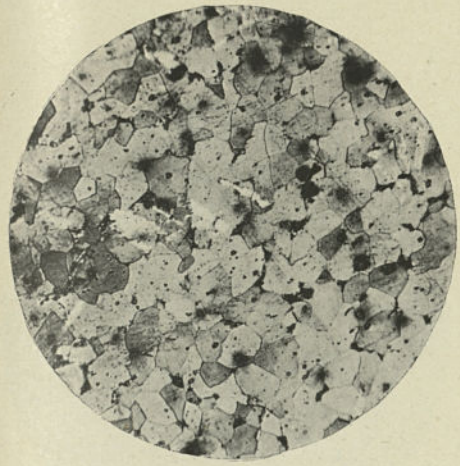
Tours. — Imprimerie Deslis Frères.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

MICROGRAPHIES

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

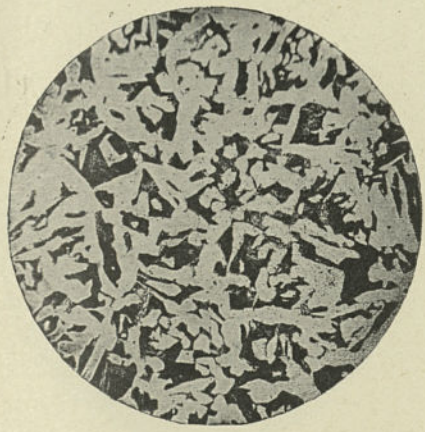
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1



Phot. 1. — C = 0,030.
Attaque prolongée.
Ferrite, scories et traces de perlite.
G = 300 d.

Phot. 2. — C = 0,090.
Perlite.
G = 200 d.

Attaques à l'acide picrique.

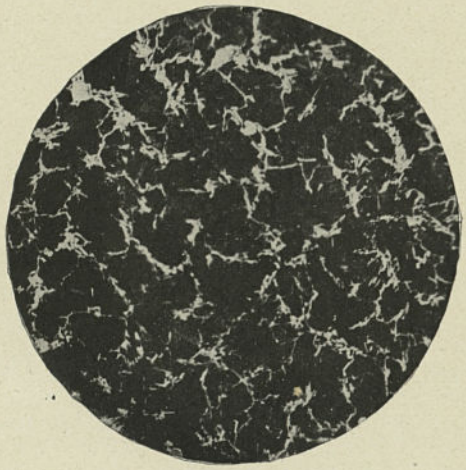


Phot. 3. — C = 0,400.
Perlite.
G = 200 d.

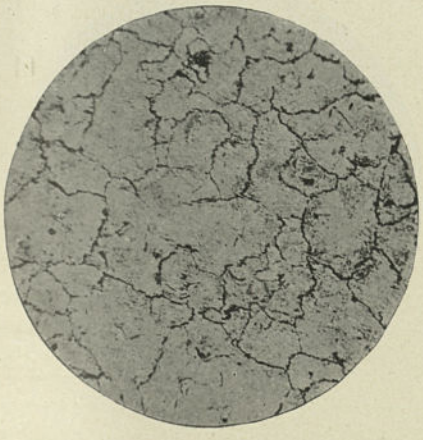
Phot. 4. — C = 0,750.
Perlite et un peu de ferrite.
G = 200 d.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Phot. 5. — C = 1,05.
Cellules bordées de cémentite et remplies de perlite.
G = 200 d.
Attaque à l'acide picrique.



Phot. 6. — C = 2,20.
Cémentite libre.
G = 200 d.
Attaque à l'acide picrique.



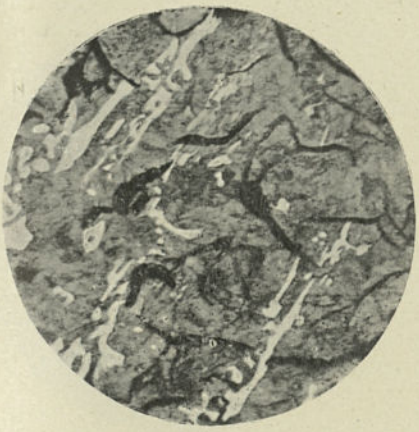
Phot. 7. — Le même.
Cémentite colorée au picrate.
G = 200 d.
Attaque au picrate de soude.

Phot. 8. — Fonte blanche. Cémentite (parties blanches) et perlite (parties noires).
G = 200 d.
Attaque à l'acide picrique.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Phot. 9. — Fonte grise.
C = 3,30, Mn = 0,49, P = 1,31, Si = 3,43.
G = 200 d.
Attaque à l'acide picrique.

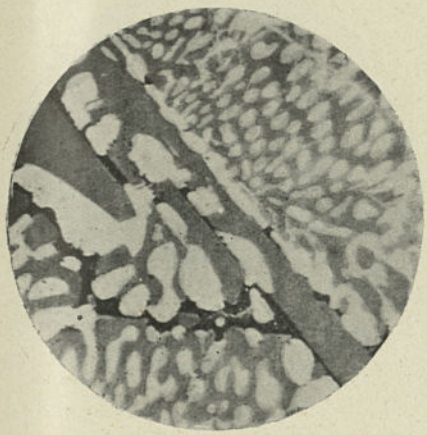
Phot. 10. — Fonte grise.
G = 200 d.
Sans attaque.
Graphite.



Phot. 11. — Même fonte.
G = 200 d.
Attaque à l'acide picrique.
Graphite, perlite, cémentite en blanc.

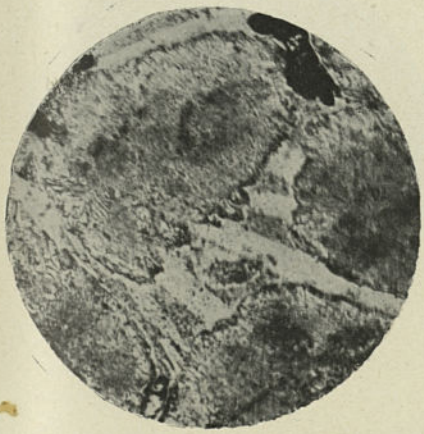
Phot. 12. — Même fonte.
G = 200 d.
Attaque au picrate.
Graphite et cémentite en noir.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1



Phot. 13. — Fonte blanche.
G = 200 d.
Attaque au picrate.
Cémentite en noir.

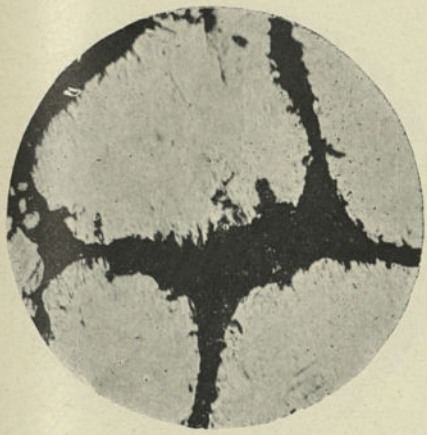
Phot. 14. — Fonte blanche.
G = 200 d.
Attaque à l'acide picrique.
Cémentite en blanc, perlite en noir.



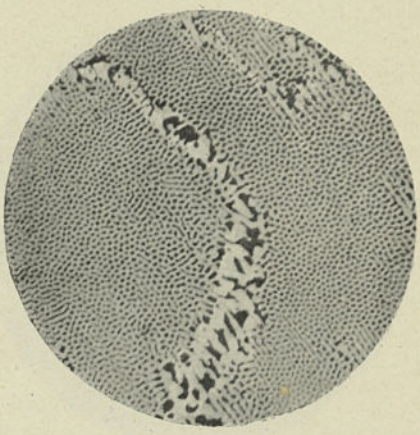
Phot. 15. — Fonte phosphoreuse.
G = 200 d.
Attaque àl'acide picrique.
On voit mal le phosphore.

Phot. 16. — Même fonte phosphoreuse.
G = 200 d.
Attaque ordinaire au picrate.
Phosphure peu coloré.

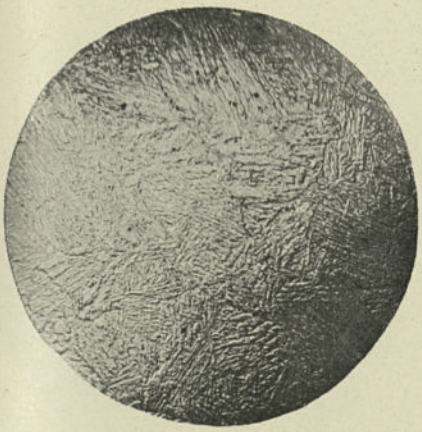
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1



Phot. 17. — Même fonte phosphoreuse.
G = 200 d.
Attaque prolongée au picrate.
Coloration uniforme de la cémentite et du phosphore.



Phot. 18. — Eutectique cémentite-fer γ.
G = 200 d.
Attaque à l'acide picrique.



Phot. 19. — Acier trempé à bonne température.
Martensite pure.
G = 200 d.
Attaque à l'acide picrique.

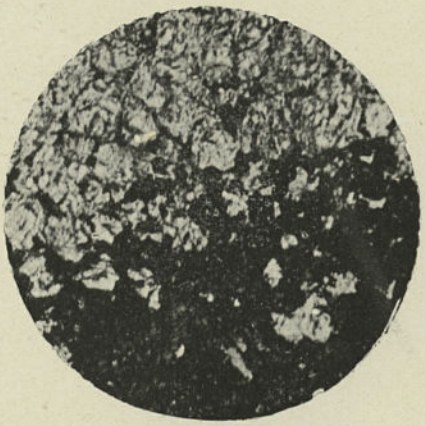
Phot. 20. — Acier très carburé, trempé à très haute température dans un bain à 0°.
Austenite et troosto-sorbite.
G = 200 d.
Attaque à l'acide picrique.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Phot. 21. — Acier trempé à trop basse température.
Troostite.
G = 200 d.
Attaque à l'acide picrique.

Phot. 22. — Le même plus attaqué.
Troostite et martensite.
G = 200 d.
Attaque à l'acide picrique.

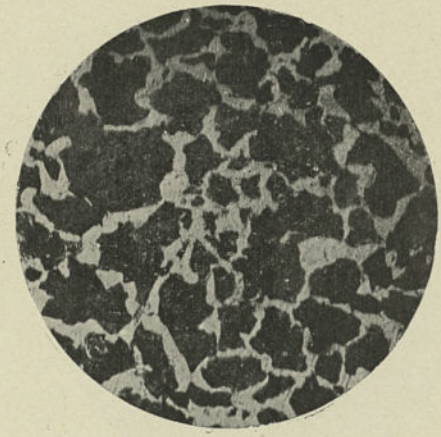
Phot. 23. — Troostite et fond de martensite.
G = 200 d.
Attaque à l'acide picrique
pendant 3".



Phot. 24. — Troostite et martensite.
G = 200 d.
Attaque à l'acide picrique
pendant 60".

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

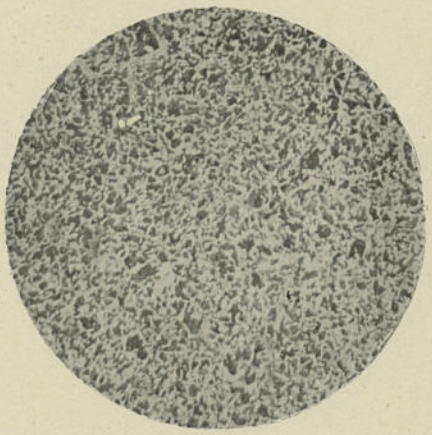
Phot. 25. — Acier estampé brut.
G = 200 et G = 200 d.



Phot. 26. — Le même recuit.
G = 200 d.

Attaques à l'acide picrique.

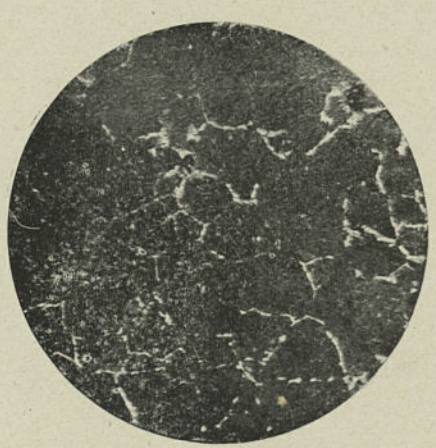
Phot. 27. — Acier coulé brut.
G = 50 d.



Phot. 28. — Le même recuit.
G = 50.

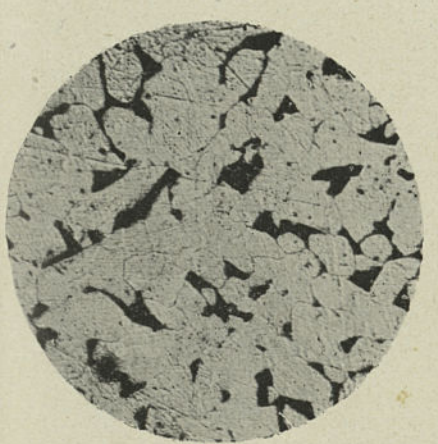
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Phot. 29. — Acier surchauffé.
Perlite grossière.
G = 200 d.

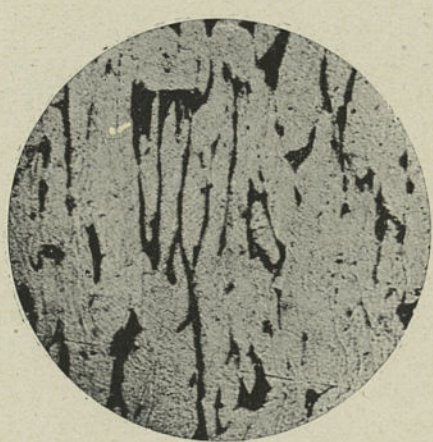


Phot. 30. — Acier à 0,3 0/0 carbone, trempé et revenu à 500°.
G = 200 d.

Attaques à l'acide picrique.



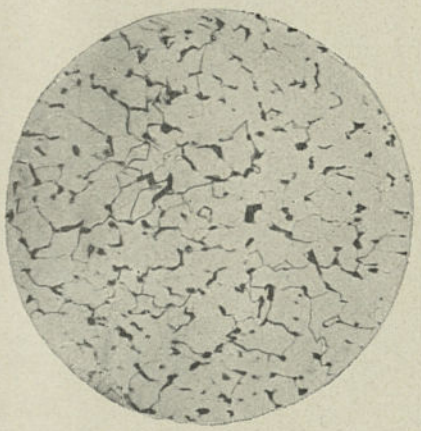
Phot. 31. — Eprouvette de traction avant essai.
G = 200 d.



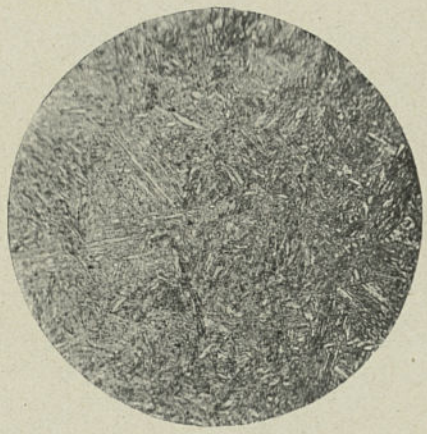
Phot. 32. — Eprouvette de traction (vue dans la striction) après rupture.
G = 200 d.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ACIERS AU NICKEL

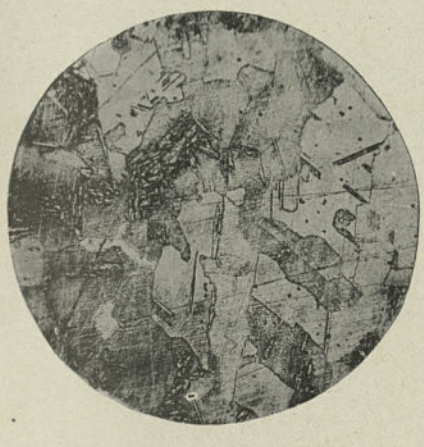


Phot. 33. — C = 0,120, Ni = 2.
Normal.
Perlite et ferrite.

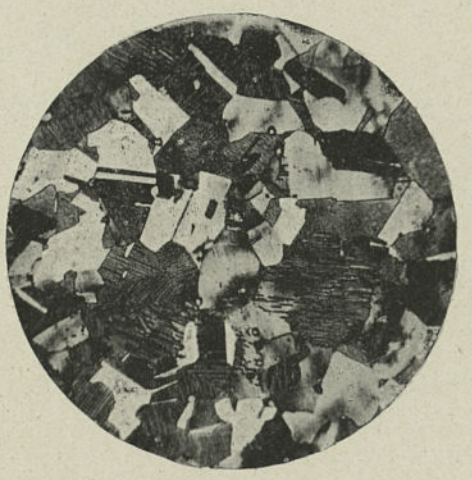


Phot. 34. — C = 0,120, Ni = 15.
Normal.
Martensite.

Attaques à l'acide picrique.
G = 300 d.



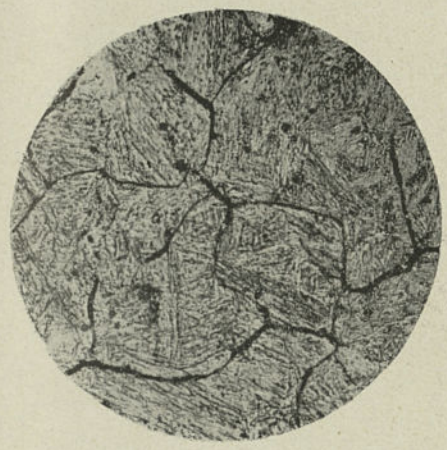
Phot. 35. — C = 0,120, Ni = 30.
Normal.
Polyèdres de fer γ ; amas de martensite.
(Acier sur la limite des aciers martensitiques.)



Phot. 36. — C = 0,800, Ni = 25.
Normal.
Polyèdres de fer γ avec clivages.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ACIERS AU NICKEL



Phot. 37. — C = 0,120, Ni = 25.
Trempé à 800°.
Apparition de polyèdres remplis de la martensite qui préexistait.

Phot. 38. — C = 0,250, Ni = 25.
Trempé à 800°.
Les polyèdres ne subsistent que partiellement ; il apparaît des aiguilles de sorbite.

Attaques à l'acide picrique.
G = 300 d.

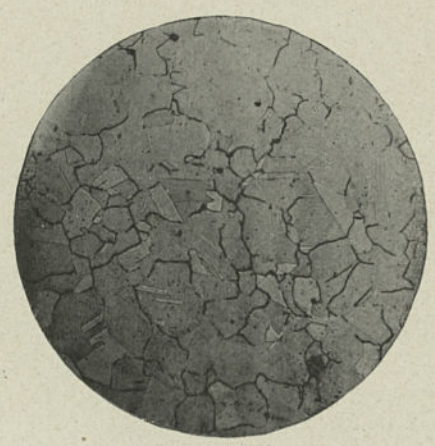
Phot. 39. — C = 0,250, Ni = 25.
Recuit à 900° pendant quatre heures.
Apparition de martensite.

Phot. 40. — C = 0,800, Ni = 20.
Recuit à 900° pendant quatre heures.
Martensite.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ACIERS AU MANGANÈSE

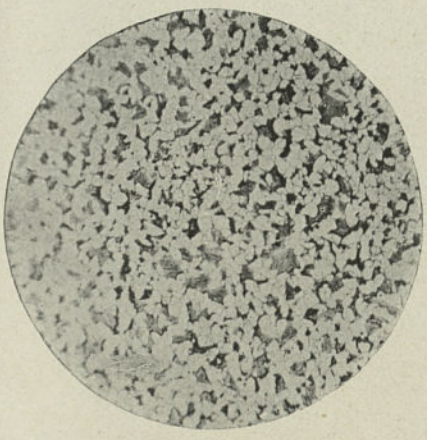
Phot. 41. — C = 0,120, Mn = 6.
Normal.
Martensite pure très fine.



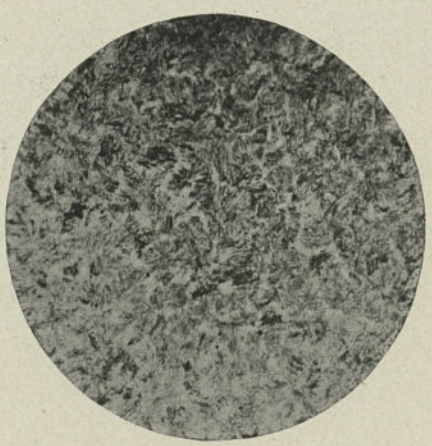
Phot. 42. — C = 0,800, Mn = 10.
Normal.
Polyèdres de fer γ.

Attaques à l'acide picrique.
G = 200 d.

ACIERS AU MANGANÈSE



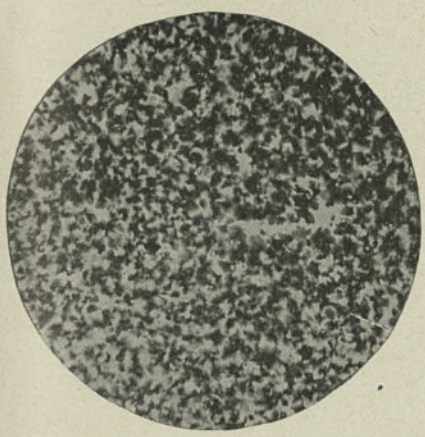
Phot. 43. — C = 0,200, Cr = 4,5.
Normal.
Perlite et ferrite.
La ferrite est considérablement resserrée.



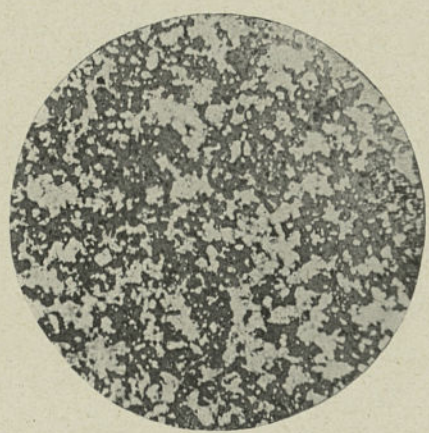
Phot. 44. — C = 0,209, Cr = 7.
Normal.
Martensite presque pure.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ACIERS AU CHROME

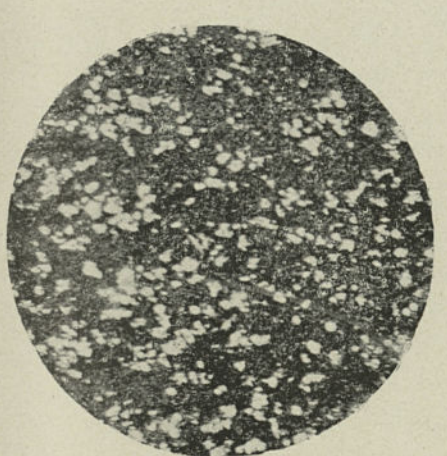


Phot. 45. — C = 0,800, Cr = 7,3.
Normal.
Troostite avec un peu de martensite.

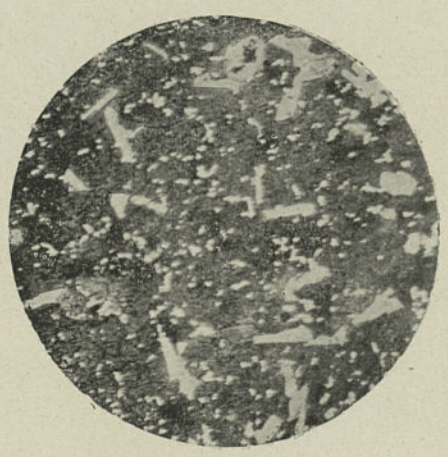


Phot. 46. — C = 1,300, Cr = 40,2.
Normal.
Amas de grains blancs de carbure double.

Attaques à l'acide picrique.
G = 200 d.



Phot. 47. — Le même acier.
Trempé à 1.100° *à l'air*.
Les grains de carbure sont partiellement dissous.



Phot. 48. — Le même acier.
Trempé à 1.100° *dans l'eau* à + 15°.
Les grains de carbure sont encore moins abondants.
On voit des polyèdres blancs de fer γ.

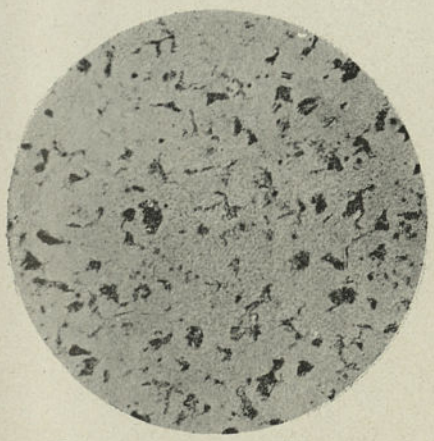
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ACIERS AU CHROME

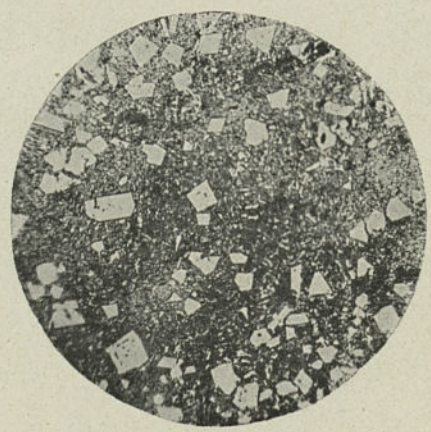
Phot. 49. — C = 0,900, Cr = 18,6.
Recuit à 1.200° pendant huit heures.
Les grains de carbure forment le bord de polyèdres, tandis qu'avant recuit ils étaient dispersés dans la masse.
G = 200 d.
Attaque à l'eau régale.

Phot. 50. — C = 1,360, Cr = 40,2.
Recuit à 1.300° pendant quatre heures.
Le carbure, d'abord disséminé, paraît former ici un eutectique.
G = 200 d.
Attaque à l'eau régale.

ACIERS AU TUNGSTÈNE



Phot. 51. — C = 0,110, W = 0,94.
Normal.
Perlite et ferrite.
G = 200 d.
Attaque à l'acide picrique.

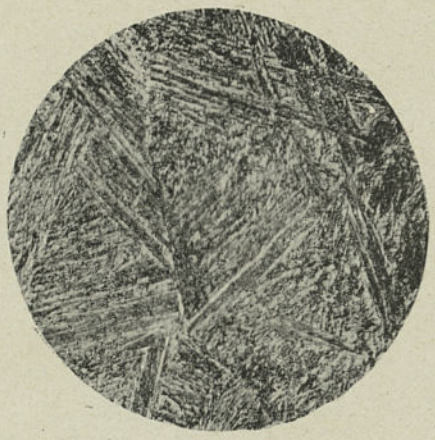


Phot. 52. — C = 0,867, W = 39,96.
Cet acier n'a pas pu être laminé.
Cristaux de carbure double.
G = 200 d.
Attaque à l'acide picrique.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ACIERS AU MOLYBDÈNE

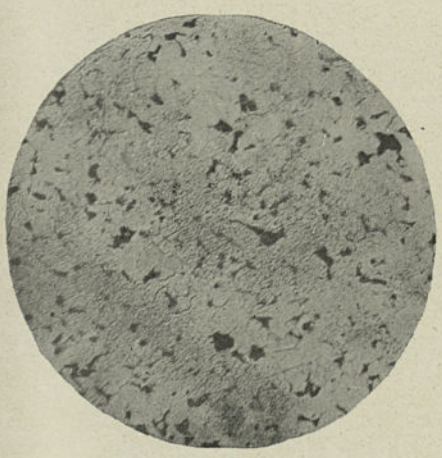
Phot. 53. — C = 0,289, Mo = 4,50.
Recuit à 1.200° et refroidi à l'air.
Troostite.
G = 200 d.



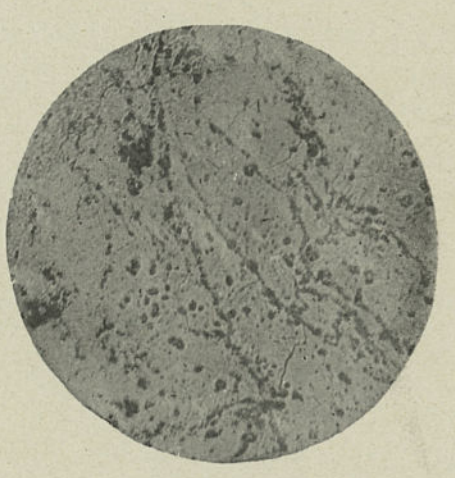
Phot. 54. — C = 0,735, Mo = 0,50.
Recuit à 1.200° et refroidi à l'air.
Martensite grossière.
G = 200 d.

Attaques à l'acide picrique.

ACIERS AU VANADIUM



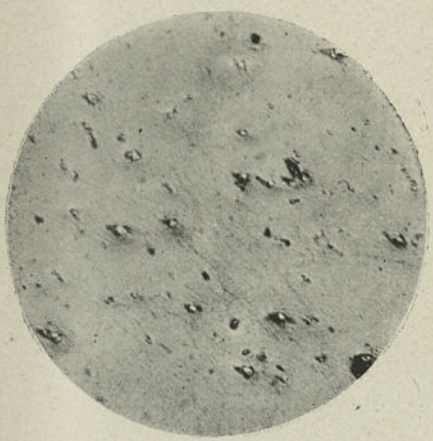
Phot. 55. — C = 0,014, Va = 0,291.
Normal.
Perlite et ferrite.



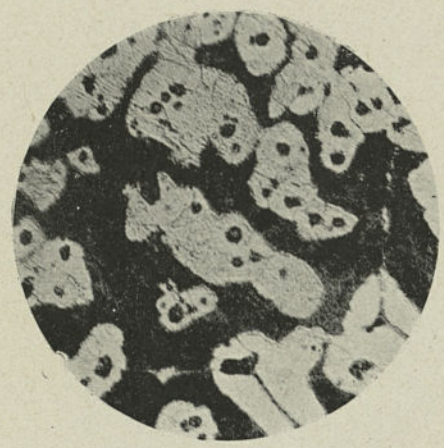
Phot. 56. — C = 0,130, Va = 7,40.
Normal.
Grains de carbure.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ACIERS AU VANADIUM



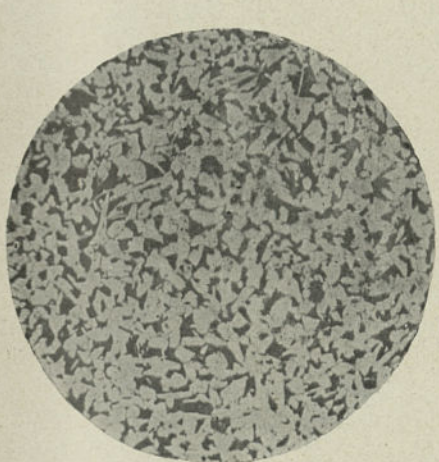
Phot. 57. — C = 0,120, Va = 10,27.
Recuit à 1.200° pendant quatre heures,
ou trempé à 1.200°.
Carbure respecté.



Phot. 58. — C = 0,950, Va = 2,89.
Acier perlitique à l'état normal.
Recuit à 1.200° pendant quatre heures.
Graphite précipité.

Attaques à l'acide picrique.
G = 200 d.

ACIERS AU SILICIUM

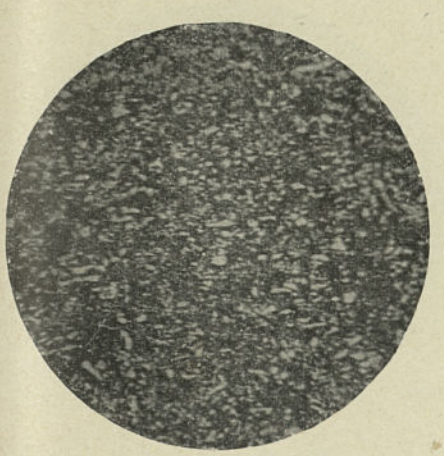


Phot. 59. — C = 0,208, Si = 0,409.
Normal.
Perlite et ferrite.

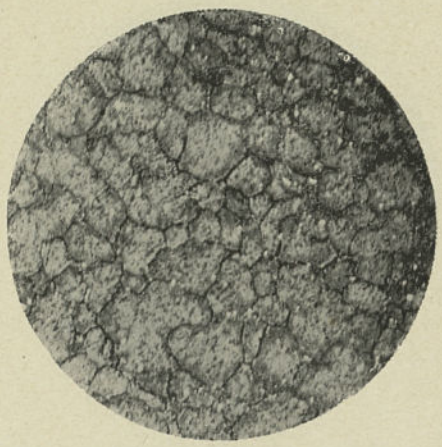
Phot. 60. — C = 0,277, Si = 5,12.
Recuit pendant deux heures à 900°.
Graphite.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

ACIERS A COUPE RAPIDE

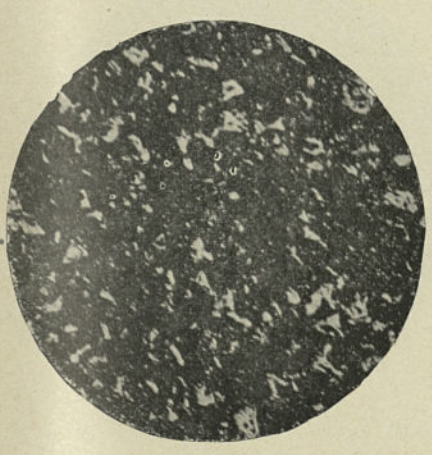


Phot. 61. — Acier à coupe rapide.
Normal.

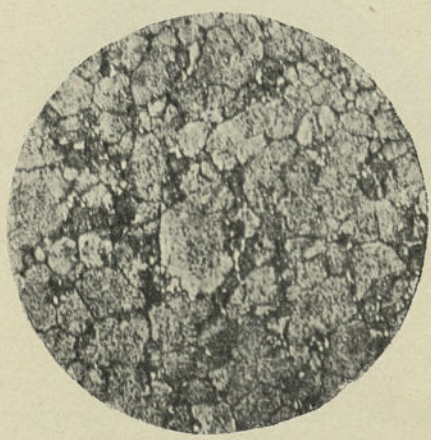


Phot. 62. — Le même acier.
Trempé à l'air à 1.200°.

Attaques à l'acide picrique.
G = 200 d.



Phot. 63. — Autre acier à coupe rapide.
Normal.



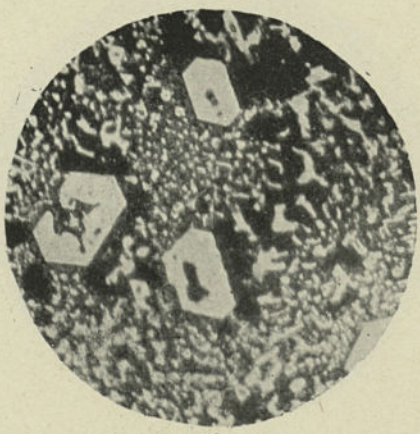
Phot. 64. — Le même acier.
Trempé à l'air à 1.200°.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Phot. 65. — Spiegel.
Cémentite spéciale et perlite.
Attaque à l'acide picrique.
G = 50 d.

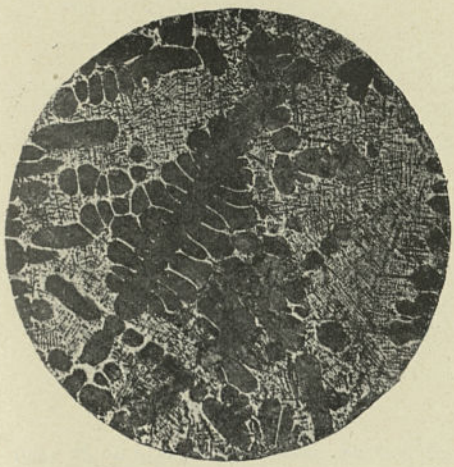
Phot. 66. — Fonte au nickel : C = 1,69, Ni = 5,88.
Cémentite et fer γ.
Attaque à l'acide picrique.
G = 200 d.

Phot. 67. — Fonte au nickel : C = 1,69, Ni = 5,88.
Cémentite et fer γ.
Attaque au picrate.
G = 200 d.

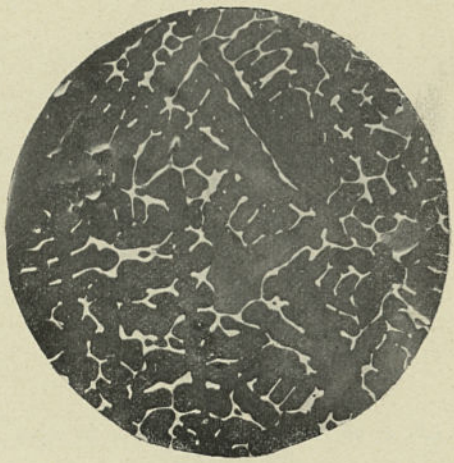


Phot. 68. — Ferrochrome : C = 5, Cr = 65.
Attaque à l'eau régale diluée.
G = 200 d.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1



Phot. 69. — Alliage cuivre-étain : Sn = 3,7.
Trempé à 1.025°.
Attaqué par HCl + $FeCl^3$.
α primaire noir.
G = 45 d.



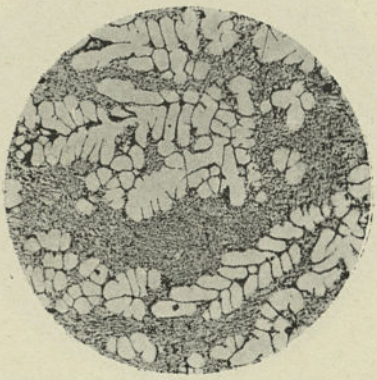
Phot. 70. — Alliage cuivre-étain : Sn = 3,7.
Trempé à 957°.
Attaqué par HCl + $FeCl^3$.
α noir dans liquide.
G = 10 d.

Micrographies de MM. Heycock et Neville
(*Philosophical Magazine*, janvier 1904).

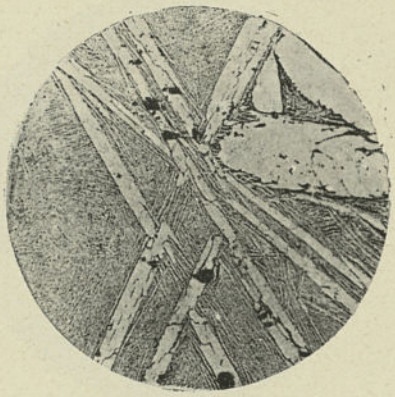
Phot. 71. — Alliage cuivre-étain : Sn = 7,2.
Trempé à 800°.
Attaqué par HCl.
α homogène.
G = 45 d.

Phot. 72. — Alliage cuivre-étain : Sn = 25,5.
Trempé à 750°.
Attaqué par HCl + $FeCl^3$.
Cristaux primaires noirs de β.
G = 45 d.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1



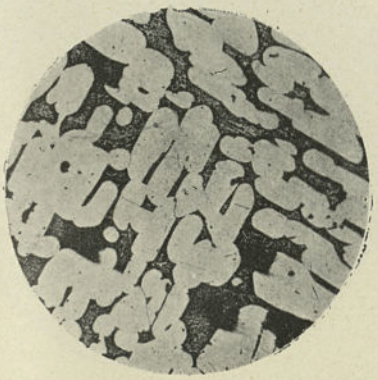
Phot. 73. — Alliage cuivre-étain : Sn = 47,9.
Trempé à 676°.
γ primaire.
G = 45 d.



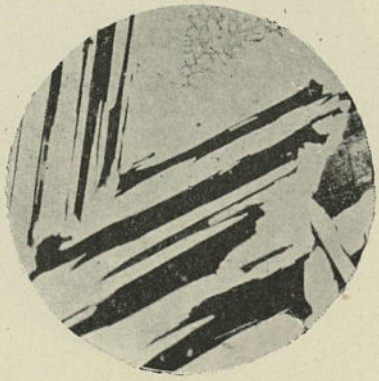
Phot. 74. — Alliage cuivre-étain : Sn = 57,5.
Trempé à 600°.
η primaire.
G = 18 d.

Attaques à HCl + $FeCl^3$.

Micrographies de MM. Heycock et Neville
(*Philosophical Magazine*, janvier 1904).

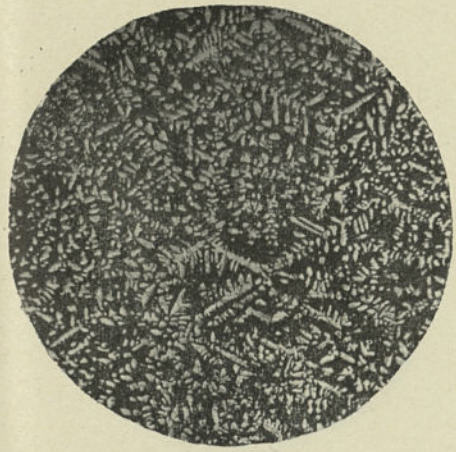


Phot. 75. — Alliage cuivre-étain : Sn = 53,35.
η primaire après recuit à 445°
pendant 70 heures.
G = 45 d.

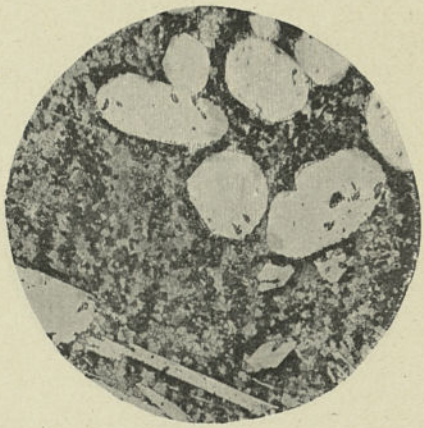


Phot. 76. — Alliage cuivre-étain : Sn = 33,15.
Trempé à 590°.
η noir, δ blanc.
G = 45 d.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

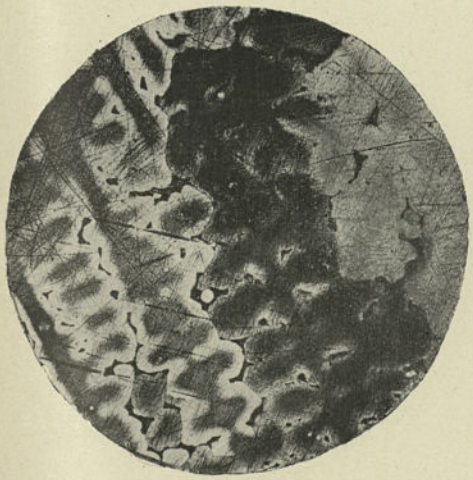


Phot. 77. — Alliage cuivre-étain : Sn = 27,65.
Trempé à 450°.
δ blanc dans C′ complexe.
Attaque par HCl + $FeCl^3$.
G = 250 d.

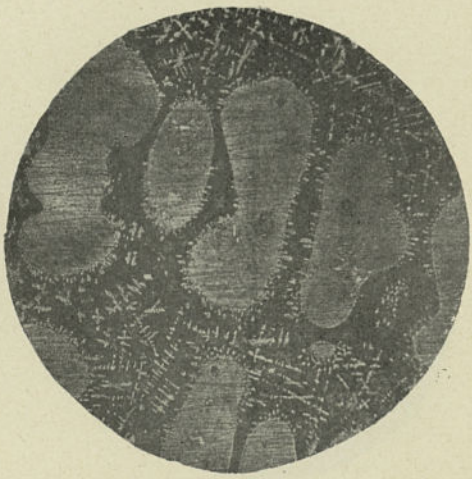


Phot. 78. — Alliage cuivre-étain : Sn = 91,3.
Chauffé 21 jours, à 350°.
Deux types de cristaux de H dans l'eutectique.
Attaque par HCl + $FeCl^3$.
G = 45 d.

Micrographies de MM. Heycock et Neville
(*Philosophical Magazine*, janvier 1904).

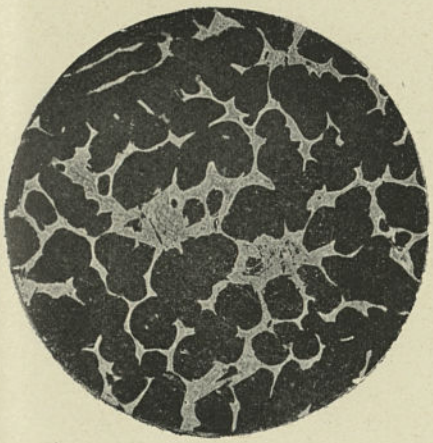


Phot. 79. — Alliage cuivre-étain : Sn = 7,2.
Trempé à 800°.
Noyaux dans α.
Attaque à HCl.
G = 18 d.



Phot. 80. — Alliage cuivre-étain : Sn = 15,6.
Trempé à 880°.
α entouré de liquidus.
Attaque par HCl + $FeCl^3$.
G = 120 d.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

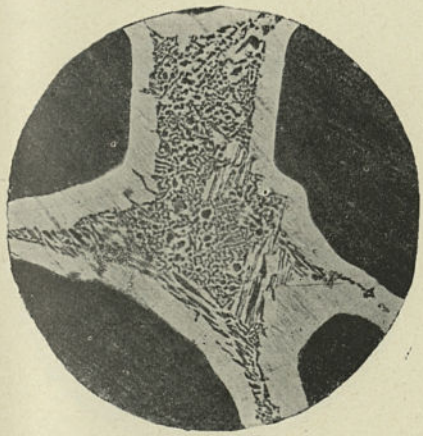


Phot. 81. — Alliage cuivre-étain : Sn = 15,6.
Trempé à 470°.
α noir et C′ complexe blanc.
G = 18 d.

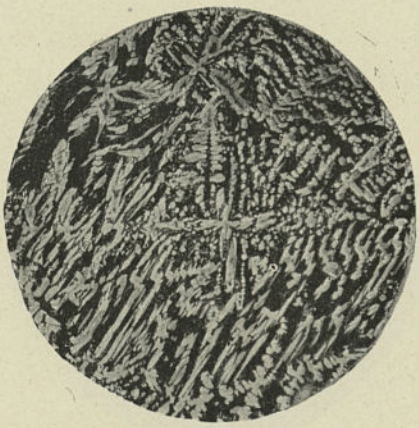
Phot. 82. — Alliage cuivre-étain : Sn = 15,6.
Trempé à 546°.
β noir uniforme ; liséré blanc de δ.
α en dehors.
G = 280 d.

Attaques par HCl + $FeCl^3$.

Micrographies de MM. Heycock et Neville
(*Philosophical Magazine*, janvier 1904).

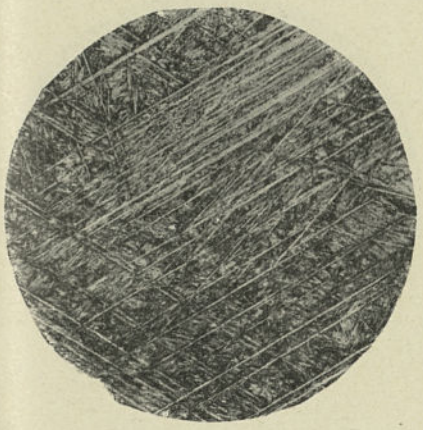


Phot. 83. — Alliage cuivre-étain : Sn = 15,6.
Trempé à 470°.
Tache de C′ complexe, bordée de δ.
α en dehors.
G = 280 d.

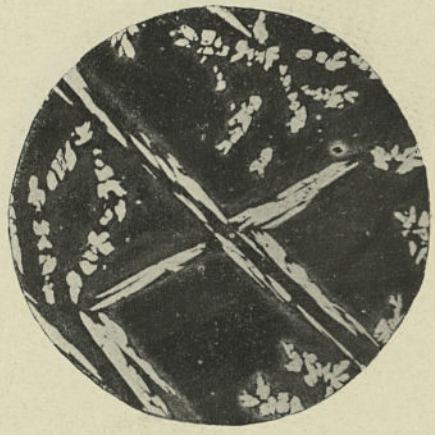


Phot. 84. — Alliage cuivre-étain : Sn = 22,5.
Trempé à 558°.
α blanc nouveau, β noir.
G = 18 d.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1



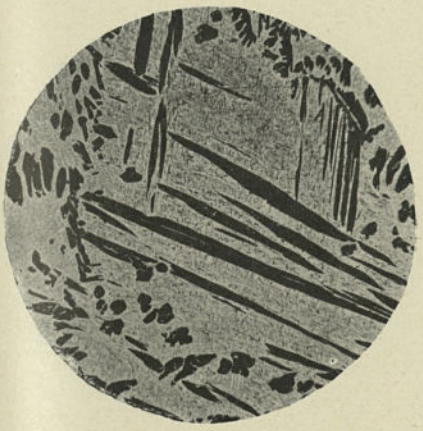
Phot. 85. — Alliage cuivre-étain : Sn = 23,3.
Trempé à 675°.
Attaqué par HCl + $FeCl^3$.
β strié.



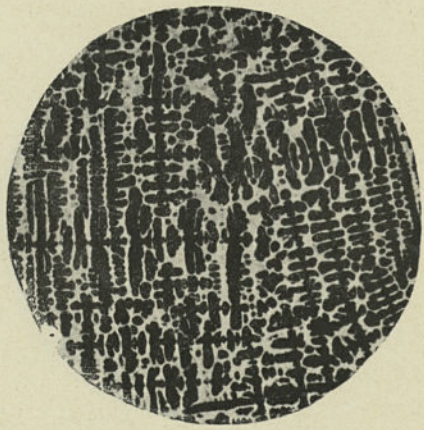
Phot. 86. — Alliage cuivre-étain : Sn = 23,3.
Trempé à 530°.
Attaqué par HCl + $FeCl^3$.
α blanc nouveau, β uniforme noir.

G = 18 d.

Micrographies de MM. Heycock et Neville
(*Philosophical Magazine*, janvier 1904).

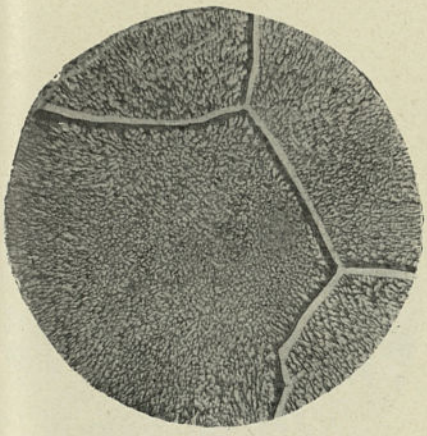


Phot. 87. — Alliage cuivre-étain : Sn = 23,3.
Trempé à 470°.
Attaqué par HCl + $FeCl^3$.
α noir, C' complexe blanc.

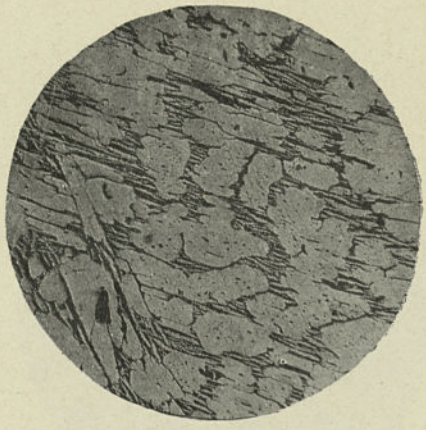


Phot. 88. — Alliage cuivre-étain : Sn = 27,65.
Trempé à 731°.
Attaqué par AzH^3.
β noir dans une matrice riche en étain.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1



Phot. 89. — Alliage cuivre-étain : Sn = 29,05.
Trempé à 501°.
δ.

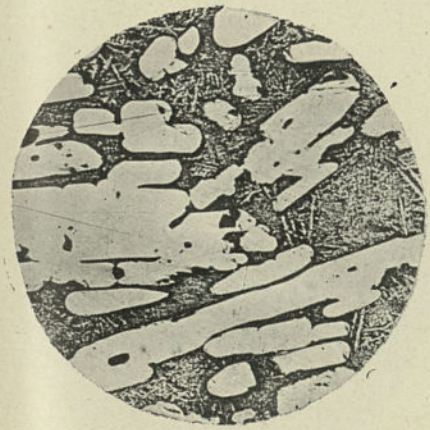


Phot. 90. — Alliage cuivre-étain : Sn = 47,9.
Trempé à 628°.
γ primaire.

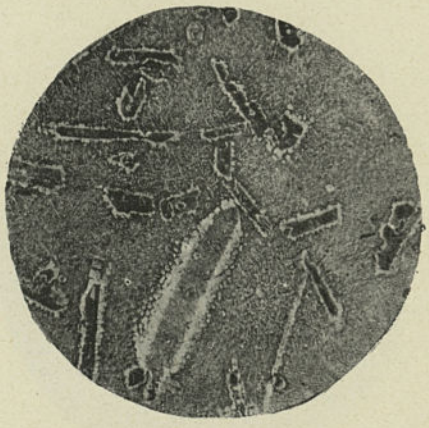
Attaques par HCl + $FeCl^3$.

G = 45 d.

Micrographies de MM. Heycock et Neville
(*Philosophical Magazine*, janvier 1904).



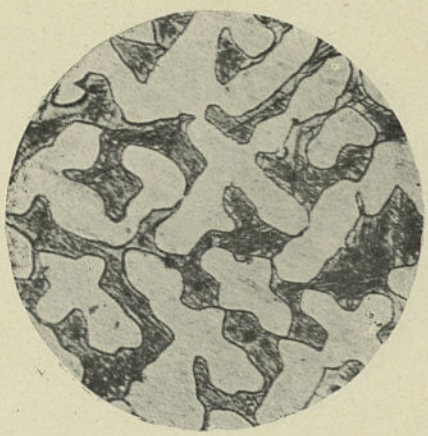
Phot. 91. — Alliage cuivre-étain : Sn = 65,1.
Recuit à 445° pendant 70 heures.
η primaire.



Phot. 92. — Alliage cuivre-étain : Sn = 83,5.
Trempé à 373°.
Plaques de η noir bordées de H blanc.

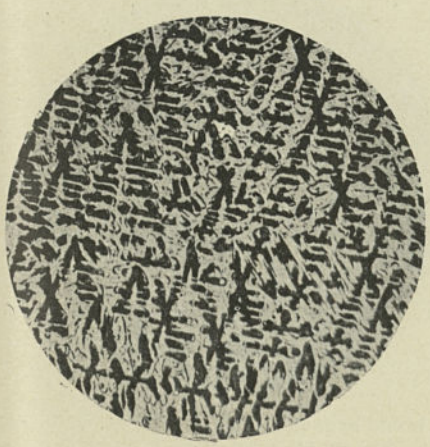
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Phot. 93. — Alliage cuivre-étain : Sn = 18,10.
Refroidi normalement.

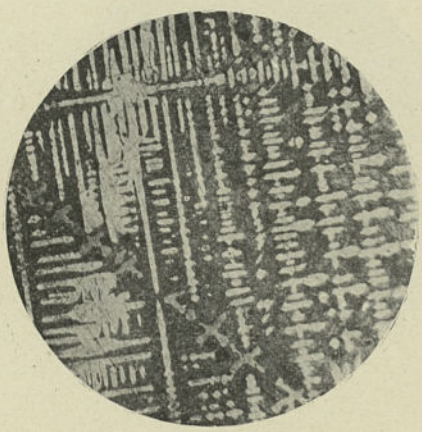


Phot. 94. — Le même.
Trempé à 750°.

Attaques au perchlorure de fer.
G = 200 d.



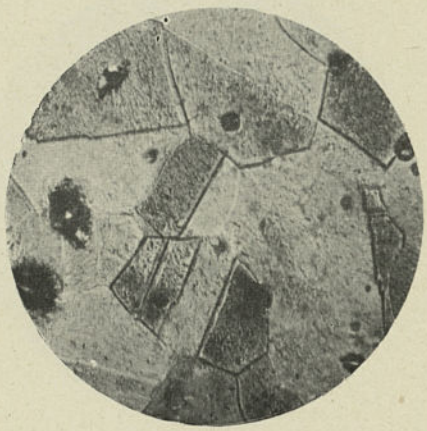
Phot. 95. — Alliage cuivre-étain : Sn = 20 0/0.
Refroidi normalement.



Phot. 96. — Le même.
Trempé à 750°.

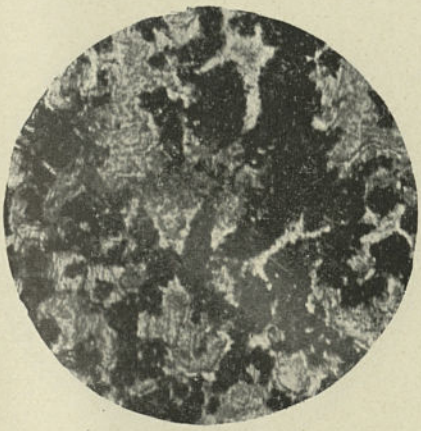
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Phot. 97. — Alliage cuivre-étain : Sn = 5 0/0.
Brut de coulée.

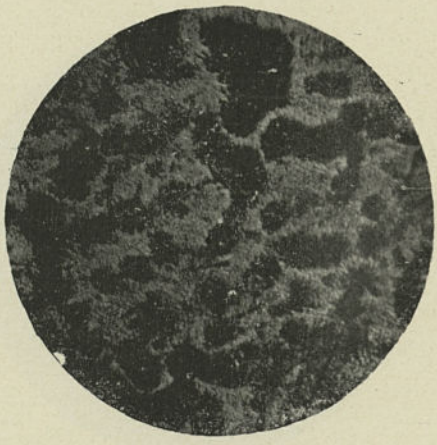


Phot. 98. — Le même.
Recuit.

Attaques à la solution ammoniacale d'oxyde de cuivre.
G = 200 d.

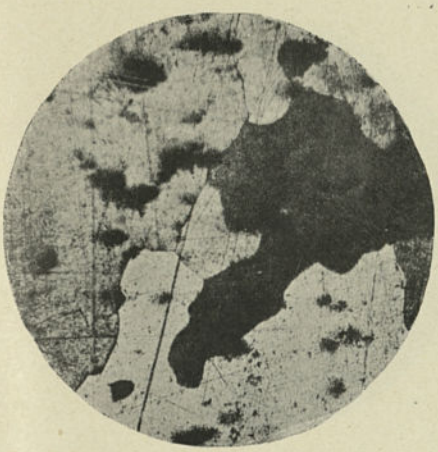


Phot. 99. — Bronze au plomb et au nickel.
Cu = 64, Sn = 5, Pb = 30, Ni = 1.
Refroidi un peu trop lentement.



Phot. 100.
Bronze au plomb et au nickel.
Cu = 66, Sn = 8, Pb = 25, Ni = 1.
Refroidi un peu trop lentement.

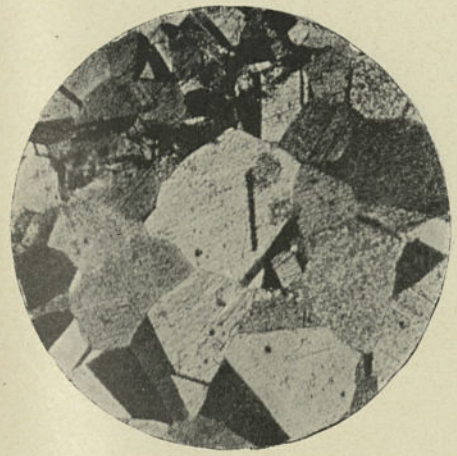
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1



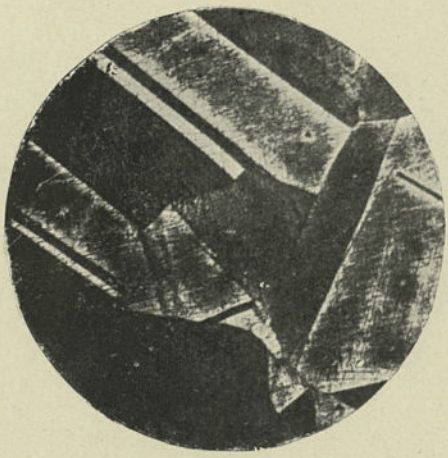
Phot. 101. — Laiton de planches.
Cu = 67, Zn = 33.
Brut de coulée.

Phot. 102. — Le même.
Recuit à bonne température.

Attaques à la solution ammoniacale d'oxyde de cuivre.
G = 200 d.

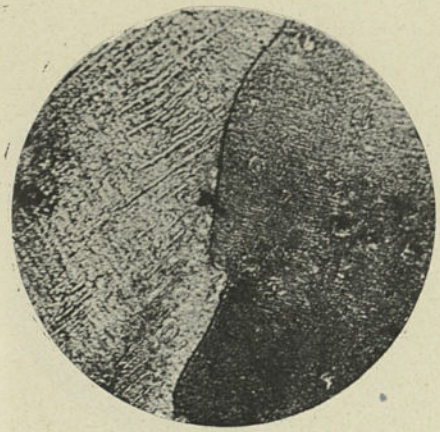


Phot. 103. — Le même.
Recuit à trop haute température.

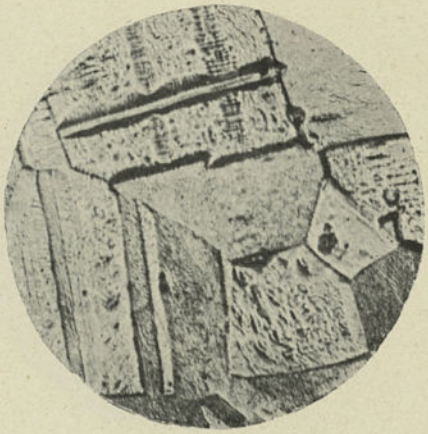


Phot. 104. — Le même.
Recuit à beaucoup trop haute température.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

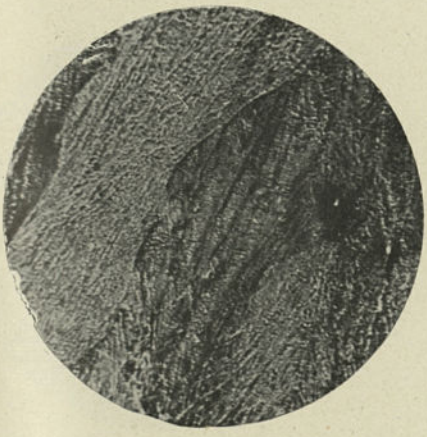


Phot. 105. — Alliage cuivre-zinc : Cu = 67.
Brut de coulée.

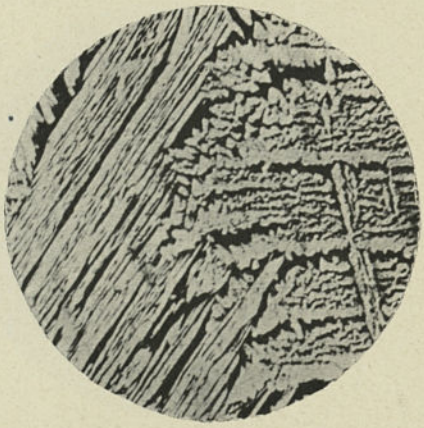


Phot. 106. — Le même.
Etiré et recuit.

Attaques à la solution ammoniacale d'oxyde de cuivre.
G = 200 d.



Phot. 107. — Le même écroui.



Phot. 108. — Alliage cuivre-zinc : Cu = 58.
Coulé et refroidi rapidement.

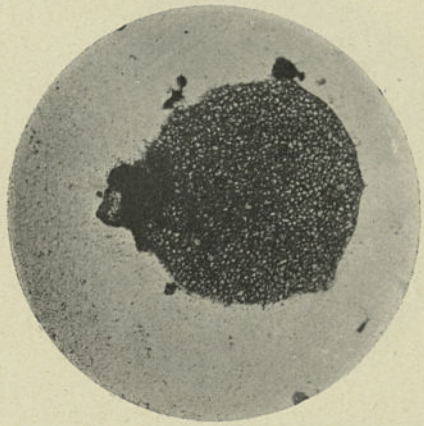
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Phot. 109. — Le même.
Coulé avec refroidissement lent.
G = 200 d.

Phot. 110. — Le même.
Ecroui.
G = 200 d.

Attaques à la solution ammoniacale d'oxyde de cuivre.

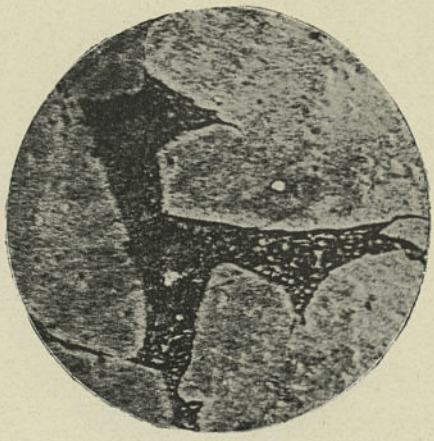
Phot. 111. — Le même.
Ecroui et recuit.
G = 200 d.



Phot. 112. — Fil de laiton très écroui.
Cu = 58.
G = 50 d.

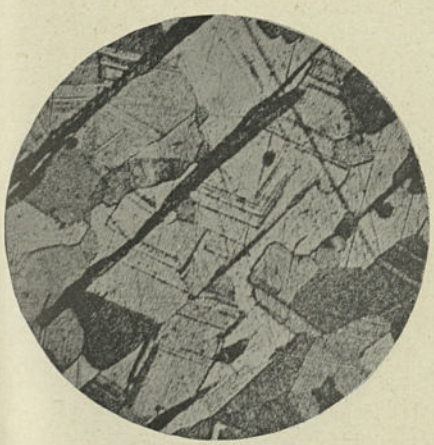
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Phot. 113. — Alliage cuivre-aluminium : Al = 10,5.
Constituant α + constituant β.
G = 100 d.



Phot. 114. — Alliage cuivre-aluminium : Al = 9,8.
Constituant β à fort grossissement.
G = 200 d.

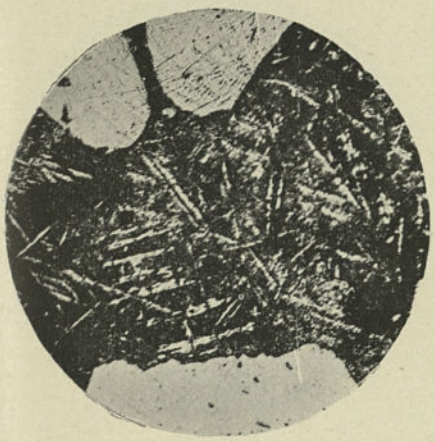
Attaques au perchlorure de fer en solution chlorhydrique.



Phot. 115. — Alliage cuivre-aluminium : Al = 9,2.
Recuit à 800°, pendant quatre heures.
Constituant α (polyèdres) et constituant β (en bandes).

Phot. 116. — Alliage cuivre-aluminium : Al = 9,8.
Trempé à 600°.
G = 50 d.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

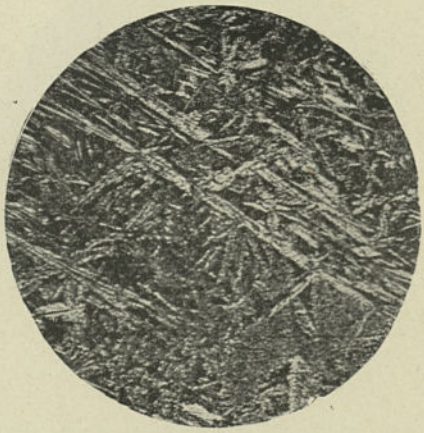


Phot. 117. — Le même à un plus fort grossissement. G = 200 d.

Phot. 118. — Alliage cuivre-aluminium : Al = 9,8. Trempé à 750°. G = 50 d.

Attaques au perchlorure de fer en solution chlorhydrique.

Phot. 119. — Alliage cuivre-aluminium : Al = 9,8. Trempé à 900°. G = 50 d.



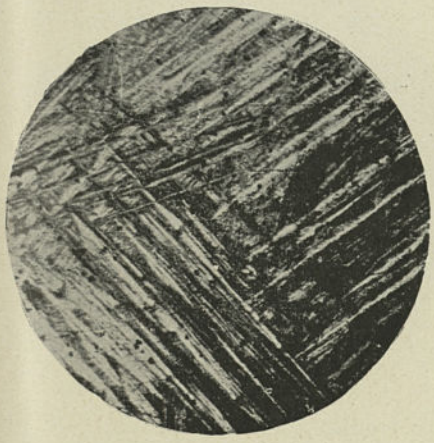
Phot. 120. — Alliage cuivre-aluminium : Al = 9,8. Trempé à 950°. G = 200 d.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

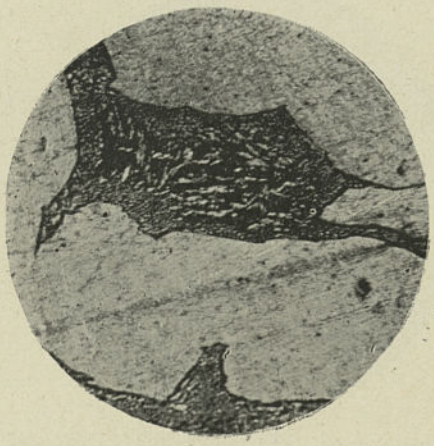
Phot. 121. — Alliage cuivre-aluminium : Al = 11,9.
Trempé à 600°.
G = 200 d.

Phot. 122. — Alliage cuivre-aluminium : Al = 11,9.
Trempé à 750°.
G = 200 d.

Attaques au perchlorure de fer.

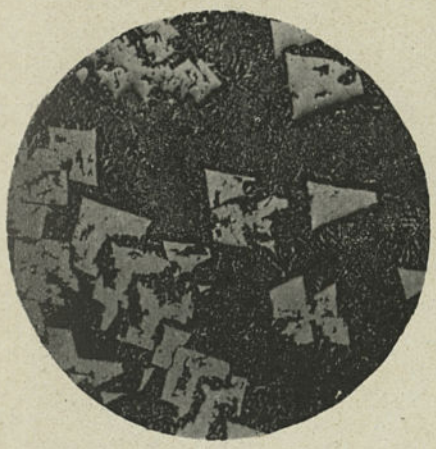


Phot. 123. — Alliage cuivre-aluminium : Al = 11,9.
Trempé à 900°.
G = 50 d.



Phot. 124. — Alliage cuivre-aluminium : Al = 9.
Constituant α + constituant β + constituant γ.
Trempé à 600° et revenu à 300°.
G = 200 d.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1



Phot. 125.—Antifriction de la Compagnie du Nord.
Sn = 11,60, Sb = 15,50, Pb = 72,80, Zn = traces.
G = 50 d.

Phot. 126.— Antifriction de la Compagnie de l'Est.
Sn = 82,22, Sb = 11,36, Pb = 0,77, Cu = 5,58.
G = 50 d.

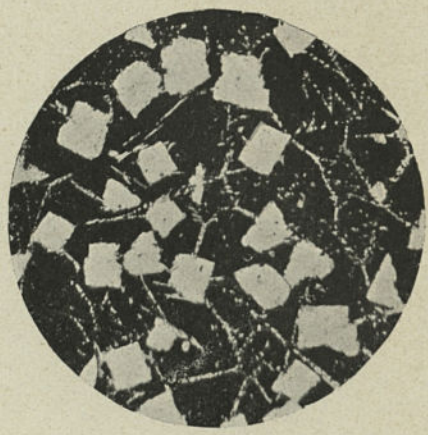
Attaques à l'acide chlorhydrique étendu.

Phot. 127. — Antifriction de la Compagnie P.-L.-M.
2e titre, et métal Wohler de la Compagnie de l'Est.
Cu = 5,555, Sn = 83,333, Sb = 11,111.
Garniture de coussinets de boîtes à huile.
G = 50 d.

Phot. 128. — Même antifriction que le précédent
à plus fort grossissement.
G = 200 d.

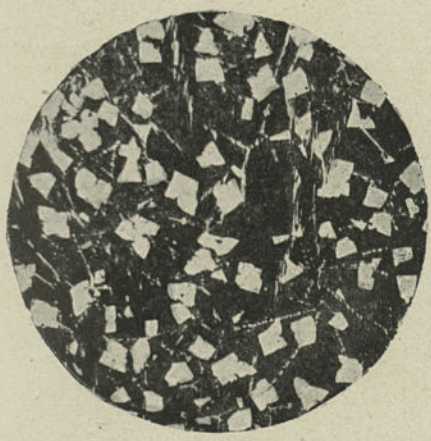
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Phot. 129. — Antifriction refroidi très lentement.

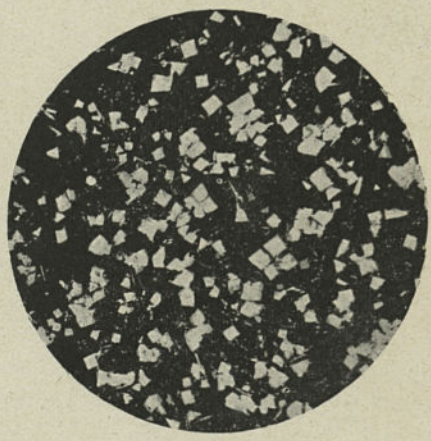


Phot. 130. — Le même refroidi moins lentement.

Attaques à l'acide chlorhydrique étendu.
G = 50 d.



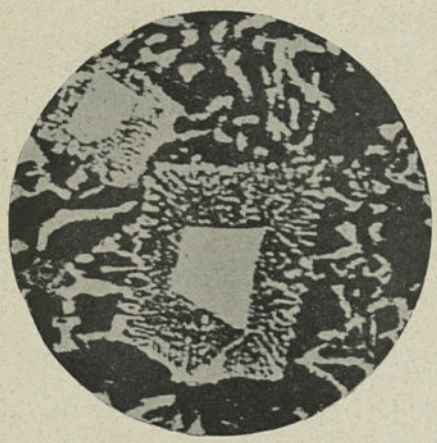
Phot. 131. — Le même refroidi plus rapidement.



Phot. 132. — Le même refroidi très rapidement.

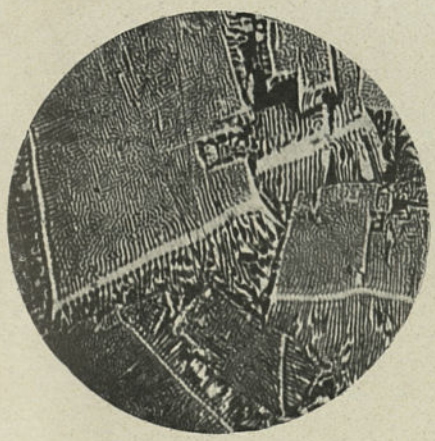
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Phot. 133. — Sn = 14, Pb = 76, Sb = 10. Montrant des cristaux mal formés et remplis partiellement d'eutectique. G = 200 d.

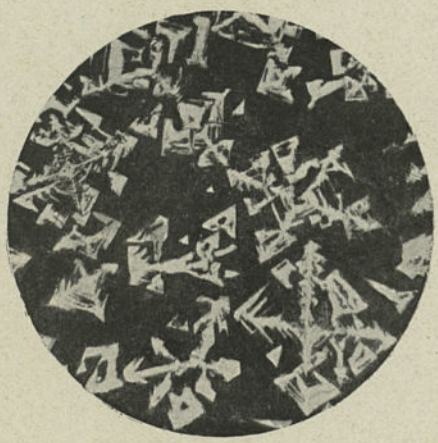


Phot. 134. — Antifriction montrant les cristaux entourés d'eutectiques secondaire et tertiaire. G = 200 d.

Attaques à l'acide chlorhydrique étendu.

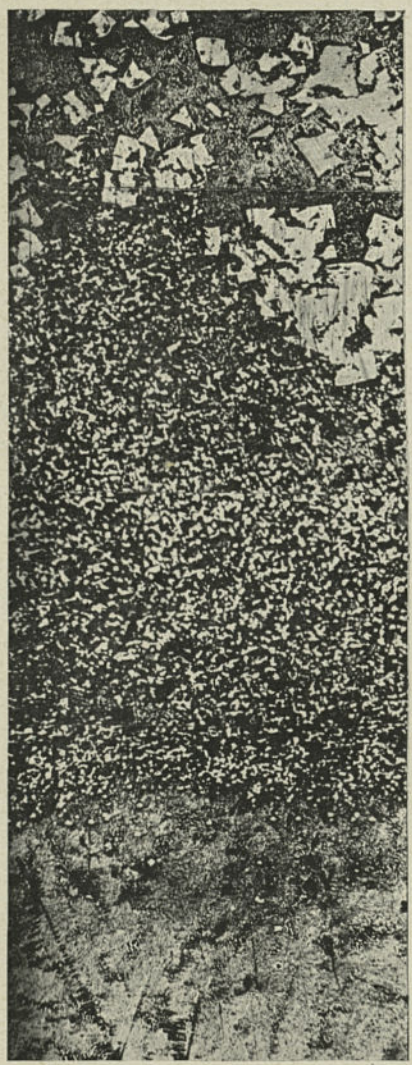


Phot. 135. — Antifriction montrant des cristaux mal formés.



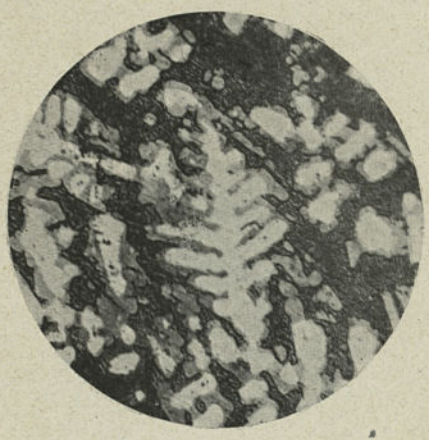
Phot. 136. — Antifriction montrant des cristaux mal formés.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1



Phot. 137. — Bande représentant la coupe d'un antifriction coulé dans un moule métallique refroidi à la partie inférieure (à + 10°) et chauffé à la partie supérieure (+ 100°). On voit l'influence de la vitesse de refroidissement.

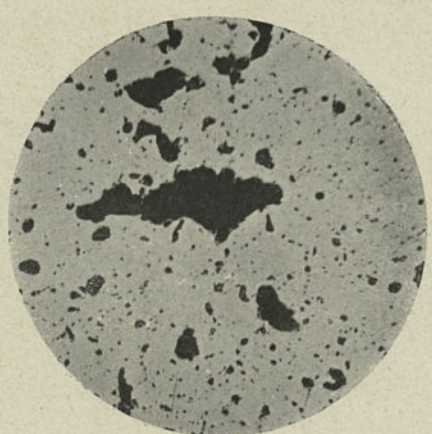
IRIS - LILLIAD - Université Lille 1



Phot. 138. — Alliage cuivre-cadmium montrant trois constituants. Alliage hors d'équilibre. G = 200 d.

Phot. 139. — Alliage manganèse-étain montrant trois constituants. Alliage hors d'équilibre. G = 200 d.

Phot. 140. — Alliage Ni = 50, Pb = 50 montrant le passage des deux couches après simple polissage. G = 50 d.

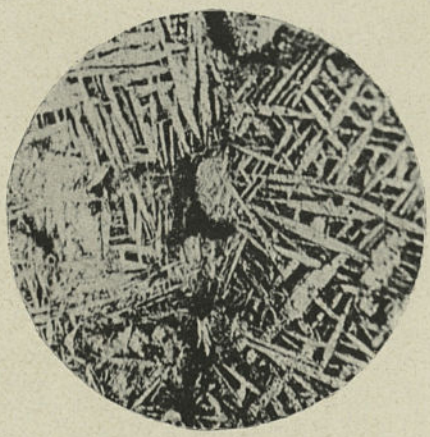


Phot. 141. — Alliage Ni = 90, Pb = 10. Grains noirs d'eutectique sur fond clair de Ni après simple polissage. G = 50 d.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Phot. 142. — Alliage Ni = 49, Sn = 51.
Refroidi lentement.
G = 200 d.

Phot. 143. — Le même trempé à 1.000.
Transformation du constituant noir.
G = 200 d.



Phot. 144. — Micrographie montrant
la transformation de β
après trempe.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

TABLE DES MICROGRAPHIES

ALLIAGES DE FER ET DE CARBONE

	Nos des photos.
Ferrite, scories et traces de perlite	1
Perlite	2 et 3
— et un peu de ferrite	4
Cellules bordées de cémentite et remplies de perlite	5
Cémentite libre	6
— colorée au picrate	7
Fonte blanche, cémentite (parties blanches) et perlite (parties noires)	8
— grise	9 à 12
— blanche	13 à 17
Eutectique cémentite-fer	18
Acier trempé à bonne température. Martensite pure	19
— très carburé, trempé à très haute température dans un bain à 0°. Austenite et troosto-sorbite	20
Acier trempé à trop basse température. Troostite	21
— — Troostite et martensite	22
Troostite et fond de martensite	23
— et martensite	24
Acier estampé brut	25
— — recuit	26
— coulé brut	27
— — recuit	28
— surchauffé (Perlite grossière)	29
— à 0,3 0/0, carbone trempé et revenu à 500°	30
Eprouvette de traction, avant essai	31
— après rupture	32

ACIERS SPÉCIAUX

Aciers au nickel.

Acier normal. Perlite et ferrite	33
— — Martensite	34
— — Polyèdres de fer γ ; amas de martensite	35
— — — avec clivages	36

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Nos des photos.
Trempé à 800°. . . . . 37 et 38
Recuit à 900° . . . . . 39 et 40
Normal. . . . . 41 à 44

Aciers au chrome.

Normal. Troostite avec un peu de martensite. 45
— Amas de grains blancs de carbure double 46
Trempé à 1.100° *à l'air* 47
— — *dans l'eau* à + 15° 48
Recuit à 1.200° pendant huit heures. 49
— 1.300° — quatre heures 50

Aciers au tungsténe.

Normal. Perlite et ferrite 51
Cristaux de carbure double 52
Recuit à 1.200° et refroidi à l'air. Troostite 53
— — Martensite grossière 54
Normal. Perlite et ferrite 55
— Grains de carbure. 56
Recuit à 1.200° pendant quatre heures ou trempé à 1.200° 57
Acier perlitique à l'état normal. Recuit à 1.200° pendant quatre heures . . 58
Normal. Perlite et ferrite 59
Recuit pendant deux heures à 900° 60

Aciers à coupe rapide.

Normal. . . . . 61 et 63
Trempé à l'air à 1.200° . . . . . 62 et 64

Alliages de fer et de carbone.

Attaque à l'acide picrique 65
Fonte au nickel . . . . . 66 et 67
Ferrochrome 68

Alliages de cuivre et d'étain.

Alliages cuivre-étain . . . . . 69 à 98

Bronze.

Bronze au plomb et au nickel . . . . . 99 à 100

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

Alliages de cuivre et de zinc.

Nos des photos.
Laiton de planches . . . . . 101 à 104
Alliage cuivre-zinc . . . . . 105 à 111
Fil de laiton très écroui 112
Alliage cuivre-aluminium . . . . . 113 à 114

Antifrictions.

De la Compagnie du Nord 125
— de l'Est 126
— de Paris-Lyon-Méditerranée . . . . . 127 et 128
Refroidi très lentement 129
— moins lentement 130
— plus rapidement. 131
— très rapidement. 132
Montrant des cristaux. . . . . 133 à 136
Coulé dans un moule métallique. 137

Alliages divers.

Alliages divers. . . . . 138 à 144

Tours. — Imprimerie Deslis Frères.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1

En vente à la Librairie H. DUNOD et E. PINAT, Éditeurs

49, QUAI DES GRANDS-AUGUSTINS, PARIS (VIe)

Revue de métallurgie, fondée en janvier 1904, publiée sous la direction de MM. Henry Le Chatelier et Léon Guillet, par livraisons mensuelles d'environ 100 pages, grand format, comprenant de nombreuses figures. Prix des abonnements annuels partant du 1er janvier : France, 36 fr.; étranger, 40 fr.; le numéro..... 4 fr. 50

Les alliages métalliques. Étude théorique, par L. Guillet, professeur au Conservatoire des Arts et Métiers. In-8° 16 × 25 de 240 pages avec 117 figures. Broché, 7 fr. 50; cartonné..... 9 fr.

Notions de chimie-physique. Loi des phases. Courbes et surfaces de fusibilité. Courbes de refroidissement. Métallographie microscopique. Résistance électrique. Thermoélectricité. Magnétisme. Dilatations. Propriétés mécaniques. Densités. Chaleurs spécifiques. Force électromotrice de dissolution. Étude chimique des alliages. Chaleurs de formation. Applications de la loi des phases. Conclusions.

Les alliages métalliques. Étude industrielle, par L. Guillet, professeur au Conservatoire des Arts et Métiers. In-8° 16 × 25 de 1.180 pages avec 210 figures et un atlas 16 × 25 de 102 planches reproduisant 403 micrographies. Broché, 40 fr.; cartonné..... 43 fr. 50

Les métaux industriels. Généralités sur les alliages. Traitement des alliages. Alliages de fer et de carbone. Aciers. Fontes (étude théorique et industrielle). Aciers spéciaux. Alliages utilisés en sidérurgie. Autres alliages de fer. Alliages de cuivre et d'étain. Bronzes ordinaires. Bronzes spéciaux. Alliages de cuivre et de zinc. Laitons spéciaux. Cuivre. Aluminium. Bronzes d'aluminium. Autres alliages de cuivre. Alliages d'étain; de plomb; de cadmium; de zinc; d'antimoine; de bismuth. Antifrictions. Alliages de nickel; de cobalt; d'aluminium; de magnésium; de mercure. Amalgames. Alliages d'argent. Alliages d'or. Alliages de platine et des métaux de la mine du platine. Alliages de manganèse. Alliages divers. Résumé (tables et tableaux). Appendices divers. Types de cahier des charges. Table alphabétique des matières.

Les aciers spéciaux, par Léon Guillet, professeur au Conservatoire des Arts et Métiers, avec préface de H. Le Chatelier, membre de l'Institut. 2 volumes se vendant séparément.

T. I. *Aciers au nickel. — Aciers au manganèse. — Aciers au silicium.* In-4° 22 × 28 de 100 pages avec 28 figures..... 10 fr.

Micrographie des aciers au nickel. Microstructure des aciers bruts, trempés, recuits, écrouis, refroidis. Cémentation et décarburation. Essais de régénération des aciers au nickel transformés. *Propriétés mécaniques des aciers au nickel.* Essais sur barreaux bruts de forge, sur aciers trempés. *Nouvelles recherches sur les aciers au nickel. Micrographie des aciers au manganèse :* aciers bruts, recuits, trempés, refroidis, cémentés. *Propriétés mécaniques des aciers au manganèse. Nouvelles recherches. Micrographie des aciers au silicium.* Propriétés mécaniques. Conclusions.

T. II. *Aciers au chrome, au tungstène, au molybdène, à l'étain, au titane, au vanadium, à l'aluminium, au cobalt.* In-4° 22 × 28 de 133 pages avec 170 figures..... 10 fr.

Examen et étude de chacun des aciers indiqués, au point de vue de la structure microgrophique, de la ténacité, de la limite élastique, de l'allongement de rupture, de la striction, de la fragilité sur les barreaux entaillés, de la dureté à la bille de Brinell. Comparaison des propriétés et classification des aciers ternaires.

Recherches sur les aciers au nickel à hautes teneurs, par L. Dumas, ing. des Arts et Manufactures, ing.-conseil, ancien chef du service métallurgique de la Société de Commentry-Fourchambault et Decazeville. In-8° 16 × 25 de 208 pages avec 13 figures..... 6 fr.

Fabrication de l'acier, par H. Noble, ingénieur des Arts et Manufactures. In-8° 16 × 25 de x-604 pages avec 94 figures et 9 planches. Broché, 25 fr.; cartonné..... 26 fr. 50

Métallurgie du zinc, par A. Lodin, ingénieur en chef des Mines. In-8° 16 × 25 de 810 pages avec 25 planches et 275 figures. Broché. 35 fr.

Tours. — Imprimerie Deslis Frères.

IRIS - LILLIAD - Université Lille 1