

LEÇONS
SUR LES
ALLIAGES MÉTALLIQUES

LEÇONS
SUR LES
ALLIAGES
MÉTALLIQUES

PAR

J. CAVALIER

PROFESSEUR HONORAIRE A LA FACULTÉ DES SCIENCES
DE L'UNIVERSITÉ DE RENNES
RECTEUR DE L'ACADÉMIE DE POITIERS

PARIS

VUIBERT ET NONY ÉDITEURS

63, BOULEVARD SAINT-GERMAIN, 63

—
1909

(Tous droits de Reproduction et de Traduction réservés pour tous pays)

AVERTISSEMENT

La science des alliages métalliques a été l'objet, depuis une vingtaine d'années, d'un nombre considérable de travaux qui l'ont totalement renouvelée.

D'une part, les exigences, chaque jour plus grandes et aussi plus précises, de l'industrie moderne ont conduit à multiplier considérablement les produits nouveaux devant répondre avec exactitude à des besoins bien déterminés. D'autre part et surtout, on a entrepris d'étudier systématiquement les propriétés des alliages, leur nature chimique ou constitution, et les rapports entre cette constitution et les propriétés utiles.

Ces études, dont beaucoup ont été poursuivies dans des laboratoires industriels, ont été rendues possibles par l'état d'avancement de la chimie générale théorique, en particulier par la connaissance des lois de l'équilibre chimique. Elles ont abouti à des méthodes générales, à des techniques nouvelles, qui sont applicables, et qui déjà ont été appliquées, non seulement aux alliages pour lesquels elles ont été établies, mais aussi à tous les solides qui, comme les alliages, sont des agrégats formés par la juxtaposition de petits éléments différents : silicates, sulfures, mélanges organiques, etc.

Par un retour fréquent dans l'histoire des sciences, ces travaux, souvent conçus tout d'abord dans un but pratique, en ouvrant ainsi une voie nouvelle à la « chimie des corps solides »,

a

ont puissamment contribué au développement de la science pure. Ils constituent aujourd'hui un chapitre essentiel de la chimie générale.

Aussi, bien que tous les résultats obtenus ne puissent pas encore être considérés comme définitifs, il est nécessaire que, dès maintenant, les principes fondamentaux de la Science des alliages prennent place dans l'enseignement. Les quelques lignes que lui consacrent les ouvrages généraux ne peuvent suffire. C'est ce qui m'a engagé à publier cet ouvrage, développement d'une série de leçons faites à la Faculté des sciences de Rennes, pour les candidats à l' « agrégation des Sciences physiques », les étudiants en « Chimie générale » et en « Chimie industrielle ».

Mon but n'a pas été d'être complet, de rassembler, même en résumé, l'ensemble de nos connaissances actuelles sur *tous* les alliages métalliques : ce travail a été déjà fait par M. Guillet dans un excellent et très important ouvrage (*Etude théorique et industrielle des Alliages métalliques*, Dunod, 1906) auquel, d'ailleurs, j'ai fait de fréquents emprunts.

Plus modestement, je me suis proposé de faire œuvre didactique, me bornant à exposer les principales méthodes et à les illustrer par des exemples.

Ce livre comprend ainsi, tout naturellement, deux parties :

La première est consacrée aux généralités : procédés généraux de préparation et d'étude ; étude chimique, métallographique, thermique ; propriétés physiques et mécaniques. On insiste sur les méthodes qui permettent d'arriver le plus rapidement et le plus sûrement à la connaissance de la constitution.

Dans cet exposé, je me suis efforcé de rester très élémentaire. J'ai même cru bon de rappeler, au fur et à mesure des besoins, toutes les notions de chimie physique strictement nécessaires

à mon objet, de manière à pouvoir être lu et compris par qui possède seulement les connaissances chimiques d'un ancien bachelier.

La seconde partie renferme l'étude particulière de quelques alliages. J'ai surtout voulu montrer, sur des exemples concrets, comment les méthodes générales ont été effectivement appliquées et ce qu'elles ont pu donner en réalité.

Si, pour des raisons faciles à comprendre, ces exemples ont été choisis, autant que possible, parmi les produits présentant quelque intérêt industriel, et si la plupart des groupes importants ont été ainsi passés en revue, je ne me suis pas astreint à faire une énumération complète de tous les alliages qui ont reçu une utilisation quelconque. Il m'a suffi de chercher à donner un exemple pour chacun des cas qui peuvent se présenter dans une étude systématique, en classant les chapitres à peu près par ordre de complexité croissante.

Ainsi, les alliages d'or et d'argent ont une constitution très simple ; on trouve des diagrammes plus compliqués dans le chapitre suivant (plomb, étain, antimoine), et surtout dans l'étude des alliages de cuivre (bronzes et laitons) qui montrent la fréquence des solutions solides. Avec les laitons spéciaux, s'introduit la loi d'équivalence. Les alliages d'aluminium montrent une forme particulière du diagramme de solidification. Les relations entre la constitution et les propriétés utiles, et l'intérêt industriel qui peut en résulter, trouvent un exemple frappant dans les alliages pour pièces frottantes. Enfin, les alliages fer-carbone, dont l'importance pratique est fondamentale, présentent des difficultés dans leur étude, par suite de l'existence d'un système labile.

Malgré l'obligation de simplifier, il a paru nécessaire de signaler l'incertitude et le provisoire de certaines conclusions, la contradiction de certains résultats ; il ne fallait pas laisser au lecteur la fausse impression d'une sécurité illusoire et d'une science qui serait terminée.

J'espère que ces pages seront utiles aux étudiants de nos Facultés et des Écoles spéciales. Peut-être aussi rendront-elles service à quelques industriels et pourront-elles les aider dans la lecture des nombreux mémoires qui paraissent chaque jour.

Je dois à l'extrême obligeance de M. Guillet, professeur au Conservatoire des Arts et Métiers, la plupart des photographies microscopiques qui m'étaient indispensables et que j'ai reproduites. Qu'il veuille bien accepter mes remerciements les plus cordiaux.

Je tiens également à remercier ici mes amis MM. Barré, Blanc, Bouzat et l'abbé Prost qui m'ont beaucoup aidé dans la correction des épreuves.

Poitiers, le 15 mars 1909.

TABLE DES MATIÈRES

PREMIÈRE PARTIE

CHAPITRE I

LES MÉTAUX INDUSTRIELS

	Pages.
Propriétés pratiques des métaux.	1
Fusibilité, 1. — Malléabilité. Ductilité, 2. — Résistance mécanique, 2. — Dureté, 3. — Résistance aux agents chimiques, 4.	
Circonstances qui influent sur les propriétés des métaux.	4
Influence des impuretés, 4. — Influence des traitements mécaniques et thermiques. Écrouissage. Recuit, 5.	
Structure des métaux.	6
Cristallisation des métaux, 7.	
<i>Relation entre la structure cristalline et les propriétés.</i>	8
Dimension des cristaux, 9. — Orientation des cristaux, 10. — Explication de l'écrouissage, 11.	
Principaux métaux industriels.	12
Métaux pouvant être employés seuls, 12. — Insuffisance des métaux purs. Alliages, 15. — Métaux employés seulement à l'état d'alliages, 16.	

CHAPITRE II

PRÉPARATION DES ALLIAGES

I. — Fusion simultanée des éléments constituants.	17
<i>Principe.</i>	17
Matières premières, 18.	

<i>Appareils</i>	18
<i>Creusets</i> , 19. — <i>Fours à réverbère</i> , 20. — <i>Cubilot</i> , 20. — <i>Fours électriques</i> , 21.	
<i>Comparaison des différents procédés de fusion</i>	25
II. — Cémentation	26
Principe de la cémentation. Diffusion dans les solides, 26.	
III. — Production de l'un ou de plusieurs des éléments constituants à partir de corps composés	28
Réduction par le charbon, 28. — Réduction par l'aluminium. Aluminothermie, 28.	
IV. — Affinage d'alliages plus complexes	29
V. — Procédés électrolytiques	31
Coulée et façonnage	31
Coulée, 31. — Moules, 32. — Défauts des alliages coulés, 32. — Travail mécanique, 34.	

CHAPITRE III

CONSTITUTION DES ALLIAGES

Les alliages sont des agrégats cristallins, souvent hétérogènes, 35. — Nature des cristaux élémentaires, 37. — Constitution chimique des alliages, 38. — Structure physique, 39. — Utilité d'étudier la constitution des alliages, 39. — Méthodes pour étudier la constitution des alliages, 40.

CHAPITRE IV

ÉTUDE CHIMIQUE

Analyse élémentaire	41
Analyse immédiate	42
Exemples: tungstène-aluminium, 42; nickel-étain, 42; alliages de fer, 43. — Conclusion, 46.	
Chaleur de formation	46
Principe, 46. — Détermination expérimentale, 47. — Exemple, 47.	

CHAPITRE V

MÉTALLOGRAPHIE MICROSCOPIQUE

Principe	49
---------------------------	----

TABLE DES MATIÈRES

XI

Technique.	50
<i>Préparation de la surface polie.</i>	50
Découpage. Dégrossissage, 50. — Finissage, 51.	
<i>Attaque de la surface polie.</i>	52
Attaque par polissage en bas-relief, 52. — Attaque directe par un réactif, 53. — Attaque par voie électrolytique, 53.	
<i>Examen microscopique.</i>	54
<i>Photographie.</i>	55
Appareil, 55. — Source lumineuse, 56. — Repérage, 58.	
<i>Rapidité et prix de revient d'un examen micrographique.</i>	58
Applications.	59
A. Structure, 60. — B. Composition immédiate. Constituants métallographiques, 60. — C. Composition chimique élémentaire, 63.	

CHAPITRE VI

SOLIDIFICATION ET FUSION DES ALLIAGES

Loi des phases.	65
Définition de la phase, 65. — Facteurs de l'équilibre. Variance, 66. — Énoncé de la loi des phases, 68.	
Alliages binaires.	70
Miscibilité de deux métaux fondus, 70.	
I. — <i>Dépôt des métaux purs.</i>	71
Commencement de la solidification, 71. — Fin de solidification, 75. — Diagramme de solidification, 76. — Structure des alliages solides, 76. — Liquation, 78. — Fusion, 78. — Marche du thermomètre pendant la solidification. Courbes de refroidissement, 79. — Courbe des durées de cristallisation eutectique, 82. — Surfusion. Recalescence, 83.	
II. — <i>Dépôt d'une combinaison.</i>	83
Forme générale du diagramme. Maximum du liquidus, 83. — Cas où il n'existe pas deux eutectiques, 86. — La formation du composé par fusion des deux éléments n'est pas toujours immédiate, 88. — Point de transition, 88. — Les deux métaux forment plusieurs combinaisons, 93.	
III. — <i>Dépôt d'une solution solide.</i>	95
Alliages antimoine-bismuth, 95. — Le liquidus peut présenter un maximum ou un minimum, 100. — Les deux métaux forment plusieurs solutions solides, 102.	
IV. — <i>Alliages formant à l'état fondu deux couches liquides.</i>	109
Constitution de l'alliage à l'état liquide, 109. — Diagramme de solidification, 110.	

Utilité des diagrammes de solidification.	114
Courbes de solidification (Liquidus et Solidus), 114. — Courbe des durées de transformation isotherme. Méthode d'analyse thermique, 116. — Nature des solutions solides, 120.	
Alliages ternaires.	122
Diagramme triangulaire. Surfaces de solidification, 122. — Exemple : alliages plomb-étain-bismuth, 123.	

CHAPITRE VII

TRANSFORMATIONS DANS LES ALLIAGES SOLIDES. TREMPE

Nature des transformations.	130
Transformations allotropiques, 130. — Transformations des solutions solides, 133. — Formation ou disparition d'une combinaison, 135. — Diagrammes d'équilibre, 138.	
Méthodes générales de détermination des courbes et des points de transformation.	139
Variation des propriétés pendant une transformation, 139. — Vitesses de refroidissement, 140. — Métallographie, 142.	
Trempe.	144
Définitions : trempe, revenu, recuit, 144. — Théorie de la trempe, 145. — Technique de la trempe, 147.	

CHAPITRE VIII

MESURE DES TEMPÉRATURES DE SOLIDIFICATION
ET DE TRANSFORMATION

Couple thermo-électrique, 150. — Pyromètre à écoulement de gaz, 152. — Méthode différentielle pour déterminer les points de transformation, 155.

CHAPITRE IX

PROPRIÉTÉS PHYSIQUES

Rapports entre la constitution des alliages et leurs propriétés physiques, 159.	
Conductibilité électrique.	160
Variation de la conductibilité avec la composition, 160. — Variation de la conductibilité avec la température, 163.	
Force électromotrice de dissolution.	165
Principe, 165. — Difficultés d'application, 168.	

TABLE DES MATIÈRES		XIII
Thermo-électricité.	168
	Variation avec la composition, 168. — Variation avec la température, 169.	.
Magnétisme.	170
	Aimantation à température constante, 170. — Variation avec la température. Perte du ferromagnétisme, 171. — Détermination de la température de transformation magnétique, 175.	
Chaleur spécifique.	176
Densité. Volume spécifique.	177
	Principe, 177. — Application, 178.	
Dilatation.	179
	Principe, 179. — Méthodes de mesure, 180.	

CHAPITRE X
PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

Des essais.	183
	Généralités, 183. — Essai à la traction. Phénomènes généraux, 184. — Essai à la traction. Méthodes de mesure, 187. — Essai de compression, 191. — Essai de flexion, 192. — Essai de cisaillement, 192. — Essai de dureté, 193. — Essai au choc. Fragilité, 196. — Exemples de cahiers des charges, 201. — Unification des méthodes d'essais, 202.	
Influence de la température sur les essais mécaniques.	203
	Températures inférieures à 100°, 203. — Températures supérieures à 100°, 204.	
Variation des propriétés mécaniques avec la constitution	205
	Relation entre la malléabilité et la constitution, 206.	

CHAPITRE XI

RÉSUMÉ.	208
----------------	-----------	-----

SECONDE PARTIE

CHAPITRE XII

OR, ARGENT, LEURS ALLIAGES

Or, 211. — Argent, 213.		
Alliages or-argent.	214
	Constitution, 214. — Propriétés. Emplois industriels, 215.	

Alliages or-cuivre	215
Constitution, 215. — Propriétés. Emplois, 217.	
Alliages argent-cuivre	218
Constitution, 218. — Propriétés. Emplois, 220.	
Alliages complexes	220
Alliages or-argent-cuivre, 220. — Alliages complexes d'argent, 221.	

CHAPITRE XIII

PLOMB, ÉTAÏN, ANTIMOÏNE, BISMUTH, LEURS ALLIAGES

Plomb, 222. — Étain, 223. — Antimoine, 225. — Bismuth, 225.	
Alliages antimoine-bismuth	226
Constitution. Propriétés, 226.	
Alliages étain-plomb	227
Constitution, 227. — Propriétés, 229. — Emplois industriels, 229.	
Alliages plomb-antimoine	230
Constitution, 230. — Propriétés, 232. — Emplois industriels, 233.	
Alliages étain-antimoine	233
Constitution, 233. — Propriétés, 237. — Emplois industriels, 238.	
Alliages complexes	239
Alliages fusibles, 239.	

CHAPITRE XIV

CUIVRE. ALLIAGES DÉSOXYDANTS

Cuivre, 242. — Cuivre oxydé, 244. — Désoxydants, 245.	
Alliages cuivre-phosphore	246
Préparation, 246. — Constitution, 247. — Propriétés et emplois, 249.	
Alliages cuivre-manganèse	249
Préparation, 249. — Constitution, 250. — Propriétés et emplois, 252.	
Alliages cuivre-silicium	253
Constitution, 253. — Propriétés et emplois, 253.	
Alliages cuivre-magnésium	254
Constitution, 254. — Propriétés et emplois, 256.	

CHAPITRE XV

ALLIAGES CUIVRE-ÉTAIN : BRONZES ORDINAIRES

Préparation, 257.	
<i>Constitution.</i>	257
Étude thermique et métallographique, 257. — Étude chimique, 264. — Étude physique, 264. — Conclusion, 266.	
<i>Propriétés.</i>	268
Propriétés physiques, 268. — Propriétés mécaniques, 268. — Trempe des bronzes, 270.	
<i>Emplois industriels.</i>	272
Généralités, 272. — Bronzes malléables pour monnaies et médailles, 272. — Bronzes pour constructions mécaniques, 273. — Bronzes pour cloches, 274. — Bronzes d'art. Statues, 274.	

CHAPITRE XVI

BRONZES SPÉCIAUX

Bronzes désoxydés.	276
Principe de la préparation, 276. — Propriétés, 277. — Emplois, 278.	
Bronzes au plomb et au nickel.	278
Bronzes au plomb, 278. — Bronzes au plomb et au nickel, 279.	

CHAPITRE XVII

ZINC. LAITONS ORDINAIRES

Zinc, 280.	
Alliages cuivre-zinc : laitons.	281
Préparation, 281.	
<i>Constitution.</i>	282
Étude thermique et métallographique, 282. — Conductibilité électrique, 286. — Force électromotrice de dissolution, 287. — Conclusion, 288.	
<i>Propriétés.</i>	289
Couleur, 289. — Propriétés mécaniques, 289.	
<i>Emplois industriels.</i>	292
Généralités, 292. — Principaux types de laitons, 293.	

CHAPITRE XVIII

LAITONS SPÉCIAUX

Laitons au plomb.	295
Constitution et propriétés, 295.	
Laitons à l'aluminium.	297
Constitution, 297. — Propriétés mécaniques, 302. — Emplois industriels, 304.	
Laitons au manganèse.	304
Constitution, 304. — Propriétés et emplois, 306.	
Laitons à l'étain.	30
Constitution, 307. — Propriétés et emplois, 308.	
Laitons au phosphore. Laitons au silicium.	309
Laitons désoxydés, 309. — Constitution des laitons au silicium, 309.	
Laitons au fer. Laitons complexes.	311
Préparation et composition, 311. — Propriétés et emplois, 311.	
Résumé.	312

CHAPITRE XIX

ALUMINIUM ET ALLIAGES

Aluminium, 314.	
Alliages cuivre-aluminium.	316
Préparation, 316. — Constitution, 317. — Propriétés, 320. — Emplois industriels, 322.	
Alliages aluminium-magnésium.	323
Constitution, 323. — Propriétés et emplois, 325.	
Alliages divers.	326
Résumé.	326

CHAPITRE XX

NICKEL ET ALLIAGES

Nickel, 328.	
Alliages nickel-cuivre.	329
Constitution, 329. — Propriétés, 331. — Emplois industriels, 331.	

Alliages cuivre-nickel-zinc : mallechorts.	332
Préparation, 332. — Propriétés et emplois, 332.	

CHAPITRE XXI

ALLIAGES POUR PIÈCES FROTTANTES. ANTIFRICTIONS

Étude générale.	334
Définition, 334. — Qualités nécessaires, 335. — Constitution, 336.	
Principaux types.	337
Alliages plomb-antimoine, 337. — Alliages étain-antimoine, 338. — Alliages plomb-étain-antimoine, 338. — Alliages étain-antimoine-cuivre, 340. — Alliages quaternaires étain-cuivre-antimoine-plomb, 341. — Alliages à base de zinc, 341. — Bronzes, 342.	
Résumé.	343

CHAPITRE XXII

ALLIAGES FER-CARBONE. FONTES ET ACIERS ORDINAIRES

Préparation industrielle.	345
<i>Production de la fonte.</i>	346
Réduction du minerai, 346. — Composition des fontes, 346. — Propriétés et emplois des fontes, 347.	
<i>Affinage de la fonte.</i>	348
Principe, 348. — Affinage donnant un métal pâteux, 349. — Affinage donnant un métal liquide, 350.	
<i>Acier au creuset. — Acier cimenté.</i>	354
Fusion au creuset, 354. — Cémentation, 354.	
<i>Composition. — Statistique.</i>	355
Composition des produits industriels, 355. — Statistique. Importance relative des différents procédés de préparation, 356.	
Nomenclature. Classification.	357
Définition des fontes, aciers, fers, 357. — Classification des aciers industriels, 359.	
Constitution des alliages fer-carbone.	360
<i>Étude chimique.</i>	361
Cémentite. Carbone de trempe. Graphite, 361.	

<i>Métallographie. — Constituants.</i>	362
Réactifs d'attaque, 362. — Constituants des aciers recuits ou refroidis lentement, 362. — Constituants des aciers trempés, 363. — Constituants des fontes, 365. — Résumé, 365.	
<i>Transformation du fer pur. Ses formes allotropiques.</i>	366
Vitesse de refroidissement, 366. — Chaleur spécifique, 367. — Dilatation, 368. — Résistance électrique. Pouvoir thermo-électrique, 369. — Magnétisme, 370. — Conséquences. Variétés allotropiques du fer, 371.	
<i>Constitution des alliages renfermant C < 2 % (Aciers).</i>	373
Transformations dans les aciers. Recalescence, 373. — Diagramme 376. — Nature des constituants des aciers trempés, 382. — Application du diagramme à la trempe des aciers, 384.	
<i>Constitution des alliages renfermant C > 2 % (Fontes).</i>	386
Solidification rapide. Production de cémentite, 386. — Solidification lente. Production de graphite, 388. — Circonstances de formation et de décomposition de la cémentite. Recuit des fontes blanches, 391.	
<i>Diagramme général.</i>	394
Résumé, 394. — Influence du silicium et du manganèse, 396. — Rôle de la pression, 397. — Application du diagramme à la cimentation, 397.	
Propriétés mécaniques des aciers.	398
Aciers normaux ou recuits, 398. — Aciers trempés, 399.	

CHAPITRE XXIII

ACIERS SPÉCIAUX

Généralités, 401.	
Aciers au nickel.	403
Préparation, 403.	
<i>Constitution.</i>	403
Alliages binaires fer-nickel, 403. — Aciers au nickel (alliages ternaires). Métallographie, 406. — Influence des traitements sur la constitution des aciers au nickel, 409.	
<i>Propriétés et emplois.</i>	410
Dilatation, 410. — Propriétés mécaniques, 411. — Emplois industriels, 413.	
Aciers au manganèse.	415
Préparation, 415.	

TABLE DES MATIÈRES	XIX
<i>Constitution.</i>	416
Alliages binaires fer-manganèse, 416. — Aciers au manganèse (alliages ternaires). Métallographie, 419.	
<i>Propriétés et emplois.</i>	419
Propriétés mécaniques, 419. — Emplois industriels, 420.	
Aciers au tungstène.	421
Préparation, 421. — Constitution, 421. — Propriétés mécaniques, 423. — Emplois industriels, 424.	
Aciers au molybdène.	424
Préparation, 424. — Constitution, 425. — Propriétés et emplois, 435.	
Aciers au chrome.	425
Préparation, 425. — Constitution, 426. — Propriétés mécaniques, 427. — Emplois industriels, 428.	
Aciers quaternaires chrome-nickel.	428
Constitution, 428. — Emplois industriels, 429.	
Aciers quaternaires chrome-tungstène. Aciers à coupe rapide.	430
Qualités que l'on doit demander aux aciers à outils. Supériorité des aciers chrome-tungstène, 430. — Composition, 432. — Préparation, 433. — Traitement thermique, 433. — Structure métallographique, 433.	
Aciers au silicium.	434
Préparation. Ferro-siliciums, 434.	
<i>Constitution.</i>	435
Alliages binaires fer-silicium, 435. — Aciers au silicium (alliages ternaires). Métallographie, 436.	
<i>Propriétés et emplois.</i>	438
Propriétés mécaniques, 438. — Emplois industriels, 438.	
Aciers quaternaires silicium-manganèse.	439
Aciers spéciaux divers.	440
Aciers au cobalt. Aciers à l'étain. Aciers au titane. Aciers au bore. Aciers au cuivre, 440. — Aciers à l'aluminium. Aciers au vanadium, 441.	
Résumé.	443
TABLE DES FIGURES.	447
TABLE DES NOMS D'AUTEURS.	451
TABLE ALPHABÉTIQUE DES MATIÈRES.	455

Les numéros placés dans le texte entre crochets [] renvoient aux paragraphes correspondants.

LEÇONS

SUR LES

ALLIAGES MÉTALLIQUES

PREMIÈRE PARTIE

CHAPITRE I

LES MÉTAUX INDUSTRIELS

1. Parmi les 60 corps simples désignés par les chimistes sous le nom de *métaux*, un très petit nombre présentent les qualités nécessaires pour pouvoir être utilisés couramment, à l'état isolé, dans l'industrie métallurgique.

Examinons rapidement, en effet, les principales propriétés qu'il convient de considérer dans un métal pour son application pratique.

PROPRIÉTÉS PRATIQUES DES MÉTAUX

2. **Fusibilité.** — La considération de la fusibilité est surtout importante au point de vue du *moulage*, procédé particulièrement simple et peu coûteux pour donner à une pièce métallique une forme déterminée.

Pour qu'une substance se prête bien au moulage, il est nécessaire qu'à l'état fondu sa fluidité soit suffisante pour lui permettre de prendre fidèlement les empreintes.

Il est commode que la *température de fusion* ne soit pas trop élevée.

Enfin, il faut que la masse solidifiée soit suffisamment homogène. Cette dernière condition est évidemment remplie avec les métaux purs.

3. Malléabilité. — Ductilité. — Un métal est *malléable* quand une lame peut s'amincir sans se déchirer sous l'action du marteau, ou en passant au laminoir.

Il est *ductile* si une barre se laisse étirer en fil fin par des passages successifs à travers les trous de plus en plus petits d'une filière.

En somme, malléabilité et ductilité représentent la possibilité pour le métal de *se déformer sans se briser* sous l'influence d'un effort extérieur.

On peut faire correspondre à une telle propriété une grandeur mesurable. Sur une tige métallique, cylindrique par exemple, de 100 millimètres de longueur, exerçons une traction dans le sens des génératrices ; à mesure que l'effort augmente la barre s'allonge jusqu'à ce qu'il y ait rupture ; rapprochons alors les deux parties, soit $100 + A$ la mesure de la nouvelle longueur : A est l'*allongement total* au moment de la rupture, ou *allongement pour cent*. C'est la déformation maximum que peut subir le métal dans les conditions de l'expérience ; elle représente la ductilité.

Cette propriété de céder à l'effort en se déformant n'est pas générale pour tous les corps solides : un cristal de soufre ou de bismuth se brise au contraire sous l'effort avant d'avoir changé sensiblement de forme.

Quand un métal est malléable et ductile, on peut l'obtenir en fils ou en lames, courber celles-ci, les emboutir ; on peut le percer, le limer, en un mot le *travailler*, lui donner, autrement que par la fusion, une forme déterminée.

4. Les propriétés précédentes (fusibilité, malléabilité, ductilité) interviennent surtout pendant la confection des objets.

Les suivantes sont plutôt en rapport avec les services qu'on leur demande.

5. Résistance mécanique. — La connaissance des efforts qu'un métal peut supporter sans se déformer ou sans se rompre est de la plus grande importance dans la plupart des applications, en particulier pour les métaux employés dans la construction.

Un effort peut être appliqué de bien des manières. On pourra, par

exemple, considérer la résistance à la *traction*, à la *compression*, à la *flexion*, au *pliage*; et rien n'indique à priori qu'il y ait une relation obligatoire entre ces différentes résistances.

En pratique, aujourd'hui, c'est la **résistance à la traction** que l'on envisage le plus fréquemment.

Reprenons l'expérience précédente [3] : nous exerçons un effort de traction sur une tige cylindrique, celle-ci s'allonge. Supprimons l'effort ; tant que celui-ci n'est pas trop considérable, on constate que la tige reprend sensiblement sa longueur primitive : la déformation n'était que *temporaire*, le métal est *élastique*.

Recommençons l'expérience avec des efforts croissants ; il arrive un moment où la suppression de l'effort ne ramène pas la tige à sa dimension primitive : la déformation est devenue *permanente*, nous avons dépassé la limite d'élasticité.

La charge à partir de laquelle la déformation devient permanente est la **limite élastique à la traction E**. On l'exprime en kilogrammes par millimètre carré de section. Elle représente la charge maximum que peut supporter le métal sans déformation permanente ; c'est celle qu'il importe de ne pas dépasser pratiquement, si les objets doivent conserver leur forme.

Augmentons encore l'effort : nous obtenons la rupture. La charge correspondante, rapportée à la section de 1 millimètre carré et exprimée en kilogrammes, est dite **résistance à la traction** ou **charge de rupture R**. C'est la charge maximum que peut supporter le métal sans se briser (').

6. Dureté. — La *dureté* intervient dans la résistance opposée aux outils qui doivent entamer le métal, dans l'usure des pièces destinées à subir des frottements.

On peut la mesurer par le poids dont il faut surcharger un poinçon donné pour produire une entaille dans le métal ; ou encore en exerçant sur celui-ci une pression fixe par l'intermédiaire d'une bille d'acier trempé de diamètre connu, et déterminant les dimensions de l'empreinte produite (').

1. Nous reviendrons ultérieurement (chapitre x) sur la mesure de ces différentes quantités. ●

7. Résistance aux agents chimiques. — Un métal industriel ne doit pas être trop rapidement attaqué par les réactifs ambiants.

Les exigences à ce point de vue seront évidemment variables suivant le milieu où doit vivre le métal ; suivant, par exemple, qu'il sera exposé à l'air ordinaire ou à la vapeur d'eau, qu'il sera plongé dans l'eau de mer ou noyé dans un massif de maçonnerie. Comme l'attaque à craindre se produit par la surface, un métal trop altérable, qui présente par ailleurs toutes les autres qualités nécessaires, peut être protégé par une couche superficielle plus résistante (peinture, étamage, galvanisation, dorure, argenture, etc.).

8. Enfin, suivant l'usage particulier du métal, il y aura lieu de s'inquiéter de nombreuses constantes physiques bien connues dont il est inutile de rappeler la définition : *densité, dilatation, couleur, conductibilité calorifique, conductibilité électrique, chaleur spécifique, etc.....*

CIRCONSTANCES QUI INFLUENT SUR LES PROPRIÉTÉS DES MÉTAUX

9. Les grandeurs physiques et mécaniques dont il vient d'être rapidement question ne sont généralement pas, *pour les métaux industriels*, des quantités parfaitement déterminées, ayant des valeurs bien précises, toujours identiques à elles-mêmes. Les différentes propriétés varient, au contraire, entre des limites plus ou moins étendues suivant l'échantillon examiné.

Par exemple, la densité des cuivres industriels varie de 8,45 à 8,95 ; leur résistance à la traction présente des écarts beaucoup plus considérables : on trouve des nombres compris entre 15 et 50.

Ces écarts tiennent à plusieurs causes qu'il convient d'examiner.

10. Influence des impuretés. — Tout d'abord, les métaux industriels, comme la plupart des produits commerciaux, ne sont pas des corps chimiquement purs.

Le cuivre raffiné renferme presque toujours de l'argent, de l'arsenic, de l'antimoine, du nickel, du fer, la proportion totale de ces matières étrangères dépassant en général 0,1 % et atteignant souvent 0,5 à 0,8. Les bonnes marques de zinc titrent de 99 à 99,5 % de métal pur ; le plomb de 99,5 à 99,9 ; l'aluminium de 97 à 99,8. Le fer usuel le plus pur, le fer de Suède, renferme environ 0,2 % de matières étrangères.

Or la présence de quelques-uns de ces corps étrangers, même en quantité faible, inférieure à $\frac{1}{1000}$, suffit souvent pour modifier profondément des propriétés essentielles. On sait, par exemple, la grande supériorité, au point de vue de la conductibilité électrique, des cuivres très purs obtenus par électrolyse.

L'étude particulière de quelques alliages (2^e Partie) nous précisera plus tard l'influence considérable de la composition sur les propriétés.

Cette influence n'est pas la seule.

11. Influence des traitements mécaniques et thermiques. — Écrouissage. Recuit. — Pour deux échantillons de composition identique, et même pour un métal aussi pur que possible, un cuivre électrolytique à 99,995 par exemple, les propriétés ne sont pas encore des constantes : elles dépendent des traitements que le métal a subis.

En général le *laminage* augmente la densité et la résistance ou charge de rupture, il diminue les allongements : le métal est moins ductile, moins malléable. Le passage à la *filière* produit des effets analogues avec une intensité généralement plus grande. On dit que le métal est *écroui*. Il est devenu fragile et ne peut plus, sans se briser, se laisser laminier ou étirer à nouveau.

L'écrouissage peut disparaître par le *recuit*, traitement thermique qui consiste à chauffer le métal à une température dépendant de sa nature, mais toujours assez élevée. On peut ainsi détruire complètement l'influence des traitements mécaniques subis par le métal, et celui-ci peut être à nouveau travaillé (1).

1. Nous laissons de côté, pour le moment, les modifications *allotropiques* produites dans certains métaux (étain, fer) par des changements de température.

La variation de quelques propriétés par écouissage est considérable. Voici des chiffres se rapportant au cuivre :

ÉTAT DU MÉTAL	DENSITÉ D	CHARGE DE RUPTURE R	ALLON- GEMENT A %
Cuivre à l'état recuit	8,8	21	50
— laminé.	»	28	23
— étiré (écrouissage complet).	8,95	45	1

On voit que, dans cet exemple, la résistance est devenue deux fois plus grande par l'écrouissage et les allongements se sont annulés.

12. De ce qui précède résulte la conséquence suivante :

Les nombres que l'on peut donner pour les différentes propriétés d'un métal n'ont qu'une valeur approchée ; ils dépendent du degré de pureté et des traitements subis. En particulier, pour les propriétés mécaniques, ils n'ont de sens que si l'on a soin de préciser l'état d'écrouissage.

Si l'on veut pouvoir faire des comparaisons, il est nécessaire de prendre les échantillons dans des états analogues, par exemple après recuit complet. Sauf indications contraires, c'est toujours au métal ainsi *recuit* que se rapporteront les chiffres que nous serons amenés à donner par la suite.

STRUCTURE DES MÉTAUX

13. C'est une loi fondamentale de la chimie que les *espèces chimiques*, les *corps purs*, de composition bien déterminée, ont des propriétés physiques et chimiques parfaitement définies, toujours identiques à elles-mêmes ; et que cette identité se vérifie, non pas d'une manière approchée, mais avec toute la rigueur que comportent les mesures.

Comment peut-on concilier avec cette loi les faits importants que nous venons de rappeler ?

S'il s'agit d'un gaz ou d'un liquide, de l'hydrogène, de l'eau, du

benzène ou du mercure, il est vrai qu'une propriété quelconque, la densité par exemple, est bien une constante dépendant *uniquement* de la température et de la pression.

Cela est encore vrai s'il s'agit d'un solide cristallisé, ou plus exactement d'un *cristal unique* ou d'un fragment de cristal. Dans ce cas, certaines propriétés (dilatation, vitesse de la lumière, conductibilité, dureté) dépendent aussi de la direction considérée ; elles restent bien définies pour toute droite dont on connaît l'orientation par rapport au cristal.

Mais un morceau de métal, un morceau de cuivre pur par exemple, n'est ni un fluide entièrement homogène et isotrope, ni un cristal unique, ni un fragment de cristal. C'est, en général, une *agglomération de cristaux très petits*.

14. Cristallisation des métaux. — Les métaux, en effet, cristallisent facilement⁽¹⁾, mais presque toujours en *cristaux microscopiques* ou mal formés.

Le cuivre, l'argent, l'or se rencontrent parfois à l'état naturel sous forme de cristaux petits et irréguliers.

Le procédé classique de cristallisation par fusion, qui consiste à laisser refroidir le corps fondu et à décanter après solidification partielle, ne donne guère de bons résultats qu'avec le bismuth ; ce métal fournit ainsi facilement des cristaux de 1 à 2 centimètres de côté.

Parfois on trouve, dans de grosses masses de fonte refroidies lentement, des empilements réguliers de cristaux dont les dimensions individuelles sont de l'ordre du millimètre⁽²⁾.

M. Osmond⁽³⁾ a eu à sa disposition, et a pu étudier au point de vue mécanique, des cristaux de fer sensiblement pur dont quelques-uns atteignaient un volume de plusieurs centimètres cubes. Ils provenaient des parties non oxydées d'un vieux rail d'acier qui avait servi de guide pendant 15 ans à un registre de cheminée de four et s'était ainsi trouvé maintenu, pendant ce long espace de temps, à une tem-

1. Consulter CHARLES MAURAIN. La Structure cristalline des métaux et des alliages. *Revue du Mois*, III (1907), p. 70.

2. OSMOND. Sur la cristallographie du fer. *Annales des Mines*, 9^e série, 17 (1900), p. 110, 155. Planches I et II.

3. *Revue de Métallurgie*, II (1905), p. 801 et III (1906), p. 659.

pérature de 700 à 750°; ces conditions thermiques étaient particulièrement favorables au développement lent de la cristallisation.

Ce sont là des cas exceptionnels que l'on ne peut reproduire à volonté.

Dans un métal qui a été fondu, il est rare, même si le refroidissement a été très lent, que les dimensions des grains ou cristaux élémentaires dépassent quelques dixièmes de millimètre.

On a essayé d'autres procédés de cristallisation que la fusion : on n'a pas réussi davantage à obtenir régulièrement des cristaux de dimensions notables.

La formation d'un métal solide par voie chimique ou électrolytique peut être rendue très lente, et l'on sait que l'on obtient ainsi de belles aiguilles avec l'étain, l'argent : ce sont encore des *empilements* plus ou moins réguliers de cristaux petits.

En réduisant le chlorure ferreux par l'hydrogène ou la vapeur de zinc (¹), le fer se dépose en cristaux souvent *isolés*, cubes très nets dont le côté ne dépasse guère $\frac{1}{50}$ de millimètre [298].

Les cristaux microscopiques obtenus par ces divers procédés ont pu être étudiés au point de vue de la forme. On constate ainsi que la plupart des métaux cristallisent dans le système cubique; quelques-uns (bismuth, antimoine) sont rhomboédriques.

15. En résumé, les métaux cristallisent facilement, mais presque toujours en petits cristaux. On comprend alors pourquoi *un fragment de métal ordinaire est généralement constitué par un enchevêtrement de petits cristaux élémentaires* dont les dimensions sont au plus de l'ordre de $\frac{1}{10}$ de millimètre.

RELATION ENTRE LA STRUCTURE CRISTALLINE ET LES PROPRIÉTÉS.

16. Les propriétés d'un morceau de métal pur sont en relation avec sa structure cristalline.

1. OSMOND et CARTAUD. Sur la Cristallographie du fer. *Annales des Mines*, 9^e série, 18 (1900), p. 113. Planches II et III.

C'est dans le cristal isolé ou élémentaire que nous devons trouver les propriétés constantes, bien définies, qui sont caractéristiques de l'espèce chimique [13].

Les propriétés que nous observons directement sont celles, non pas d'un cristal isolé, mais d'une agglomération. Elles dépendent évidemment et avant tout des propriétés individuelles des cristaux élémentaires, mais elles dépendent aussi de leur mode d'empilement, de la *structure* de l'ensemble.

Plusieurs échantillons d'un même métal pourront alors présenter des différences si leur structure n'est pas la même. Ces différences sont de même nature que celles présentées par du soufre en gros cristaux octaédriques, en canon ou en fleur, ces formes étant toutes trois constituées par des empilements d'octaèdres.

Deux facteurs essentiels interviennent pour caractériser une pareille structure : la *dimension* des grains et leur *orientation*.

17. Dimension des cristaux.— On sait que, pour un solide comme pour un liquide, les propriétés dans les couches superficielles ne sont pas les mêmes que dans les couches profondes ; par exemple, la conductibilité électrique de couches métalliques très minces est plus faible que celle du métal compact⁽¹⁾.

Or les couches superficielles prennent une importance considérable quand le grain est très fin, et leurs propriétés particulières, assez mal connues, doivent jouer un rôle certain, mais que nous ne savons pas encore analyser. Nous en verrons un exemple caractéristique en étudiant la nature et les réactions micrographiques de la *perlite* [77].

En fait, l'expérience montre que, très généralement, les propriétés

1. C'est à cette propriété que M. Blanc — *Annales de Chimie et de Physique*, 8^e série, 5 (1905), p. 433 et 6, p. 5 — rattache l'action des oscillations électriques sur les poudres métalliques, action sur laquelle sont basés les cohérences employés dans la télégraphie sans fil. Une poudre métallique a, dans son ensemble, une faible conductibilité électrique parce qu'elle est formée de grains en contact par leurs couches superficielles ; les oscillations, agissant par les courants induits qu'elles provoquent entre les grains, semblent produire une sorte de soudure des grains en contact, avec disparition partielle des couches superficielles ; l'ensemble prend une forte conductibilité électrique. C'est là un exemple caractéristique d'une propriété d'un ensemble de grains fortement influencée par de faibles modifications dans la structure de cette agglomération.

des métaux, en particulier les propriétés mécaniques, varient beaucoup avec la dimension des cristaux élémentaires ou grosseur du grain.

18. Orientation des cristaux. — Si chaque grain élémentaire était *isotrope*, c'est-à-dire si toutes les propriétés avaient la même valeur dans toutes les directions, l'orientation de ces grains serait indifférente ; mais il n'en est pas ainsi :

Les cristaux du système cubique, auquel appartiennent la plupart des métaux, se comportent bien comme des substances isotropes pour la dilatation, la vitesse de la lumière. On sait que cela n'est pas général pour toutes les propriétés. Beaucoup sont nettement variables avec la direction, tout en se conformant d'ailleurs exactement à la symétrie cubique. Citons comme exemples : les mesures de la dureté, du coefficient d'élasticité dans le sel gemme, la fluorine, le chlorure de sodium, etc., tous cristaux cubiques ; les propriétés magnétiques de la magnétite ⁽¹⁾, cristal cubique qui ne s'aimante pas avec la même intensité dans toutes les directions.

Ces recherches se rapportent à des cristaux cubiques non métalliques. Les études de même nature sur les métaux eux-mêmes sont peu nombreuses ; celles qui ont été faites conduisent à des résultats analogues.

Ainsi on peut constater l'existence de plans de clivage qui, de même que l'existence de faces planes, est bien une propriété dirigée.

En pressant une fine pointe conique contre les faces planes de cristaux de fer, MM. Osmond et Cartaud ont obtenu des figures de déformation qui ne sont pas circulaires et diffèrent suivant l'orientation cristallographique de la face pressée ⁽²⁾.

Sur les gros cristaux de fer pur dont il a été question plus haut [14] des mesures de dureté, de déformation par compression, ont pu être faites ⁽³⁾ : elles ont donné des résultats différents suivant la direction intéressée.

Ces résultats démontrent l'*anisotropie* du cristal de fer au point de vue mécanique.

15.

1. P. WEISS. *Thèse*, Paris, 1896.

2. *Revue de Métallurgie*, III (1906), p. 663.

3. OSMOND ET FRÉMONT. *Revue de Métallurgie*, II (1905), p. 805 et 807.

On doit donc admettre que les cristaux métalliques, cubiques ou non, ne sont pas isotropes pour beaucoup de propriétés, en particulier pour les propriétés mécaniques.

Si de tels cristaux, petits, s'assemblaient tout à fait au hasard, se plaçaient dans toutes les orientations possibles, toute propriété prendrait une valeur moyenne, la même dans une direction quelconque ; l'ensemble serait *isotrope par compensation*.

Il en est rarement ainsi ; suivant le mode d'obtention du métal et le traitement subi, certaines orientations sont favorisées, et les propriétés dépendent souvent de la direction.

19. Explication de l'écroutissage. — On conçoit maintenant comment toute opération qui peut modifier la structure interne peut modifier en même temps les propriétés.

En particulier le laminage, le martelage, l'étirage, ont pour effet de rapprocher les cristaux, de les briser, de changer leur orientation ; le grain devient plus fin. Il se produit à la fois une modification dans la dimension et dans la position respective des cristaux élémentaires.

Nous avons dit quel changement considérable il en résulte pour les grandeurs mécaniques [11] : à la structure à grain fin du métal écroui, correspond une résistance mécanique plus grande que pour le métal recuit, à grain plus gros.

La nouvelle structure à grain fin, caractéristique de l'état d'écroutissage, est moins stable que celle prise spontanément par le métal pendant la solidification. Aussi le métal écroui a-t-il une tendance à reprendre son état primitif. Cette transformation inverse, véritable cristallisation nouvelle, se produit parfois d'une façon sensible à la température ordinaire chez quelques métaux purs : avec des fils de cuivre, d'argent, de zinc, écrouis au maximum, la charge de rupture diminue d'une façon nette après quelques heures ; c'est ce que M. André Le Chatelier a appelé le *recuit spontané* (1).

Mais le plus souvent, pour faire disparaître entièrement et rapidement l'écroutissage, il faut chauffer à une température qui dépend de la nature du métal (250 à 300°) ; c'est le recuit ordinaire. On sait en

1. *Revue générale des Sciences*, 2 (1891), p. 509.

effet que, d'une façon très générale, une élévation de température facilite toutes les transformations de la matière en augmentant très notablement leur vitesse.

Un recuit prolongé favorise l'accroissement des cristaux et donne une structure à grain trop gros qui, en général, n'est pas à rechercher dans la pratique.

PRINCIPAUX MÉTAUX INDUSTRIELS

20. Métaux pouvant être employés seuls. — Les métaux qui, à l'état isolé, présentent l'ensemble des propriétés nécessaires pour pouvoir être utilisés couramment par l'industrie, sont peu nombreux.

En les énumérant, nous les rangerons par ordre d'importance pratique, et nous indiquerons succinctement leurs propriétés caractéristiques (1).

Le **Fer** est le métal industriel le plus important et le meilleur marché. Il est caractérisé par un point de fusion élevé et une grande résistance mécanique.

Le **Plomb** n'offre au contraire aucune résistance : il se brise sous un faible effort de traction. Il est mou, très malléable, résiste bien aux agents chimiques.

On l'emploie comme joints entre pièces métalliques, à l'état de feuilles et de tubes facilement déformables, ou pour doubler les récipients devant contenir des acides.

Le **Cuivre** a une faible dureté, une résistance mécanique notable et une grande malléabilité : il se lamine et se tréfile très facilement. Il présente une grande conductibilité pour la chaleur et l'électricité.

On l'emploie à l'état de tôles pour la confection des chaudières, à l'état de tuyaux pour conduites de liquides ou de vapeur d'eau, à l'état de fils ou de barres pour conducteurs électriques.

1. Dans la 2^e Partie nous reviendrons plus longuement sur l'étude de quelques-uns de ces métaux.

Le **Zinc** est malléable vers 150°, température à laquelle il doit être travaillé. Sa résistance mécanique est faible. Il est volatil et brûle à l'air.

A la température ordinaire il ne s'altère pas à l'air ambiant, d'où son emploi pour couvertures, et aussi pour protéger la surface du fer (galvanisation).

L'**Étain** est très fusible, non volatil, d'une faible résistance mécanique. Il se laisse facilement couler, ciseler, marteler en feuilles minces (papier d'étain).

On l'emploie pour protéger les matières alimentaires, pour recouvrir le fer, le cuivre (étamage).

Le **Nickel** est particulièrement ductile, malléable et résistant. Au point de vue mécanique, il est supérieur au fer, sur lequel il a l'avantage de beaucoup mieux résister à l'oxydation.

On en fabrique des monnaies ; on en recouvre la surface du fer, du cuivre (nickelage).

L'**Aluminium** est caractérisé par une densité remarquablement faible. Sa résistance mécanique est notable ; il est très malléable, peu altérable à l'air et bon conducteur.

En dehors de ses usages chimiques (affinage de l'acier), on l'emploie pour la fabrication de nombreux objets légers (ustensiles militaires, batterie de cuisine, pièces d'automobiles), et aussi pour la fabrication de câbles conducteurs.

L'**Argent** et l'**Or** sont particulièrement ductiles et malléables ; on peut les réduire en feuilles d'une épaisseur inférieure à $\frac{1}{1000}$ de millimètre. Ils sont intéressants par leur couleur, leur éclat et leur complète inaltérabilité à l'air.

En général ils sont trop mous pour pouvoir être employés seuls. On les utilise cependant à l'état pur pour recouvrir d'autres corps, soit en appliquant des feuilles minces, soit par procédé chimique (dorure ou argenture au mercure), soit par voie électrolytique.

Le *Platine* est très difficilement fusible, inattaquable par la plupart des réactifs chimiques, ductile et malléable; il présente une ténacité comparable à celle du fer.

On l'emploie en bijouterie, et pour la fabrication d'appareils à concentrer l'acide sulfurique, d'ustensiles de laboratoire; on utilise ainsi sa grande résistance chimique.

Le *Mercure* est liquide à la température ordinaire.

En dehors de ses emplois dans les instruments de mesure (manomètres, thermomètres, etc.), on l'utilise, à cause de son pouvoir dissolvant pour d'autres métaux, dans la métallurgie de l'or et de l'argent, dans la dorure et l'argenture, l'étamage des glaces.

MÉTAUX INDUSTRIELS EMPLOYÉS SEULS

	POIDS ATOMIQUE	TEMPÉRA- TURE DE FUSION F	DENSITÉ	R	A %.	PRIX DE LA TONNE (1)	PRODUC- TION ANNUELLE (2)
						francs.	tonnes.
Fer	55,9	1500°	7,9	30	38	80	58 000 000(3)
Plomb. . . .	206,9	326	11,3	3	»	450	1 000 000
Cuivre	63,6	1085	8,9	20	50	2 140	750 000
Zinc.	65,4	419	7,0	6	»	650	650 000
Étain.	119,0	232	7,3	8	»	4 000	100 000
Nickel.	58,7	1450	8,3	50	40	4 500	18 000
Aluminium. . . .	27,1	657	2,6	12	30	3 000	10 000
Mercure.	200,0	—39,4	13,6	»	»	5 000	3 000
Argent.	107,93	962	10,5	12	»	110 000	5 800
Or.	197,2	1064	19,5	11	30	3 444 440	600
Platine.	194,8	1710	21,2	22	»	3 000 000	6

1. Prix moyen en 1906, d'après la *Statistique de l'Industrie Minérale pour l'année 1906*, publiée par le Ministère des Travaux Publics.
2. En 1906, id.
3. Fonte brute.

Dans le tableau ci-dessus sont rassemblées quelques constantes relatives à ces métaux : *pooids atomique, température de fusion, densité,*

résistance à la traction R (en kg. par millimètre carré), *allongement* A pour cent. Suivant les réserves indiquées dans le courant de ce chapitre [12], les nombres donnés n'ont, sauf pour le poids atomique, qu'une valeur approximative ; ils se rapportent autant que possible à l'état laminé et recuit.

Nous y avons joint l'indication du *prix* de la tonne de métal ordinaire, non ouvré (prix moyen en 1906). C'est une quantité dont il est inutile de faire ressortir le grand intérêt pratique et qui joue un rôle essentiel dans le choix du métal à employer.

Enfin la dernière colonne renferme, exprimée en tonnes, la *production* annuelle totale dans le monde entier. Elle donne une idée de l'importance industrielle relative des différents métaux.

Naturellement ces deux dernières quantités (prix et production) subissent des fluctuations parfois très grandes. Les chiffres donnés se rapportent à une même année.

21. Insuffisance des métaux purs. — Alliages. — Les autres métaux, que l'industrie peut préparer en quantité suffisante et à des prix abordables, ne sont en général pas utilisables directement parce qu'ils sont ou cassants, ou fragiles, ou trop durs.

Nous disposons donc d'un nombre très restreint de métaux qui, seuls, sont loin de répondre aux exigences multiples et variées de l'industrie.

Mais, à un métal, nous pouvons incorporer d'autres corps simples en proportion variant d'une façon continue, au moins entre certaines limites, et obtenir des produits homogènes d'apparence métallique. Ce sont des *alliages*.

Les différentes espèces d'alliages sont caractérisées par le nombre et la nature des éléments constituants ; elles sont très nombreuses. Chaque espèce, par une variation régulière de la composition, présente une série continue dans laquelle l'industriel peut chercher le produit répondant exactement à ses besoins spéciaux.

La connaissance systématique des alliages et de leurs propriétés est donc de la plus haute importance pour l'industrie.

On emploie des alliages *binaires*, *ternaires*, *quaternaires*, et souvent aussi des alliages plus complexes renfermant cinq ou six corps, parfois davantage.

Les corps simples dont l'union avec un métal donne un alliage sont, soit des *métalloïdes* (carbone, silicium, bore), soit, plus souvent, d'autres *métaux*.

22. Métaux employés seulement à l'état d'alliages. — Les principaux métaux utilisés ainsi, seulement à l'état d'alliages, sont les suivants :

L'*Antimoine* qui fond à 632° ; il est cassant, facile à pulvériser, brûle dans l'air.

Il entre dans la composition de nombreux alliages importants. Sa production est comparable à celle de l'aluminium (8 000 tonnes) et son prix est relativement peu élevé (1 600 francs en 1906).

Le *Bismuth* fond à 267° ; c'est un métal fragile et dur, donnant facilement de gros cristaux.

Le *Magnésium*, contrairement aux métaux précédents, se travaille facilement ; il est très léger ($D = 1,7$), s'oxyde facilement à l'air humide et brûle avec une flamme très vive.

Le *Manganèse* (fond à 1245°, très dur), le *Chrome*, le *Tungstène*, le *Molybdène*, le *Vanadium* (difficilement fusibles) entrent surtout dans la composition des aciers. On les a obtenus d'abord unis avec le fer (ferro-chromes, ferro-tungstènes, etc.) ; aujourd'hui l'industrie peut les préparer à l'état libre, soit par le four électrique, soit par aluminothermie.

Cette liste n'est pas close. Quelques-uns des métaux précédents sont d'un usage récent. De nouvelles recherches permettront sans doute d'en utiliser d'autres qui jusqu'ici sont sans emploi industriel courant.

CHAPITRE II

PRÉPARATION DES ALLIAGES

23. D'après la définition donnée précédemment [21], nous appelons *alliage* tout produit d'aspect métallique renfermant un métal et un ou plusieurs autres corps simples.

Les aciers et les fontes seront ainsi considérés comme des alliages (de fer et de carbone). La préparation de ces produits, aussi bien que celle des métaux usuels, ne rentre pas dans le cadre de cet ouvrage et nous renverrons aux traités de Métallurgie.

Nous nous contenterons d'indiquer le principe des procédés employés industriellement pour préparer les alliages, en insistant sur les méthodes générales qui peuvent s'appliquer dans presque tous les cas.

I. — FUSION SIMULTANÉE DES ÉLÉMENTS CONSTITUANTS

PRINCIPE.

24. **Matières premières.** — Le procédé le plus généralement utilisé pour préparer des alliages quelconques consiste à fondre simplement ensemble, dans des proportions convenables, soit les *métaux purs* qui doivent entrer dans le produit final, soit des *alliages déjà formés* et de composition connue.

Les alliages seront employés et non les métaux purs :

1° Quand on doit utiliser des déchets, cas fréquent dans l'industrie (fontes, bronzes, laitons, etc.);

CAVALIER.

2

2° Quand l'alliage est plus facile à obtenir que le métal pur : on introduit ainsi fréquemment le chrome, le manganèse, à l'état de ferro-chrome, de ferro-manganèse ;

3° Quand l'alliage est plus maniable que l'élément pur : pour introduire le phosphore dans les alliages de cuivre on emploie généralement le phosphure de cuivre [188] ;

4° Quand les métaux constitutifs sont de fusibilité très différente, ou doivent être alliés en proportions très inégales : ainsi, pour allier beaucoup de cuivre (fondant à 1085°) avec une petite quantité de nickel (1450°) et de zinc (420°), et préparer ainsi du maillechort, il sera commode de fondre d'abord du cuivre et du nickel, puis du cuivre et du zinc ; on réunit ensuite les deux alliages obtenus [257].

En général, on fond d'abord le produit le moins fusible, et on y incorpore successivement les autres dans l'ordre de leur fusibilité. Cependant, si l'un des métaux est volatil, on l'ajoute le plus tard possible, presque au moment de la coulée.

25. La *composition* du produit obtenu ne correspond pas toujours exactement à la quantité des matières introduites : il peut y avoir des *pertes* par volatilisation d'un des métaux (par exemple le zinc), ou par oxydation avec formation d'un corps s'éliminant à l'état de vapeurs ou dans les scories.

Parfois même on introduit volontairement un élément destiné à disparaître et dont le rôle consiste à provoquer le départ d'une impureté nuisible (voir l'emploi des alliages désoxydants, chap. xiv). La fusion se complique alors d'un affinage.

Il faut tenir compte de ces changements pour obtenir, au moment de la coulée, la composition voulue [39].

APPAREILS.

26. La forme des appareils où s'effectue la fusion dépend évidemment de la température qu'il faut atteindre, du poids des matières à travailler et de la finesse cherchée pour les produits.

Pour les alliages très fusibles (plomb-zinc, par exemple), on utilise souvent de simples *chaudrons*.

27. Creusets. — Quand la fusion ne doit pas porter sur des quantités trop considérables, elle se fait généralement dans des creusets.

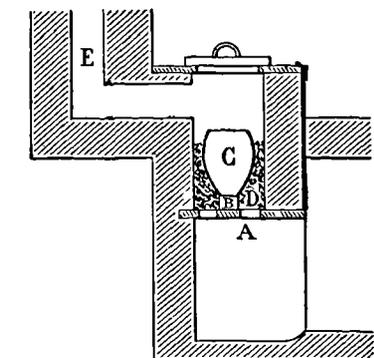


Fig. 1. — Four à creuset à tirage naturel.
A, grille ; B, fromage ; C, creuset ; D, combustible ; E, cheminée.

nécessite un ventilateur, mais supprime la cheminée, donne une température plus élevée et par suite une fusion plus rapide.

Le chauffage au gaz (générateurs Siemens) peut donner une température très élevée et convient particulièrement pour la préparation des aciers.

Avec les *fours fixes*, comme celui de la fig. 1, il faut placer le creuset vide au milieu du four, le sortir plein de métal fondu pour la coulée. Ces manipulations sont difficiles, pénibles pour les ouvriers. Le refroidissement répété du creuset est une cause d'altération rapide et aussi de perte de chaleur, il entraîne une dépense inutile de combustible.

Les *fours oscillants* remédient à ces inconvénients divers.

Ceux-ci sont fabriqués en *terre réfractaire*, en *plombagine*, ou en un mélange de ces deux substances. La plombagine donne une résistance beaucoup plus grande et arrête le passage des gaz oxydants à travers la paroi incandescente.

Le chauffage se fait au coke, soit avec tirage naturel par une cheminée (fig. 1), soit avec de l'air soufflé. Ce dernier dispositif

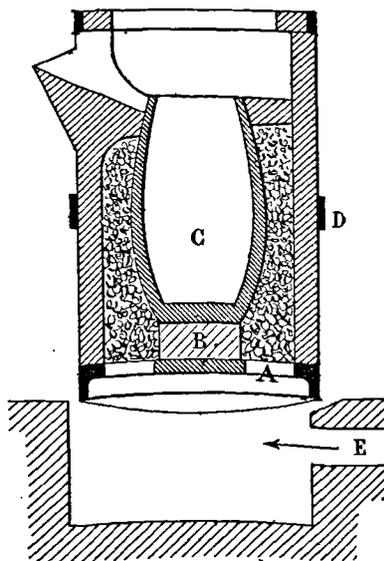


Fig. 2. — Four oscillant Pict (Coupe).

Le *four Piat*, qui en est le type (fig. 2 et 3), est constitué par une enveloppe en tôle, de section rectangulaire, portant la grille A et revêtue intérieurement d'un garnissage en briques réfractaires. Le creuset C, reposant sur son fromage B, est calé à la partie supérieure entre deux blocs réfractaires dont l'un forme le canal d'écoulement du métal fondu. A mi-hauteur, le four est muni d'une ceinture en acier D portant les tourillons sur lesquels il oscille au moyen d'un levier à main L.

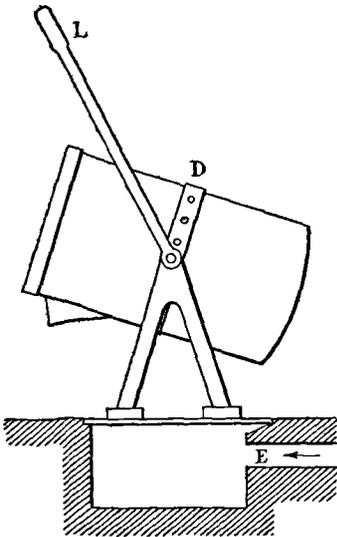


Fig. 3. — Four oscillant Piat.

Ces fours sont toujours à vent soufflé; l'air arrive par le conduit E lorsque l'appareil est dans la position verticale.

La *charge* d'un creuset est forcément restreinte. Avec les fours fixes, le creuset devant rester maniable, elle ne dépasse guère 100 kilogrammes.

Les fours oscillants permettent des charges un peu plus grandes qui peuvent atteindre 150 kilogrammes.

28. Fours à réverbère. — Les fours à réverbère ne peuvent être employés que pour la fusion de grandes quantités de métal (2 000 à 50 000 kilogrammes).

Ils sont chauffés à la houille ou par des gazogènes (*four Martin*). On doit éviter un excès d'air qui oxyderait le bain.

La porte de manipulation (chargement des métaux) est de préférence au pied de la cheminée afin d'éviter l'arrivée de l'air froid pendant l'ouverture. Le trou de coulée peut être au-dessous de la porte de manipulation ou mieux sur le côté du four.

29. Cubilot. — Le cubilot est un *four à cuve*. Le métal est directement en contact avec le combustible (charbon de bois ou plus géné-

ralement coke) et la combustion de celui-ci est alimentée par un courant d'air sous pression.

Dans la cuve *a*, généralement cylindrique (fig. 4), on introduit par l'ouverture supérieure, en couches alternées, les métaux et le combustible. L'air soufflé sort du canal annulaire *d* par les fentes *f* pour pénétrer au-dessus du creuset *c* où se fait la fusion. L'alliage fondu se rend ensuite dans l'avant-creuset *g*, d'où il sortira par le trou de coulée et la gouttière *p*. Les cendres du combustible se retrouvent à l'état de scories sur le métal fondu; on les fait écouler par l'orifice *s*.

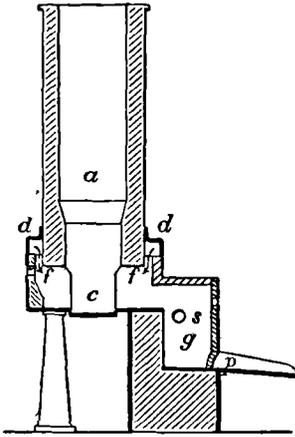


Fig. 4. — Cubilot.

Souvent une fusion au cubilot ne se réduit pas à un simple mélange : il se produit des changements dans la composition. L'air soufflé provoque des oxydations d'autant plus intenses qu'il se fait moins d'oxyde de carbone et que, par conséquent, le combustible est mieux utilisé; une petite partie des métaux peut ainsi passer

dans la scorie. D'autre part, il peut arriver que les cendres du combustible abandonnent quelque chose à l'alliage.

C'est le cubilot qui est le plus employé pour obtenir les moulages de fonte de seconde fusion.

30. Fours électriques. — Les fours électriques sont les derniers venus. Leur emploi se développe beaucoup depuis que l'on poursuit l'utilisation méthodique des forces hydrauliques.

Les différents modèles actuellement utilisés ou proposés⁽¹⁾ peuvent se ramener aux types suivants.

Le *four Girod*, employé à Ugines (Savoie) par la Société électro-métallurgique, est un four à *creusets*.

1. Pour plus de détails, consulter : MATIGNON, *L'Électro-métallurgie des fontes, fers et aciers* (Dunod, 1906), d'où sont extraits beaucoup des renseignements qui suivent.

Le chauffage est produit par une *résistance électrique* extérieure (mélange de silice et de charbon) ayant la forme de lames à faces parallèles A (fig 5) disposées horizontalement au fond des compartiments qui renferment la série de creusets.

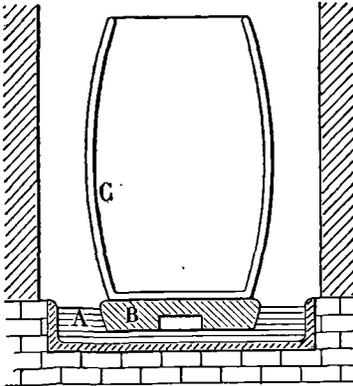


Fig. 5. — Four Girod à résistance électrique extérieure.

Au-dessous de chaque creuset C la lame est évidée pour faire place au fromage B; cet étranglement produit une augmentation de résistance et, par suite, une surchauffe locale considérable.

La température se règle avec une précision comparable à celle des fours électriques de laboratoire. Elle atteint facilement 2 000°.

On ne peut parcourir toute l'échelle des températures par la seule variation de l'intensité du courant; on emploie des résistances appropriées, ce qui se fait facilement en variant la composition du mélange ou son tassement.

Le *four Kjellin*, utilisé à Gysinge, en Suède, est un four à induction.

La chaleur est dégagée par l'effet Joule dans la masse métallique même qu'il s'agit d'échauffer et qui constitue le circuit secondaire d'un véritable transformateur.

Le métal est contenu dans une rigole annulaire B à parois réfractaires D (fig. 6 et 7), fermée par un couvercle K. Au centre se trouve un noyau carré C, formé de tôles minces d'acier doux et se prolongeant en un rectangle qui entre dans le four comme un maillon d'une chaîne dans un autre maillon. Le noyau central est entouré d'une bobine de fil de cuivre A, isolée et reliée aux pôles d'une machine à courants alternatifs.

Quand le courant traverse la bobine, il se produit un courant induit dans le bain métallique circulaire; celui-ci ne formant qu'une spire, le courant induit a une intensité à peu près égale à celle du courant

inducteur multipliée par le nombre des spires de la bobine; cette intensité peut être très considérable.

Après chaque coulée, qui se fait par le trou H, on laisse dans le four une partie du métal pour former l'induit au début de l'opération suivante.

L'appareil est bien couvert, avec des parois inattaquables (ma-

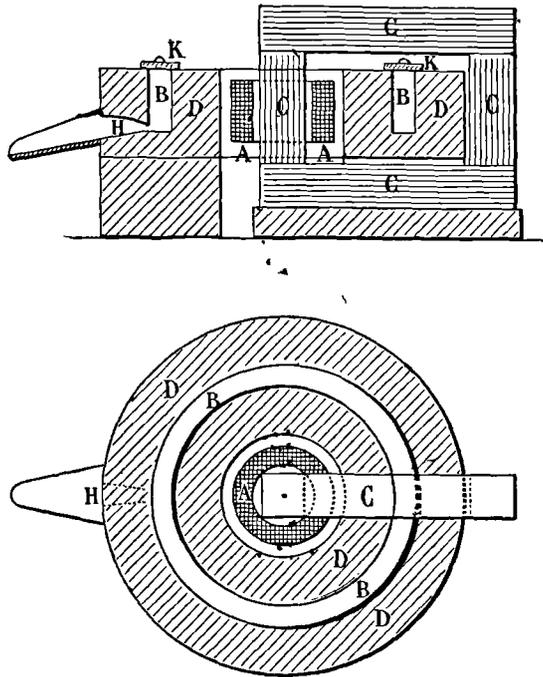


Fig. 6 et 7. — Four KJELLIN à induction (Coupe et plan).

gnésie); il n'intervient ni air ni charbon pour modifier les résultats prévus; l'opération se réduit à un simple mélange par fusion, et l'on obtient facilement un alliage de composition exactement déterminée.

Tout se passe, en somme, comme dans un creuset bien fermé; mais ici la capacité n'est plus forcément limitée comme elle l'est pour les creusets ordinaires [27]. Depuis 1902 fonctionne un four Kjellin dont la charge atteint 1 800 kilogrammes.

Le *four Héroult*, employé par la Société électro-métallurgique française à La Praz (Savoie), est un four à *électrodes*.

Il est constitué (fig. 8 et 9) par une caisse métallique revêtue intérieurement de briques réfractaires et, à la partie inférieure, d'un pisé en magnésie qui constitue la sole A.

Deux électrodes en charbon E traversent le couvercle ; leur extrémité inférieure est très rapprochée, sans pourtant qu'il y ait contact, de la surface de la scorie S qui recouvre le métal fondu M. Le

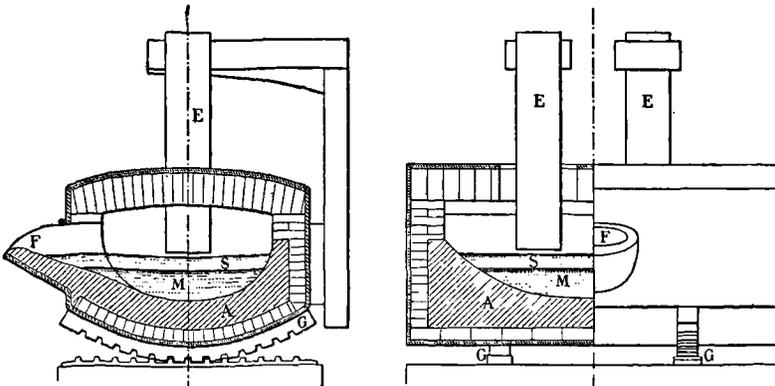


Fig. 8 et 9. — Four Héroult à deux électrodes.

courant passe alors de l'une des électrodes à la masse métallique par un arc qui jaillit à travers la mince couche d'air et le laitier peu conducteur, traverse le métal et retourne ensuite à l'autre électrode par un second arc. Le four fonctionne ainsi à la fois comme four à *arc* et comme four à *résistance*. Le bain métallique est chauffé directement dans toute sa masse.

La coulée se fait par l'orifice F ; elle est facilitée par les crémaillères G qui permettent de faire basculer tout l'appareil autour d'un axe horizontal.

On a construit de tels fours pour des charges de 2 à 4 000 kg.

Le four à canal de Gin est uniquement à *résistance intérieure*.

L'alliage, contenu dans un canal long et étroit, est parcouru par un courant de grande intensité ; les pièces polaires, placées aux deux extré-

mités pour amener le courant, sont d'énormes blocs d'acier refroidis par une circulation d'eau intérieure pour éviter leur fusion. L'énergie électrique est transformée intégralement en chaleur dans la masse même à échauffer.

COMPARAISON DES DIFFÉRENTS PROCÉDÉS DE FUSION.

31. Dans la fusion *en vase clos*, l'alliage est soustrait à tout réactif extérieur ; c'est le procédé de choix pour obtenir des produits d'excellente qualité.

Si on utilise comme source de chaleur un combustible, bois, charbon ou gaz, le seul vase clos possible est le creuset.

Or l'emploi d'un *creuset* chauffé extérieurement est coûteux : grosse dépense en creusets et en main-d'œuvre, combustible mal utilisé (on peut admettre en moyenne un coefficient d'utilisation de 12 %).

De plus la charge est toujours restreinte [27]. Pour obtenir des pièces un peu fortes, il faut chauffer en même temps plusieurs creusets prêts à être coulés ensemble dans un moule commun. L'usine Krupp, qui s'est le plus attachée à la méthode du creuset pour la préparation des aciers, a pu obtenir des lingots de 70 tonnes par la coulée simultanée de 1 800 creusets (1) ; mais une semblable opération exige un matériel énorme, un personnel nombreux et discipliné ; elle ne saurait être d'un usage courant.

32. Le *four à cuve* (cubilot, haut-fourneau) et le *four à réverbère* chauffé au charbon ou au gaz (four Martin) se prêtent au contraire à l'obtention des grosses pièces exigées par l'industrie moderne. Avec ces appareils, les coulées de 20 à 50 tonnes sont fréquentes.

Le combustible est beaucoup mieux utilisé (le coefficient d'utilisation atteint 75 % dans le haut-fourneau).

Mais, par suite du contact direct du métal avec le combustible ou avec les gaz produits par la combustion, il est plus difficile d'éviter un changement dans la composition.

Ces fours donnent ainsi économiquement des produits ordinaires

1. MATIGNON (*loc. cit.*, p. 86).

ou mi-fins ; on leur préfère le creuset pour les produits fins qui peuvent supporter un prix élevé.

33. L'*énergie électrique*, employée comme moyen de chauffage, est beaucoup plus souple que le charbon et le gaz.

Elle permet l'accumulation de la chaleur dans un espace restreint et donne ainsi facilement des températures très élevées (2 000° et plus, alors que le four Martin ne dépasse guère 1 600 à 1 700°) ; la rapidité des opérations en est considérablement augmentée.

Les fours électriques fermés, les fours à induction par exemple, ont tous les avantages des creusets, sans exiger la même main-d'œuvre, avec moins de déperdition d'énergie et tout en supportant des charges de plusieurs tonnes.

Au point de vue économique, les résultats des fours électriques dépendent évidemment des conditions locales.

Certains pays, comme le Canada, le Chili, qui possèdent de nombreuses chutes naturelles à côté de puissants gisements de fer, cherchent à employer l'énergie électrique pour toutes les opérations métallurgiques, y compris la production de la fonte au haut-fourneau.

Dans nos régions, à l'heure actuelle, le chauffage électrique est en général notablement plus cher que le chauffage au charbon et ne saurait le concurrencer pour l'obtention des produits ordinaires. Par contre, il convient pour préparer les produits fins plus économiquement et plus facilement qu'au creuset ; et il rend possible des coulées importantes avec de tels produits.

En fait, les fours électriques, dont l'emploi a commencé il y a moins de dix ans et qui ont été étudiés uniquement en vue des alliages de fer, fabriquent surtout, aujourd'hui, des aciers fins pouvant remplacer les aciers au creuset.

Ils conviendraient également pour d'autres alliages. Par exemple le four à induction est tout indiqué pour la préparation des *bronzes* où il s'agit uniquement de fondre un mélange en changeant le moins possible sa composition.

II. — CÉMENTATION

34. Principe de la cémentation. — Diffusion dans les solides. —

Un deuxième procédé de préparation des alliages est la cémentation qui consiste à combiner directement les deux éléments sans provoquer la fusion du mélange. Elle est utilisée industriellement dans quelques cas spéciaux.

C'est ainsi que l'on obtient de l'acier en chauffant au-dessous du point de fusion des barres de fer au contact de poussière de charbon [280].

On transforme un fil de cuivre en laiton en le maintenant dans la vapeur de zinc.

Dans ces expériences, la formation d'acier ou de laiton montre que le carbone ou le zinc pénètrent, se diffusent, dans le fer ou le cuivre solides.

Ces phénomènes de *diffusion à travers les solides* sont très fréquents. Ils ont été mis particulièrement en évidence par Spring (1) qui, en comprimant à la température ordinaire des limailles métalliques homogènes sous des pressions d'environ 10 000 atmosphères, a obtenu des lingots compacts et solides ; un mélange de limailles de métaux différents lui a donné de véritables alliages. La soudure de deux métaux peut même s'effectuer en dehors de toute compression, par le simple contact suffisamment prolongé de deux surfaces bien dressées.

Nous verrons que les mouvements qui se produisent ainsi de proche en proche dans les solides jouent un rôle dans l'étude de la constitution des alliages. Ils sont grandement facilités par une élévation de température.

Les alliages obtenus directement par cémentation sont évidemment formés de couches successives de composition différente.

Si on veut leur donner de l'homogénéité, il faut les soumettre à une fusion, ou bien à un *corroyage* (acier) : on lamine le métal en lames minces et plates que l'on réunit en un faisceau, et celui-ci, après chauffe au rouge, est laminé à nouveau.

Mais aujourd'hui on emploie surtout la cémentation pour obtenir des masses *hétérogènes*, par exemple pour aciérer la surface de pièces dont l'âme doit rester en fer doux (2).

1. Voir *Rapports au Congrès de Physique* de 1900.

2. Nous en verrons une application intéressante dans le cas des aciers au nickel.

III. — PRODUCTION DE L'UN OU DE PLUSIEURS DES ÉLÉMENTS CONSTITUANTS A PARTIR DE CORPS COMPOSÉS

35. Réduction par le charbon. — En général les métaux se préparent industriellement en réduisant des oxydes ou des sels par le charbon. S'il se forme ainsi plusieurs corps capables de se mélanger, on obtient un alliage.

Dans la réduction de l'oxyde de fer au *haut-fourneau*, le charbon s'allie avec le fer mis en liberté, et le résultat est la *fonte*, alliage de fer et de carbone [273].

Si, dans le haut-fourneau, on mélange à l'oxyde de fer de la silice, ou de l'oxyde de manganèse, ou de l'oxyde de chrome, les deux oxydes se réduisent simultanément et l'on obtient des *ferro-siliciums*, des *ferro-manganèses*, des *ferro-chromes*, alliages complexes renfermant à la fois du fer, du carbone et, soit du silicium, soit du manganèse, soit du chrome.

36. Réduction par l'aluminium. Aluminothermie. — Depuis quelques années on emploie parfois l'aluminium comme réducteur (Procédé *Goldschmidt*).

L'*aluminium* est un réducteur très énergique, capable de décomposer la plupart des oxydes métalliques.

On l'emploie en grains ou en copeaux que l'on mélange avec l'oxyde à réduire ; le tout est introduit dans un creuset brasqué avec de la magnésie fortement calcinée et comprimée. La réaction est amorcée en allumant un fil de magnésium plongeant dans une petite quantité d'un mélange facilement inflammable d'aluminium et d'oxyde de cuivre ou de bioxyde de baryum ; une fois amorcée, elle continue d'elle-même.

La réduction est rapide et dégage beaucoup de chaleur, aussi la température finale est-elle très élevée ; elle permet d'obtenir la fusion de métaux réfractaires comme le *tungstène* ou le *chrome*, et leur séparation à l'état de culots pourvu que l'on opère sur des quantités suffisantes de matière.

L'aluminothermie fournit des métaux très purs si l'on choisit avec soin les matières premières et leurs quantités. Elle se prête parti-

culièrement bien à la préparation des alliages par réduction d'un mélange d'oxydes fait en proportions bien déterminées. Pour les alliages d'aluminium, il suffit d'employer un excès convenable de ce métal : on prépare ainsi des alliages *cuivre-aluminium*.

Il faut éviter, dans la réaction, la présence de matières volatiles qui pourraient provoquer des explosions. On ne peut donc, au moins sans danger et sans pertes notables, préparer ainsi des alliages renfermant des métaux volatils comme le *zinc* ou le *plomb*.

IV. — AFFINAGE D'ALLIAGES PLUS COMPLEXES

37. L'opération de l'*affinage* consiste à enlever tout ou partie de quelques éléments d'un alliage brut trop complexe.

Ainsi le *cuivre* et ses alliages (les *bronzes* ou les *laitons* par exemple) renferment fréquemment un peu d'oxygène provenant, soit du métal employé, soit d'une oxydation qu'il est difficile d'éviter complètement pendant la fusion. On les affine, on élimine leur oxygène, par addition de réducteurs, de mélanges *désoxydants* [185].

Le plus souvent, au contraire, les impuretés à éliminer sont des réducteurs et l'affinage doit être une *oxydation*.

Ainsi la *fonte*, produite dans une première opération par le haut-fourneau, renferme, outre une assez grande quantité de carbone, d'autres corps tels que : phosphore, soufre, silicium, manganèse. Sa transformation en *acier*, alliage moins carburé, est un affinage pendant lequel on élimine par oxydation une grande partie du carbone et la presque totalité des autres éléments [276].

On emploie comme agent oxydant l'oxygène de l'air ou des oxydes de fer. L'opération peut se faire soit dans des fours à réverbère — four à puddler [277], four Martin — soit dans des fours électriques comme ceux précédemment décrits [30].

L'affinage par l'air se fait également au moyen d'un appareil spécial appelé *convertisseur*.

Le *Convertisseur*, imaginé par Bessemer pour le traitement des

fontes siliceuses et adapté par Thomas au traitement des fontes phosphoreuses, est une sorte de cornue (fig. 10) formée d'une enveloppe extérieure de tôle et pourvue intérieurement d'un revêtement réfractaire A.

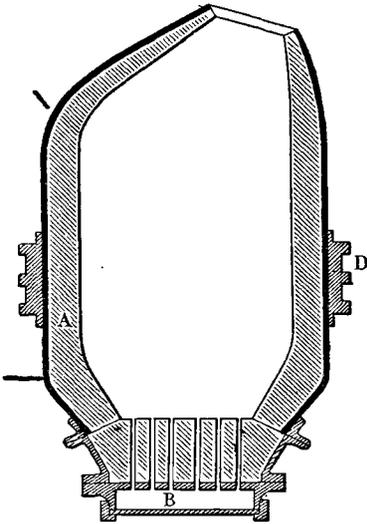


Fig. 10. — Convertisseur BESSEMER-THOMAS.

La plus grande dimension de l'appareil est d'environ 3 à 4 mètres.

Le fond du convertisseur est occupé par une boîte à vent B dans laquelle arrive de l'air comprimé; celui-ci pénètre ensuite dans l'appareil, extrêmement divisé, par de nombreux orifices de faible section (il y en a 50 à 80).

Pour rendre facile l'entrée et la sortie des matières, l'appareil est mobile autour d'un axe horizontal constitué par deux tourillons. L'un d'eux est creux: il sert à l'introduction de l'air qu'une conduite dirige ensuite dans la boîte à vent. L'autre porte une

roue dentée engrenant avec une crémaillère mue par le piston d'une presse hydraulique; on peut ainsi faire pivoter l'appareil d'un angle quelconque.

Le métal à affiner est introduit à l'état fondu dans l'appareil incliné; la forme intérieure doit être telle que, dans cette position, les orifices étroits amenant le vent ne soient pas engagés dans le bain métallique et ne puissent être bouchés par lui. En redressant ensuite l'appareil, on souffle aussitôt de l'air qui se dissémine dans toute la masse liquide et provoque une oxydation très active.

L'opération est très rapide: sa durée se chiffre par minutes.

Un appareil analogue (*Sélecteur*), basé sur le même principe, est employé dans la métallurgie du cuivre pour l'affinage de mattes renfermant de 25 à 35 pour 100 de métal pur et leur transformation rapide en cuivre commercial.

V. — PROCÉDÉS ÉLECTROLYTIQUES

38. En général, quand on électrolyse un mélange de sels métalliques, les différents métaux se déposent successivement. Ce fait est précisément utilisé dans l'analyse, et aussi pour la préparation de quelques métaux purs (cuivre électrolytique).

Toutefois, dans certains cas, en choisissant convenablement la nature du bain et l'intensité du courant, il est possible de provoquer le dépôt simultané de plusieurs métaux sous forme d'un véritable alliage.

Ce procédé est employé industriellement pour recouvrir les métaux d'une couche de *bronze*, de *laiton* ou de *maillechort*⁽¹⁾.

X COULÉE ET FAÇONNAGE

39. *Coulée*. — Au moment de la coulée, la masse métallique doit avoir une composition bien déterminée.

Si l'alliage est préparé par simple fusion, sa composition se déduit de la composition et du poids des matériaux employés. Mais souvent il peut se produire des modifications par volatilisation ou oxydation de certains éléments [25]; on en tient compte par comparaison avec des opérations types, ou mieux, si possible, on procède rapidement à l'analyse de prélèvements; on coule dès que l'on a obtenu le résultat voulu.

Ces examens rapides sont encore plus nécessaires quand les alliages proviennent d'un affinage. Ils sont d'ailleurs très fréquemment pratiqués en sidérurgie.

La coulée se fait dans des moules, soit directement au sortir du four, soit par l'intermédiaire d'une poche de coulée en tôle garnie d'argile réfractaire.

1. Voir KNAB, *Traité des Alliages et des Dépôts métalliques* (1892), p. 693, 766, 774, etc.

40. Moules. — La coulée peut se faire dans des *moules* véritables, au sortir desquels les objets sont directement utilisés après simple ébarbage et brossage de la surface.

Si au contraire l'alliage ne doit pas prendre sa forme définitive par moulage, mais par forgeage, s'il doit être ultérieurement travaillé, subir des traitements mécaniques, on coule dans des *lingotières* dont la forme est appropriée à ces traitements futurs.

Les moules et lingotières sont faits, soit en *métal* (fonte grise), soit en *plâtre* ou plus généralement en *sable*.

La nature de la substance employée n'est pas indifférente ; le refroidissement est beaucoup plus rapide avec les moules métalliques, bons conducteurs, qu'avec le sable. La température de coulée agit aussi beaucoup sur la vitesse de refroidissement.

Or la vitesse avec laquelle un alliage s'est solidifié a une grande influence sur ses propriétés.

Un refroidissement lent favorise la formation de gros cristaux et la *liquation* [41]. Avec un refroidissement rapide au contraire, on obtient un métal à grain fin, plus homogène.

Les propriétés mécaniques sont en relation étroite avec ces différences de texture.

41. Défauts des alliages coulés. — Souvent un alliage coulé, soit dans un moule, soit dans une lingotière, n'est pas entièrement homogène : 1° ses différentes parties ont des compositions différentes, c'est le phénomène de la liquation ; 2° il présente des cavités ou retassures.

1° Liquation. — Nous verrons dans le chapitre vi, en étudiant la solidification et la constitution des alliages, que, lorsqu'un alliage fondu se refroidit, les parties solides qui se forment successivement n'ont généralement pas la même composition, ni par suite la même densité.

Si la solidification est assez lente, ces différents solides ont le temps de se séparer dans la masse liquide et le lingot obtenu présente des différences notables de composition dans ses différentes parties [88]. C'est surtout dans celles qui se solidifient à la fin (sommet du lingot) que la différence est accentuée. La liquation est au contraire diminuée par un refroidissement rapide pendant la solidification, ce qui gêne la séparation des différents constituants.

Nous donnerons à propos des bronzes [201] quelques chiffres montrant l'importance de ce phénomène.

2° *Retassure*. — La retassure est une cavité que l'on trouve fréquemment dans la partie des lingots solidifiée en dernier lieu.

Elle est due au refroidissement et à la solidification plus rapides des parties superficielles. Le métal se contracte par suite du refroidissement ; dès que l'enveloppe est figée, le vide produit ne peut plus être comblé par le métal liquide affluant de l'extérieur ; il reste finalement un vide limité par une surface isotherme puisque c'est suivant de telles surfaces que se poursuit la solidification.

Au laminage, la cavité s'aplatit ; mais elle reste un danger, parce qu'en service, même sous les efforts modérés d'un travail normal, des ruptures locales peuvent s'amorcer dans le voisinage de la retassure, se propager dans les régions saines et entraîner la rupture brusque de la pièce.

Ces deux défauts sont graves (').

On les évite en surmontant le moule nécessaire d'un moule supplémentaire en sable qui renfermera ainsi les parties solidifiées à la fin ; on enlève ensuite cette partie supplémentaire ou *masselotte* qui atteint parfois 20 à 30 % de la masse totale. Cette manière d'opérer a l'inconvénient de donner d'importants déchets.

Un autre procédé, dont l'emploi se développe actuellement, consiste à soumettre le métal, pendant la solidification, à une *compression* considérable au moyen d'une presse hydraulique. Les vides disparaissent presque complètement, le métal a un grain très fin et une grande homogénéité ; il est amélioré et les déchets sont faibles.

1. On peut les constater, sur les pièces terminées, par un *essai de corrosion* qui consiste à observer une surface polie du métal après attaque par un réactif convenable (acides plus ou moins dilués, solution d'iode, etc...) ; on peut conserver, par la photographie, l'aspect obtenu. Tout défaut d'homogénéité devient visible, en particulier la retassure. La direction des fibres apparaît également, ce qui permet de contrôler le procédé de forgeage des pièces en fer. Voir Ch. FRÉMONT, *Revue de Métallurgie*, V (1908), p. 667.

Cet essai, connu depuis longtemps mais peu employé jusqu'ici, est appelé souvent *examen macroscopique* pour le distinguer des essais qui comportent l'emploi du microscope (chapitre v) et dont le but est différent.

42. Travail mécanique. — Les alliages qui, pour une raison quelconque, ne reçoivent pas leur forme définitive par moulage, sont coulés en lingotières. On utilise ensuite leur malléabilité pour les façonner. Ils subissent différents traitements en vue d'acquérir la forme et les propriétés commerciales voulues : le *laminage*, le *martelage*, l'*étirage*.

Ces opérations, que nous n'avons pas à décrire, n'ont pas seulement pour but et pour effet de donner au métal une forme déterminée ; comme pour les métaux purs et pour les mêmes raisons [11], elles provoquent des modifications souvent profondes dans les propriétés, en particulier dans les propriétés mécaniques : l'alliage *s'écroutit*. Le *recuit* le ramène à l'état primitif.

Un autre traitement thermique important est la *trempe*, ou refroidissement brusque. Les modifications qui en résultent sont en relation étroite avec la constitution. Nous en parlerons plus longuement [117 et suiv.]

CHAPITRE III

CONSTITUTION DES ALLIAGES

43. Les alliages sont des agrégats cristallins, souvent hétérogènes. — On a discuté pendant longtemps la question de savoir si les alliages métalliques sont des combinaisons définies ou de simples mélanges des métaux constituants.

D'une part, les alliages ont souvent des propriétés fort différentes de celles des éléments qui les forment, ce qui paraît contraire à l'hypothèse de simples mélanges et favorable à celle de combinaisons définies. D'autre part, la composition des alliages de deux métaux peut très fréquemment varier d'une façon continue, ce qui paraît contraire à la loi des proportions définies et par suite incompatible avec l'existence de combinaisons.

La question réduite à un dilemme aussi simple est mal posée. Elle est, en réalité, plus complexe.

Un alliage métallique, en effet, n'est homogène qu'en apparence. Comme un métal [14], il est formé par la juxtaposition de petits cristaux dont les dimensions sont généralement inférieures au dixième de millimètre. Mais, tandis que dans un métal pur ces cristaux sont identiques quant à leur nature chimique et ne diffèrent que par leurs dimensions et leur orientation, dans un alliage, au contraire, ces cristaux sont souvent de nature chimique différente.

Un tel solide est ainsi comparable à une *roche*, à un fragment de

granit par exemple, lequel est formé par la juxtaposition d'espèces minérales distinctes. Comme pour l'étude des roches, c'est l'emploi du *microscope* qui permettra de reconnaître la **structure hétérogène** et de distinguer les différents éléments.

L'homogénéité apparente d'un alliage tient à ce que ces fragments différents sont de dimensions très petites.

Quelle est l'origine de ces cristaux distincts ?

Lorsque nous fondons ensemble plusieurs métaux, nous disons qu'ils *s'allient* si la fusion donne une *masse liquide homogène*. Fréquemment il en est ainsi quelles que soient les proportions des métaux : nous disons alors que les métaux considérés *s'allient en toutes proportions* ; cela signifie qu'ils sont entièrement ***miscibles à l'état liquide***.

Refroidissons une telle *solution liquide homogène*. En général et sauf cas privilégié, les premiers cristaux qui se déposent n'ont pas la même composition que le liquide ; au cours de la solidification, il se produit successivement des cristaux différents, et la masse entièrement solidifiée, formée par leur juxtaposition, n'est plus homogène comme l'était le liquide primitif.

C'est ainsi qu'une solution d'eau et de *sel marin* renfermant peu de sel (moins de 29 %), refroidie suffisamment, laisse déposer d'abord des cristaux de glace pure, puis un mélange de glace et de sel à grains très fins (eutectique). La masse entièrement solide est alors formée par la juxtaposition des deux corps purs. En général on voit nettement qu'elle est hétérogène : les cristaux de glace formés tout d'abord sont plus légers que la solution, on les retrouve à la partie supérieure, tandis que la partie inférieure est occupée par le mélange eutectique solidifié en dernier lieu ; on peut dire que la *liquation* [41] est considérable.

Dans le cas des alliages métalliques, cette séparation mécanique des cristaux différents est en général beaucoup moins accentuée. C'est qu'en effet les grains cristallins qui se forment sont toujours très petits ; ils sont plongés dans un liquide qui ne possède pas une grande fluidité ; ce sont deux raisons pour qu'ils aient de la peine à se déplacer. On conçoit alors que, si le refroidissement n'est pas particulièrement lent, ces cristaux restent sensiblement à la place où ils

se sont formés, et sont ainsi répartis dans la masse entièrement solide assez uniformément pour lui donner une homogénéité apparente.

En résumé, *les alliages solides sont des agrégats de très petits cristaux qui peuvent être soit tous identiques, soit de plusieurs espèces différentes.*

Nous devons examiner maintenant quelle peut être la nature de ces cristaux élémentaires.

44. Nature des cristaux élémentaires. — Comme tout corps solide absolument homogène, chaque cristal élémentaire peut être :

- 1° Soit un *corps pur* ou *espèce chimique* ;
- 2° Soit un *mélange homogène* ou *solution solide*.

L'*espèce chimique* est un *corps simple* ou bien une *combinaison* ; elle a des propriétés caractéristiques et une composition bien définie.

Il ne faut pas oublier que la composition chimique ou formule d'un corps ne suffit pas toujours pour le caractériser. Les formes allotropiques du soufre, de l'étain ou de l'iodure mercurique doivent être considérées comme des individus distincts, bien qu'elles aient la même composition chimique.

La notion de *solution solide* (encore appelée *cristal mixte* ou *mélange homogène*) a son origine dans les mélanges *isomorphes*.

On sait depuis longtemps que certains corps ayant des formes cristallines voisines peuvent cristalliser ensemble, c'est-à-dire donner des cristaux mixtes homogènes où la proportion respective des deux corps varie d'une façon continue.

Ce phénomène n'est pas spécial aux corps isomorphes ; il est beaucoup plus général : le *benzène* et l'*iode* ne cristallisent pas de la même façon et cependant une solution benzénique d'*iode* laisse déposer des cristaux homogènes renfermant à la fois les deux corps.

Par assimilation avec les mélanges homogènes liquides, de tels mélanges ont été appelés solutions solides. Ils obéissent aux lois générales des solutions liquides.

On produit le plus souvent les solutions solides par solidification simultanée des deux corps (refroidissement du mélange fondu comme pour le benzène et l'*iode*, cristallisation d'une solution com-

plexe comme pour les cristaux d'aluns isomorphes). Mais on peut les produire aussi directement comme les solutions liquides, par *diffusion dans la matière solide*.

Le *caoutchouc* mis au contact d'*éther* en absorbe et donne une solution solide ; on peut dire qu'il dissout l'*éther*. De même le *palladium* absorbe l'*hydrogène*, le dissout. Dans ces deux exemples, c'est un liquide et un gaz qui se diffusent dans un solide. On peut aussi faire cheminer par diffusion un solide dans un autre solide.

Dans les conditions ordinaires de température et de pression, la diffusion dans les solides est souvent extraordinairement lente ; elle est accélérée et rendue sensible par une augmentation de pression ou de température (expériences de Spring).

L'opération industrielle de la cémentation [34] est un phénomène de diffusion.

Une solution solide sera bien définie si l'on connaît sa *composition*, c'est-à-dire la nature et la proportion des corps constituants ; ceux-ci peuvent être, soit des corps simples (iode, palladium des exemples précédents), soit des combinaisons (benzène, aluns, etc.).

Toutes les propriétés seront des fonctions, souvent très complexes, de cette composition. Il serait faux de les considérer à priori comme une moyenne entre les propriétés des corps constituants. Il en est de même d'ailleurs pour les solutions liquides ordinaires : l'on ne peut pas dire, par exemple, que les propriétés de l'eau salée (densité, points de congélation, d'ébullition, etc.) sont des moyennes entre les propriétés du sel marin solide et celles de l'eau liquide.

45. **Constitution chimique des alliages.** — D'après ce qui précède, dans un alliage de plusieurs métaux nous pouvons trouver juxtaposés :

1° Les *métaux purs* ;

2° Des *combinaisons définies pures* ;

3° Des *solutions solides* ou *cristaux mixtes* renfermant à l'état de mélange homogène, soit les métaux purs, soit des métaux et des combinaisons, soit seulement des combinaisons.

Tous les petits solides élémentaires identiques, de même composition, forment ce que l'on appelle la même *phase*.

La *constitution chimique* d'un pareil agrégat sera définie par le nombre des phases distinctes, leur nature, leur composition si ce sont des solutions solides, et leur proportion relative. Sa détermination est une véritable *analyse immédiate*.

C'est cette constitution chimique qu'il nous faut atteindre pour connaître la nature d'un alliage déterminé. L'*analyse élémentaire*, qui nous donne seulement la quantité totale de chaque corps simple sans préciser sous quelle forme il est engagé, ne saurait suffire.

En fait, deux échantillons formés des mêmes éléments dans les mêmes proportions, ayant par suite même composition élémentaire, présentent parfois, suivant les traitements qu'ils ont subis (trempe, recuit), de grandes différences dans leur constitution chimique au sens défini plus haut.

46. Structure physique. — Nous avons vu [16-19] que les propriétés d'un morceau de *métal pur* dépendaient beaucoup de sa structure, c'est-à-dire de la dimension des grains cristallins et de leur disposition.

Tout ce que nous avons dit alors s'applique aux alliages.

La dimension des grains paraît prendre parfois une grande importance. Ainsi les alliages de plomb et d'étain sont constitués par les deux métaux purs, simplement juxtaposés [174] ; il semble donc que leur résistance à la traction doive être la moyenne de celle des deux métaux purs ; or pour 37 % de plomb on trouve une résistance nettement supérieure. Il faut sans doute attribuer ce fait à la structure particulièrement fine de l'alliage considéré, lequel est formé par un *eutectique*, c'est-à-dire par des lamelles alternantes de dimensions très faibles [87].

Tous les traitements, mécaniques ou autres, qui peuvent modifier la structure, c'est-à-dire la dimension et l'orientation des cristaux élémentaires, pourront donc également modifier les propriétés.

L'étude complète de la constitution d'un alliage ne peut donc se borner à la recherche de sa *constitution chimique* ; on doit y joindre celle de la *structure physique*.

47. Utilité d'étudier la constitution des alliages. — L'étude de

la constitution des alliages est intéressante, non seulement au point de vue scientifique, mais aussi pour la pratique industrielle.

Toutes les propriétés d'un alliage, en particulier celles que l'on utilise directement, la dureté, la malléabilité, la résistance, la fusibilité, la conductibilité électrique, etc., sont des fonctions bien déterminées de sa constitution.

Si l'on pouvait connaître ces fonctions, c'est-à-dire les relations générales entre les propriétés et la constitution, on éviterait bien des tâtonnements dans l'utilisation des alliages, dans la manière de les traiter, dans la recherche des produits nouveaux répondant à des besoins précis. Cela permettrait sans doute aussi de remplacer les essais actuels destinés à renseigner sur les qualités d'un métal, essais empiriques et souvent très nombreux, par d'autres plus rationnels et plus simples [141].

48. Méthodes pour étudier la constitution des alliages. — Il résulte de ce chapitre que, pour bien connaître un alliage, il nous faut déterminer sa constitution chimique, c'est-à-dire la nature et la composition des cristaux élémentaires, et sa structure, c'est-à-dire les dimensions et la disposition de ces cristaux.

Cette recherche est un problème complexe analogue à celui qui se pose dans l'étude d'autres agrégats solides tels que les *roches*, les *produits hydrauliques*.

Il ne peut se résoudre par les seules méthodes de l'analyse chimique classique. On y joint d'autres procédés d'investigation : l'examen microscopique, l'étude des propriétés physiques (solidification, chaleur spécifique, densité, dilatation, conductibilité, etc.) et mécaniques (résistance, dureté, etc.).

La détermination de quelques-unes de ces propriétés présente déjà un grand intérêt pour l'utilisation pratique des alliages. C'est surtout comme moyens d'arriver à la connaissance de la constitution que nous les étudierons dans les chapitres suivants.

CHAPITRE IV

ÉTUDE CHIMIQUE

ANALYSE ÉLÉMENTAIRE

49. L'*analyse élémentaire* est la recherche de la nature et des proportions des corps simples contenus dans un complexe. C'est un problème relativement facile, que la chimie sait actuellement résoudre avec une grande exactitude, en particulier pour les produits métallurgiques. Les procédés généraux que l'on emploie forment la matière de tous les Traités d'Analyse.

ANALYSE IMMÉDIATE

50. L'étude de la façon dont les éléments simples sont associés dans une substance complexe, ou recherche des composés définis qu'elle renferme, constitue l'*analyse immédiate*.

C'est un problème beaucoup plus difficile que celui de l'analyse élémentaire et pour lequel le chimiste ne possède pas de méthode générale et systématique. On cherche à séparer les corps mélangés par des traitements qui n'altèrent pas leur nature chimique, de préférence par des procédés physiques : distillation, fusion ou congélation fractionnées, diffusion, dialyse, dissolution dans des solvants neutres.

Ces procédés ne s'appliquent généralement pas aux alliages métalliques pour lesquels on ne connaît pas de dissolvants neutres ; et dans

ce cas l'analyse immédiate devient particulièrement difficile. On opère alors par attaque chimique : on cherche des réactifs peu énergiques, capables d'attaquer et de dissoudre certains constituants en laissant les autres intacts.

Donnons quelques exemples.

51. Exemple I. — Le *tungstène* et l'*aluminium* sont tous deux solubles dans l'eau régale.

Les alliages de ces deux métaux suffisamment riches en tungstène, attaqués par l'eau régale, laissent un résidu cristallisé⁽¹⁾. On doit en conclure qu'ils ne sont pas uniquement formés des deux métaux mécaniquement juxtaposés, puisque ceux-ci seraient totalement dissous : les alliages renferment donc, soit une combinaison, soit une solution solide.

Nous ne pouvons pas conclure seulement à la combinaison et écarter la possibilité d'une solution solide ou mélange homogène des deux métaux. Rien ne permet, en effet, d'affirmer qu'une telle solution se comporte, au point de vue chimique, comme un mélange mécanique des deux corps qui la forment.

52. Exemple II. — Les alliages de *nickel* et d'*étain*⁽²⁾, contenant des proportions variées d'étain (74 à 92 %), soumis à des attaques alternées à l'acide azotique chaud et à la potasse caustique en fusion, s'appauvrissent en étain ; ils laissent un résidu cristallin, de composition constante quelle que soit la composition de l'alliage traité et renfermant environ 66,7 % d'étain. Cette teneur correspond à la formule NiSn.

La constance et la simplicité de la composition du résidu permettent de conclure que c'est une combinaison définie de nickel et d'étain.

Il est probable que cette combinaison préexiste toute formée dans l'alliage, mais la seule étude chimique ne permet pas de l'affirmer : il se pourrait en effet qu'elle prenne naissance pendant l'attaque aux dépens d'autres corps, de même que si l'on traite par l'eau un

1. GUILLET. *Étude industrielle des alliages métalliques*, p. 946.

2. VIGOUROUX. *Bulletin de la Société Chimique*, 4^e série, 1 (1907), p. 449 et 451.

mélange solide de sulfate de soude et de chlorure de baryum, on obtient un résidu de sulfate de baryum, formé pendant l'attaque et qui ne préexistait pas dans le mélange primitif.

Enfin, si le composé NiSn existe effectivement dans les alliages renfermant de 74 à 92 % d'étain, on ne peut pas dire s'il y est à l'état libre ou à l'état de solution solide, de mélange homogène avec un autre corps. A elle seule, l'étude chimique précédente ne fournit aucun renseignement à ce point de vue.

53. Exemple III. — Le *fer* pur est soluble à froid dans les acides dilués ; le carbone est insoluble. Étudions les alliages *fer-carbone*.

1° Considérons un alliage renfermant moins de 2 % de carbone (acier), *recuit* ou *lentement refroidi* ; attaquons par un acide étendu. Une partie se dissout ; il reste un résidu cristallisé dont la composition est à peu près constante quelle que soit la composition de l'acier traité et se représente par la formule Fe^3C .

Comme dans l'exemple précédent [52], nous concluons à l'existence d'une combinaison définie, la *cémentite* Fe^3C , qui est insoluble dans les acides dilués mais soluble dans les acides concentrés.

On observe que *tout* le carbone de l'alliage se retrouve dans ce résidu insoluble. Par conséquent l'acide étendu a seulement dissous du fer pur.

2° Considérons un alliage plus riche en carbone (en renfermant par exemple 4 %) et lentement refroidi (fonte grise). Soumettons-le au même traitement : attaque par les acides étendus. Nous obtenons encore un résidu qui renferme de la cémentite, mais celle-ci n'est pas seule. Si, en effet, nous attaquons ce résidu par un acide concentré qui dissout la cémentite, tout ne se dissout pas ; il reste des paillettes cristallisées, noires, ne renfermant que du carbone pur : c'est le *graphite*.

3° Enfin traitons de la même façon, par les acides étendus, un *acier trempé* (alliage renfermant moins de 2 % de carbone, chauffé à 800 et refroidi brusquement dans l'eau).

L'attaque est, cette fois, complète ; tout se dissout sans résidu.

Le carbone se dégage à l'état de carbures d'hydrogène qui donnent une odeur désagréable à l'hydrogène préparé au moyen de la limaille de fer ordinaire.

Puisque l'acier trempé est totalement soluble dans les acides étendus, c'est qu'il ne renferme ni graphite, ni cémentite; ces deux corps, étant en effet insolubles dans ces conditions, auraient formé un résidu. Le carbone, n'étant ni à l'état libre puisqu'il n'y a pas de graphite, ni engagé dans la combinaison Fe^3C puisqu'il n'y a pas de cémentite, doit faire partie d'un autre constituant, soit combinaison, soit solution, sur la nature exacte de laquelle la recherche précédente ne nous renseigne pas.

L'attaque par les acides étendus et les acides concentrés permet ainsi d'induire que, dans les aciers et fontes industriels, le carbone se trouve sous trois formes distinctes : soit à l'état libre (graphite), soit engagé dans une combinaison Fe^3C (cémentite), soit sous une troisième forme, combinaison ou solution, attaquable par les acides étendus.

Dans les aciers recuits ($\text{C} < 2 \%$), tout le carbone est à l'état de cémentite; dans les mêmes produits bien trempés, il est totalement sous la troisième forme soluble dans les acides étendus.

54. Exemple IV. — MM. Carnot et Goutal⁽¹⁾ ont étudié d'une manière analogue les alliages industriels de fer renfermant d'autres éléments : *silicium, soufre, phosphore, manganèse, chrome, tungstène*, etc.

1° Des *ferro-siliciums* contenant de 10 à 14 % de silicium, traités par de l'*acide chlorhydrique faible* à 40° à l'abri de l'air, laissent un résidu de composition sensiblement constante FeSi , soluble dans les alcalis.

Avec l'*acide sulfurique très étendu* et froid, l'attaque est lente; le siliciure précédent reste encore, mais il n'est pas seul; on le dissout dans la *potasse étendue* et l'on obtient un résidu final formé d'une autre combinaison FeSi^2 .

1. Recherches sur la constitution chimique des fontes et des aciers; dans *Contribution à l'étude des Alliages* (1901), p. 493.

Aucun de ces siliciures ne peut être isolé des *fontes ordinaires*, à faible teneur en silicium. Cet élément doit y être contenu sous une autre forme.

2° Pour isoler les constituants renfermant du *soufre*, on ne peut employer les acides étendus qui laissent dégager presque tout le soufre à l'état d'hydrogène sulfuré.

On produit l'attaque par du *chlorure double de cuivre et de potassium* absolument neutre. Tout le soufre reste dans le résidu insoluble, partie à l'état de sulfure de fer, partie à l'état de sulfure de cuivre. Le cuivre n'existait pas dans le métal, il provient du réactif. Le soufre devait donc être engagé dans une combinaison attaquable par le sel de cuivre. Or des expériences directes montrent que le sulfure de fer n'est pas décomposé par le réactif employé, tandis que le sulfure de manganèse se transforme en sulfure de cuivre et chlorure de manganèse; de plus la quantité de cuivre trouvée dans le résidu insoluble laissé par une fonte manganésifère correspond précisément à la quantité de manganèse.

On peut conclure de ces faits que les fontes sulfureuses contenant du manganèse renferment la *combinaison* MnS et, s'il reste du soufre disponible, la *combinaison* FeS .

3° Le *phosphore* reste aussi complètement dans le résidu insoluble quand on attaque une fonte phosphoreuse par le même réactif, chlorure cupropotassique neutre. On obtient ainsi un *phosphure de fer* de formule Fe^3P .

Ce phosphure existe sans doute tout formé dans la fonte, mais la recherche précédente ne saurait nous dire sous quelle forme il s'y trouve. Pour M. Stead (1), dans les alliages renfermant moins de 1,70 % de phosphore, il serait à l'état de solution dans l'excès de fer; au delà et jusqu'à 15 %, on aurait un mélange de la solution saturée (à 1,70 de P) et de phosphure libre cristallisé Fe^3P . L'acide azotique étendu ($d=1,20$) et froid permet de distinguer et de séparer le phosphure libre du phosphure dissous: le premier seul est insoluble dans ce réactif.

1. Voir le mémoire de MM. CARNOT et GOUTAL, p. 502.

55. Conclusion. — Ces quelques exemples suffisent pour montrer ce que peut donner l'étude chimique et les limites de sa puissance.

Elle met en évidence l'existence et les propriétés de quelques combinaisons définies des métaux.

Elle donne souvent des indications sur la présence probable de ces combinaisons dans les alliages étudiés, et parfois même permet de présumer si ces combinaisons se trouvent dans un alliage à l'état libre ou à l'état de solution. De telles inductions ne sont pas certaines, car une combinaison isolée par voie chimique peut très bien provenir de la réaction et ne pas préexister dans le complexe étudié.

Ce procédé d'investigation ne doit pas être négligé. En faisant connaître des combinaisons, il sert de guide précieux aux autres méthodes d'étude de la constitution des alliages. Mais il ne saurait suffire à lui seul, et ses conclusions ne doivent être considérées comme certaines qu'après contrôle par les méthodes dont il sera question plus loin.

CHALEUR DE FORMATION

56. Principe. — Nous pouvons rattacher à l'étude chimique l'étude de la *chaleur de formation* des alliages.

La détermination *directe* de la chaleur mise en jeu par le mélange de deux métaux *fondus* est une opération pratiquement fort difficile : la calorimétrie à température élevée se prête mal à des mesures ayant quelque précision. Aussi ce n'est que dans des cas exceptionnels, pour des métaux très fusibles, que l'on a pu observer qualitativement un phénomène sensible.

Remarquons d'ailleurs que si une telle expérience peut nous donner des indications sur la nature de l'alliage à l'état fondu, nous ne saurions en déduire avec certitude la constitution du produit après solidification.

Ce qu'il importe en effet de connaître pour cela, c'est la chaleur de formation de l'*alliage solide* à partir des *deux métaux solides*.

Si l'alliage est constitué par la juxtaposition des deux métaux purs, cette chaleur doit être nulle. Si, au contraire, il renferme des solutions solides et surtout une combinaison, nous trouverons une valeur non nulle, positive ou négative.

En construisant la courbe donnant la chaleur de formation en fonction de la composition de l'alliage, la présence d'un maximum ou d'un minimum indiquera un changement dans la constitution et pourra faire pressentir l'existence d'une combinaison.

57. Détermination expérimentale. — Le procédé de mesure consiste à attaquer les deux métaux séparés d'une part, l'alliage de l'autre, par un réactif convenable, pour amener les deux systèmes à un même état défini, par exemple à l'état de sels ; on fait ensuite la différence entre la chaleur dégagée par l'alliage et la somme des chaleurs dégagées par les deux métaux.

Il est souvent difficile de trouver un dissolvant capable de dissoudre métaux purs et alliages assez rapidement pour permettre une mesure calorimétrique, tout en donnant un état final bien défini. Un de ceux qui conviennent le mieux dans des cas assez nombreux est une *solution concentrée de brome dans le bromure de potassium*.

Les chaleurs de formation que l'on détermine ainsi sont en général très faibles, et on les obtient avec une précision relative médiocre. Aussi la méthode, d'une application longue et pénible, donne-t-elle peu de résultats au point de vue de la constitution. C'est ce que montrera l'exemple suivant.

58. Exemple. — M. Herschkowitch (*), en utilisant comme dissolvant une solution de brome dans le bromure de potassium, a étudié les alliages suivants :

Zinc-Étain
Zinc-Cadmium
Zinc-Cuivre
Étain-Cuivre.

A titre d'exemple nous donnerons les expériences relatives aux alliages *zinc-cuivre* (laitons).

Les deux métaux purs ont été dissous dans le réactif, et la chaleur de dissolution mesurée ; *trois* expériences ont été faites pour chaque métal. La moyenne exprimée en petites calories pour un gramme de métal est :

1 gramme Cu.	743 ^{cal.}
— Zn.	1396

1. *Zeits. f. physikal. Chemie*, **27** (1898), p. 164.

Deux alliages ont été traités de même. Pour chacun d'eux la chaleur de dissolution rapportée à 1 gramme d'alliage, *trouvée* comme moyenne de trois déterminations, est retranchée de la chaleur *calculée* pour la dissolution des quantités correspondantes des deux métaux purs.

Le tableau ci-dessous donne les résultats :

COMPOSITION	CHALEUR DE DISSOLUTION		DIFFÉRENCE OU CHALEUR DE FORMATION
	TROUVÉE	CALCULÉE	
27,3 % Cu	1 207 ^{cal.}	1 217 ^{cal.}	+ 10 ^{cal.}
56,0 —	1 023	1 032	+ 9

La courbe de la fig. 11 en est la représentation graphique.

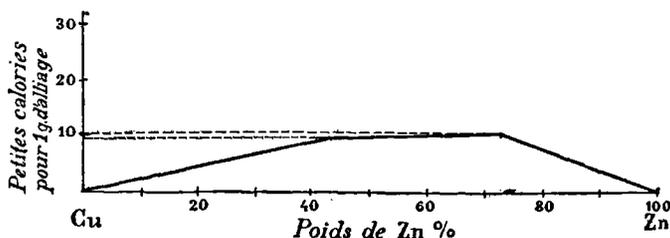


Fig. 11. — Chaleur de formation des alliages CUIVRE-ZINC.

Nous remarquerons que les nombres définitifs sont petits ; ils sont donnés par la différence de deux nombres beaucoup plus grands ; la précision avec laquelle ils sont connus est donc assez faible. De plus le nombre d'alliages étudiés (deux) est très restreint.

Il est ainsi difficile de tirer de l'examen de la courbe des conclusions relatives à la constitution.

Dans une étude analogue portant sur 6 alliages *cuivre-aluminium*, MM. Louguinine et Schukareff⁽¹⁾ ont trouvé des chaleurs de formation plus grandes, atteignant 170 petites calories par gramme d'alliage.

Leur comparaison pour des compositions différentes donne également peu d'indications sur la constitution.

1 Archives des Sciences physiques et naturelles, 45 (1903), p. 49.

CHAPITRE V

MÉTALLOGRAPHIE MICROSCOPIQUE

PRINCIPE

59. Dans l'industrie métallurgique, les praticiens procèdent couramment à l'examen de la cassure ou du grain des alliages. Une longue pratique a appris à déduire de cette observation certains renseignements sur les propriétés mécaniques, par suite sur les qualités du métal.

Mais ces cassures ne comportent aucune définition précise, aucune description certaine; leur aspect ne peut être reproduit et conservé. Elles ne se prêtent donc pas à des études systématiques.

La *métallographie microscopique* est le développement précis et complet de ce procédé rudimentaire d'observation.

Elle consiste essentiellement à *préparer* une surface plane et polie du métal à examiner; à donner des apparences distinctes aux différents constituants de l'alliage, en utilisant leur résistance variable à des agents d'*attaque* convenablement choisis; enfin à examiner au *microscope* la surface ainsi préparée, ou à en prendre la *photographie* considérablement agrandie.

60. L'emploi du microscope a été proposé en 1856 par Sorby pour l'étude des *roches*, agrégats de parties différentes très petites dont la structure présente une grande analogie avec celle des alliages.

On examine, soit en lumière naturelle, soit en lumière polarisée, des coupes suffisamment minces pour être transparentes.

C'est seulement en 1864 que Sorby songea à appliquer une mé-

thode analogue aux produits métallurgiques et jeta les bases de la métallographie actuelle dont l'usage se répand aujourd'hui dans les laboratoires industriels.

Avec les alliages, les conditions ne sont plus les mêmes que dans l'étude des roches ou pétrographie. L'opacité des métaux est trop grande pour qu'il soit pratiquement possible d'obtenir des coupes transparentes ; on ne peut pas utiliser les phénomènes de coloration en lumière polarisée pour distinguer les constituants différents. Il faudra donc observer par réflexion, et recourir à d'autres procédés de différenciation tels que la modification chimique de la surface.

TECHNIQUE

61. L'examen métallographique d'un alliage comprend quatre opérations distinctes :

- I. Préparation de la surface polie.
- II. Attaque.
- III. Examen microscopique.
- IV. Photographie, si l'on veut conserver une trace durable de l'opération faite.

I. — PRÉPARATION DE LA SURFACE POLIE.

62. **Découpage. Dégrossissage.** — Le poli nécessaire pour permettre une observation microscopique doit être beaucoup plus parfait que le poli ordinaire obtenu dans l'industrie. Aussi croyons-nous devoir entrer dans quelques détails sur la manière de l'obtenir.

L'échantillon destiné à l'examen ne doit pas être trop considérable : un diamètre d'environ 15 millimètres et une épaisseur de 10 millimètres conviennent bien.

Le **découpage** d'un pareil échantillon dans la masse de l'alliage se fait très facilement avec une scie à main pour tous les métaux dont la dureté ne dépasse pas celle de l'acier recuit, c'est-à-dire pour l'immense majorité des alliages. Pour les métaux durs, fragiles, comme la fonte blanche, le plus simple est d'employer le marteau ; il a seulement le défaut de donner des fragments irréguliers. Si l'on a un moteur, il est préférable de découper l'échantillon avec une meule

mince d'émeri. Ce procédé est le seul que l'on puisse employer avec les alliages tels que les aciers trempés et revenus, trop durs pour être sciés et pas assez fragiles pour être cassés.

On dresse ensuite à la meule ou à la lime une surface plane, et on la *dégrossit* au moyen des procédés de polissage employés dans l'industrie, c'est-à-dire en la faisant passer sur des papiers ou des meules garnis de différents émeris y compris les potées les plus fines.

On doit obtenir ainsi une surface doucie, formant déjà miroir, mais dont le poli n'est pas encore suffisant.

63. Finissage. — L'opération suivante ou *finissage* est la plus importante. C'est un polissage effectué au moyen de poudres particulièrement fines.

Les matières que recommande M. H. Le Chatelier⁽¹⁾ comme donnant les meilleurs résultats sont les suivantes :

Alumine provenant de la calcination de l'alun ammoniacal ;

Oxyde de chrome provenant de la calcination du bichromate d'ammonium ;

Oxyde de fer provenant de la calcination à l'air de l'oxalate de fer.

Le point capital est la préparation de la matière à polir : il faut arriver à un classement rigoureux des grains par ordre de grosseur. On l'obtient avec la méthode de lavage employée par M. Schloesing pour l'analyse des kaolins.

Les poudres sont mises en suspension dans l'eau ; on laisse déposer et on fait une série de décantations successives après des temps de plus en plus longs (de 1 heure à 3 jours). Les dépôts sont de plus en plus fins à mesure que le temps mis à les produire est plus grand.

Si l'eau renferme des sels, même en petite quantité, par exemple des sels de calcium, les matières pulvérulentes mises en suspension tendent à s'agglomérer en grumeaux réunissant ensemble parties fines et gros grains : il y a *coagulation*, dépôt trop rapide et séparation incomplète. La quantité de calcaire renfermée dans l'eau ordinaire est généralement suffisante pour produire cet effet défavorable. On ne devra donc pas laver les poudres avec de l'eau ordinaire ; il

1. La Technique de la Métallographie microscopique, dans *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 421 et suiv.

faudra traiter d'abord par de l'eau acidulée nitrique, laver à l'eau distillée, et faire la séparation par décantation dans l'eau distillée pure ou additionnée d'un peu d'ammoniaque qui facilite la suspension des parties les plus fines.

Naturellement une extrême propreté est nécessaire dans toutes ces opérations ; les vases seront lavés soigneusement et maintenus couverts pour les préserver des poussières.

La conservation des poudres exige les mêmes précautions. Un moyen simple et commode consiste à les laisser en suspension dans l'eau et à les projeter au moyen d'un pulvérisateur ordinaire sur les supports qui doivent servir au polissage.

Ces supports doivent être assez souples pour s'appliquer sur toute la surface de l'échantillon, et ne pas renfermer de grains durs capables de rayer le métal. On emploie, en général, une étoffe (velours, feutre, drap) bien tendue sur un disque de bois vissé à l'extrémité d'un arbre pouvant tourner avec une grande vitesse. A défaut d'une machine, on peut tendre l'étoffe sur une planche à dessin et faire le polissage à la main.

64. Avec quelques alliages trop mous, il est souvent difficile d'obtenir par la méthode précédente le poli nécessaire.

On a proposé de couler le métal sur une plaque de mica, de verre ou d'acier dur ; mais le refroidissement brusque peut changer la structure. M. Le Chatelier a indiqué de placer une lame de verre dans le métal fondu et de laisser refroidir.

II. — ATTAQUE DE LA SURFACE POLIE.

65. L'attaque a pour but de différencier les constituants de l'alliage. On cherche à produire un relief ou des différences de coloration.

66. Attaque par polissage en bas-relief. — Cette méthode est basée sur ce fait que les différents éléments d'un corps non homogène, n'ayant généralement pas la même dureté, tendent à s'user inégalement ; on peut ainsi faire apparaître la structure par simple relief.

Le polissage doit s'effectuer sur un support ayant une élasticité suffisante : du parchemin tendu mouillé sur une planche de bois dur et recouvert de poudre particulièrement fine.

Cette méthode est d'une application délicate. Elle convient surtout quand les constituants sont de dureté très inégale, par exemple avec les antifrictions [261].

67. Attaque directe par un réactif. — L'attaque doit être lente et peu profonde ; il faut donc employer des réactifs étendus.

La nature de ceux-ci dépend de l'alliage et l'on ne peut rien dire de général. Dans chaque cas particulier, il faut chercher le réactif convenable par des tâtonnements parfois fort longs. L'étude chimique peut souvent servir de guide : si un réactif a permis d'isoler un constituant, en l'utilisant pour l'attaque on observera ce constituant intact.

Les liquides les plus divers ont été proposés et utilisés : *chlorure ferrique, chlorure cuivreux ammoniacal, acides en solution aqueuse, acide chlorhydrique dans l'alcool absolu, acide picrique dans l'alcool absolu, acide azotique dans l'alcool amylique, teinture d'iode officinale, etc.* Mentionnons encore l'air qui, à température élevée, produit des oxydations partielles.

La durée de l'attaque peut varier de quelques secondes à quelques minutes.

68. Attaque par voie électrolytique. — On effectue l'attaque sous l'action d'un courant électrique, au sein d'une dissolution qui seule n'agirait pas sur le métal.

Le dispositif est très simple : dans une capsule de platine C



Fig. 12. — Attaque d'une surface polie par voie électrolytique.

à attaquer E, la face polie en dessous ; celle-ci est séparée de la capsule par un disque de papier filtre A formant diaphragme. L'autre pôle de la pile est réuni à une tige

métallique qui permet de toucher l'échantillon. Le réglage du courant se fait par la résistance R ; on opère sous 4 à 5 volts, avec une intensité variant de $\frac{1}{100}$ à $\frac{1}{1000}$ d'ampère par centimètre carré, et une durée d'action de quelques secondes à quelques minutes.

Cette méthode, indiquée par M. Le Chatelier, permet de régler exactement la profondeur d'une attaque et d'en suivre les différentes phases, grâce à la facilité avec laquelle on peut graduer la durée et l'intensité du courant.

69. Après attaque, l'échantillon est lavé à l'eau et à l'alcool, puis séché par un courant d'air.

Si la préparation doit être conservée, il faut protéger la surface par un vernis convenable ; mais il est préférable de produire l'attaque au moment même de l'examen.

III. — EXAMEN MICROSCOPIQUE.

70. On peut utiliser un microscope quelconque muni d'un dispositif pour éclairage par réflexion.

Un des plus employés est le *microscope Le Chatelier* (fig. 13 et 14), construit spécialement pour la métallographie ; il est d'une manipulation très simple et d'un prix relativement faible.

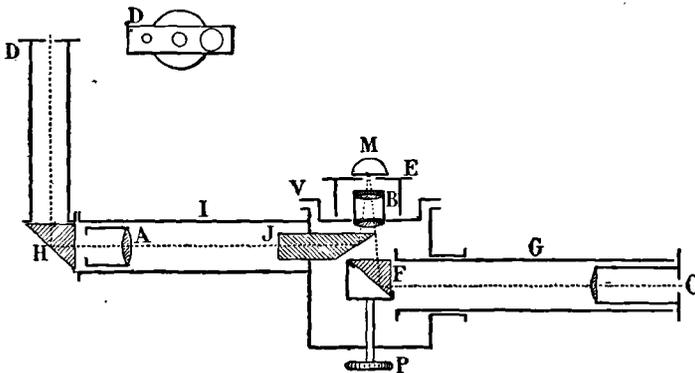


Fig. 13. — Schéma du microscope LE CHATELIER.

Sa caractéristique est un *objectif renversé* B, regardant vers le haut. Cette disposition permet de se contenter pour l'échantillon M d'une seule face plane qui est posée sur un support E remplaçant la platine du microscope. On est dispensé ainsi, soit du réglage indispensable dans les microscopes ordinaires pour orienter la surface

examinée perpendiculairement à l'axe de l'appareil, soit de la sujection plus grande encore de tailler sur l'échantillon deux faces planes et parallèles ; de plus, cette disposition permet d'examiner, quand cela est utile, des objets très volumineux.

L'oculaire est placé horizontalement sur le côté ; l'image lui est renvoyée par un prisme à réflexion totale F placé sous l'objectif. La mise au point se fait au moyen d'une monture à vis V qui entoure l'objectif et reçoit le support E porté par trois pointes.

L'éclairage de la préparation se fait comme suit : la lumière d'une source quelconque (bec Auer) traverse un diaphragme D ; celui-ci est porté à l'extrémité d'un tube qui peut être droit et alors la source doit être au même niveau, ou bien coudé avec un prisme à réflexion totale H (c'est le cas de la figure), ce qui permet de placer la source à un niveau quelconque. La lumière traverse ensuite horizontalement une lentille A, puis est renvoyée verticalement par un prisme J qui, évidemment, ne recouvre qu'une partie du prisme F (1).

Le diaphragme D est placé au foyer principal du système optique complexe formé par l'objectif B, le prisme éclaireur J et la lentille A. Le réglage de l'éclairage se fait en changeant le diamètre du diaphragme et sa position.

IV. — PHOTOGRAPHIE.

71. Appareil. — Le microscope de M. Le Chatelier a été spécialement étudié en vue de son usage pour la photographie.

A cet effet, le prisme à réflexion totale F peut tourner de 90° autour d'un axe vertical grâce à un bouton P situé au-dessous de l'appareil. L'image peut ainsi être envoyée soit dans l'oculaire O placé sur le côté, soit dans une chambre photographique ordinaire placée horizontalement dans la direction de l'axe de l'appareil (fig. 14).

On obtient ainsi des images de 15 millimètres de diamètre que l'on peut agrandir. Mais il est préférable d'effectuer de suite le grossissement de l'image avant de la recevoir sur la plaque ; pour cela on

1. Le tube éclaireur I et le tube oculaire G sont à angle droit (fig. 14). Dans la fig. 13, pour la commodité du dessin, ils sont représentés dans la même direction.

ajoute un oculaire à projection Z et une chambre noire de dimension

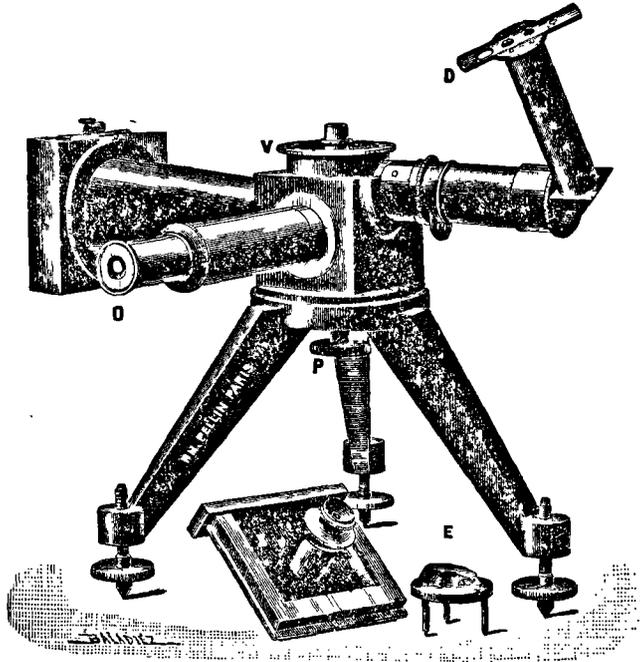


Fig. 14. — Microscope LE CHATELIER.

convenable. On peut employer alors des plaques 9×12 ou 13×18 .

72. Source lumineuse. — Pour l'observation directe, le bec Auer convient très bien. Pour la photographie, il faut une source constante, intense, riche en rayons photogéniques.

La lumière *oxydrique*, la lampe *Nernst* conviennent si l'on se contente de lumière blanche. Mais il est préférable d'employer systématiquement une lumière monochromatique parce que l'achromatisme des objectifs n'est jamais parfait.

Les lampes à *arc de mercure* dans le vide donnent une lumière excellente pour la photographie. MM. Pérot et Fabry ont montré que les radiations émises par cet arc comprennent deux raies jaunes, une raie verte, une raie indigo et plusieurs raies violettes et

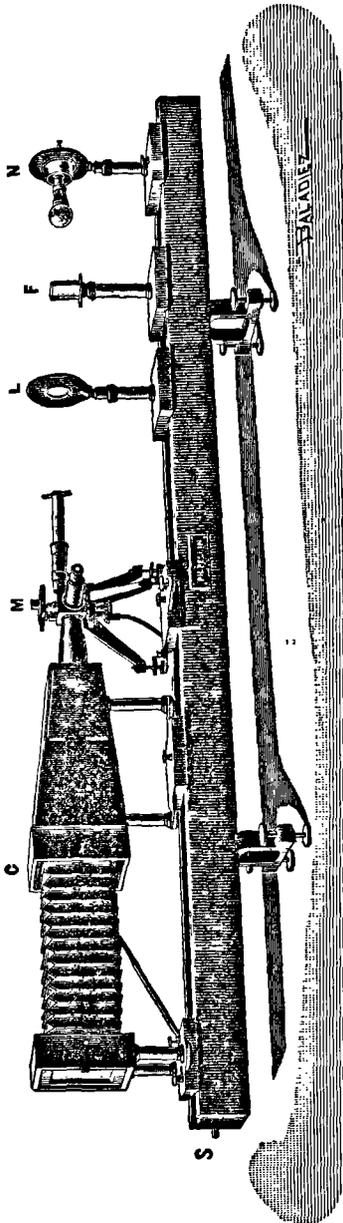


Fig. 15. — Microscope Lx CHATELIER (Disposition générale pour la photographie).

ultraviolettes. Une cuve renfermant une solution acide de sulfate de quinine arrête les raies violettes et ultraviolettes; les raies jaunes et verte sont sans action photographique sensible; il reste seulement la raie indigo.

Quelle que soit la source, il faut qu'elle couvre complètement le diaphragme M; si ses dimensions sont trop petites, on en projette une image agrandie au moyen d'une lentille supplémentaire.

La fig. 15 montre la disposition d'ensemble d'une installation métallographique. La source lumineuse est une lampe Nernst N; une lentille L en projette l'image sur le diaphragme. Entre la lampe et la lentille se trouve une cuve F renfermant une solution acide de sulfate de quinine; on obtient ainsi de très bons clichés photographiques.

On commence à appliquer à la métallographie microscopique la *photographie en couleur* par le procédé Lumière⁽¹⁾. Certains réactifs, en particulier l'oxydation à l'air chaud, donnent des colorations très vives. Les contrastes ainsi obtenus ne sont pas toujours rendus dans les reproductions photographiques

1. Voir RÉVILLON et BEAUVÉRIER. *Revue de Métallurgie*, V (1908), p. 885.

en noir ; ils conservent au contraire toute leur valeur dans les reproductions en couleur.

Il faut observer que ces colorations sont dues à des phénomènes de lames minces et varient par suite avec la profondeur de l'attaque. Elles ne sont donc pas caractéristiques des différents constituants : elles servent seulement à les différencier.

73. Repérage. — Il est souvent utile de faire subir à un même échantillon plusieurs attaques successives afin de déterminer, soit l'action plus ou moins prolongée d'un même réactif, soit l'action de divers réactifs sur le même point de la surface.

Pour que les différentes épreuves photographiques puissent se comparer, il faut qu'elles soient exactement repérées.

On y arrive facilement (1) en adaptant, sur la plate-forme V du microscope, un disque métallique circulaire découpé suivant un rectangle RR' et portant deux taquets A et B (fig. 16). L'échantillon M est échancre en un point E au moyen d'une lime ou d'une meule ; on le place de façon que le taquet A entre dans cette échancre, et d'autre part on le fait buter contre le taquet B. La position est ainsi parfaitement déterminée et se retrouvera identique à chaque observation.

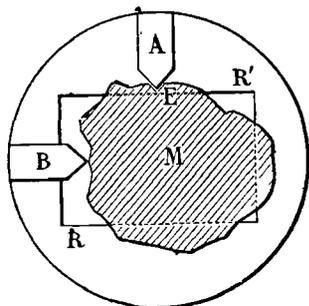


Fig. 16. — Dispositif pour REPÉRAGE en métallographie.

La planche XIII (Phot. 45 à 48) donne comme exemple les photogrammes obtenus avec un alliage anti-friction par des attaques de plus en plus prolongées à l'acide chlorhydrique ordinaire. On y voit les cristaux se creuser, notamment le cristal triangulaire qui va en diminuant au fur et à mesure de l'attaque.

RAPIDITÉ ET PRIX DE REVIENT D'UN EXAMEN MICROGRAPHIQUE.

74. La série des opérations que nous venons de décrire un peu lon-

1. GUILLET. *Revue de Métallurgie*, IV (1907), p. 1027.

guement peut en réalité se faire en un temps très court lorsque le matériel est installé à demeure.

Pour une personne exercée, la préparation complète d'un échantillon (découpage, polissage, finissage) demande une demi-heure, et moins encore si l'on peut préparer les échantillons en série. L'attaque et l'examen au microscope durent quelques minutes. Un essai micrographique direct, sans photographie, est donc une opération particulièrement rapide.

C'est aussi une opération dont le prix de revient est minime, et cette considération n'est pas sans importance au point de vue de l'utilisation régulière de cette méthode dans la pratique courante des usines métallurgiques.

Pour suivre et contrôler le travail journalier d'une usine, l'obtention de photographies est inutile. Il suffit alors d'un microscope et d'un bec Auer. Les frais d'amortissement d'un matériel aussi restreint, qui de plus peut durer de longues années, sont absolument insignifiants.

La préparation des échantillons se fait avec des meules, des papiers d'émeri, des polissoirs ; c'est un travail tout à fait semblable à ce que l'on fait journellement dans les ateliers ; il peut être effectué par n'importe quel ouvrier après quelques jours d'apprentissage. Vingt échantillons pouvant être préparés en une seule journée d'ouvrier, le prix de chacun d'eux est très faible.

Les essais métallographiques sont donc à la fois *rapides* et peu *coûteux*.

Il faut ajouter qu'ils peuvent aussi être faits directement sur des pièces fabriquées, sans qu'il soit nécessaire de prélever un échantillon. On polit un point de la surface de la pièce en place, et on vient y fixer le microscope nécessaire à l'examen. M. Guillet a proposé cet ingénieux dispositif pour contrôler, par exemple, les différentes pièces métalliques des automobiles, au moment de la livraison.

APPLICATIONS

75. La métallographie microscopique est une méthode d'analyse particulièrement précieuse.

Elle nous renseigne sur la *structure*, sur la *composition chimique immédiate*, et même, dans certains cas, sur la *composition chimique élémentaire*.

76. A. Structure. — C'est le seul procédé qui nous fasse connaître avec précision la *structure* d'un alliage, la grosseur des cristaux, leur enchevêtrement.

Nous avons déjà insisté sur la grande importance de ce facteur au point de vue des propriétés mécaniques [19-46].

En général, surtout pour les aciers, un métal de bonne qualité doit présenter au microscope un grain très fin, une structure confuse ; si l'on voit quelque chose de net, le métal est médiocre.

77. B. Composition immédiate. — Constituants métallographiques. — Au point de vue métallographique, on appelle *constituant* d'un alliage *tout élément de structure caractérisé par ses réactions micrographiques*.

Un exemple nous permettra de préciser cette notion ; il montrera en même temps les services que peut rendre la métallographie pour la connaissance de la nature chimique des constituants, et par suite de la composition immédiate des alliages.

Faisons l'étude micrographique des *aciers*, alliages *fer-carbone* renfermant de 0 à 2 % de carbone.

Considérons d'abord les produits soigneusement *recuits* et attaquons la surface polie par l'*acide picrique*.

1° Avec le *fer sensiblement pur*, une attaque courte donne une surface uniformément blanche ; une attaque prolongée fait apparaître des polyèdres (Pl. XV, phot. 53 ; les points noirs sont des grains de scories).

2° Les alliages renfermant de 0 à 0,85 % de carbone montrent, après une attaque courte, des taches noires sur fond blanc (Pl. XV, phot. 54, 55 et 56). Si l'attaque est poursuivie plus longtemps on voit apparaître, dans le fond blanc, des polyèdres analogues à ceux du photogramme 53. Ces alliages présentent ainsi deux constituants : l'un qui se colore immédiatement par l'acide picrique, on l'appelle *perlite* ; l'autre qui reste blanc par une attaque courte, et montre

des polyèdres par une attaque prolongée ; c'est celui qui apparaît seul dans le fer pur, on l'appelle *ferrite*.

La comparaison des phot. 54, 55, 56 et 57 (Pl. XV et XVI) montre que la proportion de perlite augmente avec la teneur en carbone. Pour $C = 0,85$, elle envahit toute la préparation qui devient uniformément noire.

3° Examinons maintenant les aciers renfermant plus de 0,85 % de carbone. Une attaque à l'acide picrique montre encore deux constituants (Pl. XVI, phot. 59) : la perlite, colorée en noir, et un autre qui reste blanc et se comporte ainsi, vis-à-vis de l'acide picrique, comme la ferrite. Ce n'est cependant pas de la ferrite, car on peut l'en distinguer au moyen du *picrate de soude en solution sodique* ; ce réactif attaque à peine la ferrite et la perlite, tandis qu'il colore en brun le nouveau constituant.

Nous caractérisons ainsi un *troisième* constituant se colorant par le picrate de soude et pas par l'acide picrique. Il augmente avec la teneur en carbone ; on le voit apparaître en aiguilles blanches très nettes au bord des aciers cémentés (Pl. XVI, phot. 60).

4° Que sont ces trois constituants au point de vue chimique ?

L'étude chimique [53] nous a montré que dans les aciers recuits renfermant moins de 2 % de carbone, cet élément restait tout entier, après attaque par les acides étendus, à l'état d'une combinaison définie cristallisée, la *cémentite* Fe^3C , renfermant 6,66 % de carbone ; ce qui se dissout, c'est du fer pur ; les alliages peuvent donc être considérés comme formés de fer pur et de cémentite.

Si nous rapprochons ces résultats de ceux de l'étude micrographique, nous pourrions en déduire ce qui suit :

Le troisième constituant, celui qui se colore par le picrate de soude et pas par l'acide picrique, qui apparaît dans les alliages les plus riches en carbone et augmente en même temps que la quantité de ce dernier corps, qui ainsi se comporte comme le constituant le plus carburé, est la *cémentite*, combinaison définie Fe^3C .

Le constituant *ferrite*, que nous trouvons dans le fer et dans les aciers peu carburés, est du fer pur.

Quant à la *perlite*, ce n'est pas un constituant homogène ; elle est formée, comme un eutectique [87], par des lamelles alternantes dont

l'épaisseur extrêmement faible est de l'ordre du $\frac{1}{1\ 000}$ de millimètre, et qu'un grossissement suffisant permet de distinguer (Pl. XVI, phot. 57 et 58). Ces lamelles sont de la ferrite et de la cémentite.

La perlite ne constitue donc pas un élément d'une nature chimique spéciale, différent des deux autres constituants; c'est un *agrégat*. Néanmoins on lui conserve un nom distinct à cause de sa structure particulière, et aussi à cause de ses réactions micrographiques spéciales.

Il est à remarquer en effet que l'acide picrique colore en noir la perlite, mélange mécanique de deux corps, ferrite et cémentite, qui, dans les mêmes conditions, ne se colorent pas séparément. Ces colorations ne tiennent donc pas uniquement à la nature chimique du constituant; elles dépendent aussi de la structure, soit par suite de phénomènes optiques tels que ombres portées sur les parties plus attaquées, soit même parce que l'action chimique peut être différente suivant les dimensions des surfaces en contact (voir plus haut [17] ce que nous avons dit des phénomènes superficiels).

5° Considérons les *aciers au nickel*, c'est-à-dire les alliages ternaires fer-carbone-nickel.

Prenons, par exemple, un acier renfermant 0,12 % de carbone et une quantité quelconque de nickel, inférieure à 9 %. Après attaque à l'acide picrique, l'examen microscopique montre des taches noires sur fond blanc (Pl. XIX, phot. 68). Cet aspect est le même que celui de l'acier ayant même teneur en carbone, mais *sans* nickel (comparer Pl. XV, phot. 54). Nous dirons que la constitution est la même et que, de même que l'acier ordinaire, l'acier au nickel à 0,12 % de carbone est formé de deux constituants : la *perlite*, que l'acide picrique colore en noir, et la *ferrite* non colorée dans les mêmes conditions.

D'autre part, l'étude chimique d'un tel alliage montre que, dans l'attaque par les acides étendus, le nickel se dissout en même temps que le fer, tandis que le carbone reste à l'état d'un résidu insoluble de cémentite.

On peut conclure de cet ensemble que le constituant des aciers au nickel appelé ferrite, caractérisé par ses réactions micrographiques, n'est pas du fer pur comme dans les aciers ordinaires; il renferme aussi du nickel en proportion quelconque au-dessous de 9 %.

C'est un exemple d'une solution solide donnant la même apparence micrographique pour des compositions différentes comprises entre certaines limites.

La perlite de ces aciers renferme aussi du nickel; c'est en effet un agrégat de cémentite et de ferrite au nickel.

Nous voyons ainsi qu'un *constituant métallographique*, défini comme nous l'avons fait plus haut, c'est-à-dire par ses *réactions au microscope*, peut être :

Soit un *corps pur*, *corps simple* comme la ferrite des aciers ordinaires ou le graphite, *combinaison définie* comme la cémentite ;

Soit une *solution solide* dont la composition varie d'une façon continue entre certaines limites (ferrite dans les aciers au nickel) ;

Soit enfin un *agrégat* hétérogène d'une texture particulière, juxtaposition de corps purs (perlite dans les aciers ordinaires) ou de solutions (perlite dans les aciers au nickel).

78. C. Composition chimique élémentaire. — Les micrographies précédentes (53 à 56, Pl. XV) sont nettement différentes ; elles correspondent à des quantités différentes de carbone.

Si donc on a un acier que l'on sait ne renfermer que du fer et du carbone, un examen micrographique de l'échantillon recuit peut donner rapidement des indications sur sa composition élémentaire. Si par exemple on trouve de la cémentite, on en déduit que l'acier renferme plus de 0,85 de carbone ; la présence de ferrite dénote au contraire une teneur inférieure à 0,85 ; on peut même alors, d'après l'abondance de la perlite, préciser le carbone à moins de 0,10 près, surtout pour les basses teneurs.

Dans bien des cas analogues, il sera possible ainsi d'obtenir, beaucoup plus rapidement que par une analyse chimique ordinaire, des renseignements suffisamment approchés et dont la pratique industrielle peut tirer parti.

M. H. Le Chatelier (1) en a cité un exemple très topique. Deux plaques de laiton provenant d'une même fabrication étaient de qualité très différente : l'une se laissait facilement emboutir, se coupait net-

1. *Revue de Métallurgie*, III (1906), p. 494.

tement au burin ; l'autre, impossible à travailler, s'arrachait irrégulièrement. Pourtant les métaux employés étaient de la plus grande pureté et les dosages bien réglés par des pesées précises.

S'agissait-il d'une différence de structure ? Un quart d'heure suffit pour polir, attaquer et examiner les échantillons. Le bon présentait la structure homogène des laitons ordinaires ; le mauvais montrait, au milieu du constituant normal, des taches nombreuses d'un constituant plus riche en zinc. Le dosage du cuivre était certainement trop faible ; une analyse électrolytique permet en effet de constater un écart de 5 % dans les teneurs en cuivre.

A force de chercher, on s'aperçut à l'usine que les ouvriers, pour hâter le travail, avaient l'habitude de mettre à chauffer à l'avance les lingots de cuivre au-dessus du foyer renfermant le creuset ; parfois une extrémité fondue du lingot tombait dans le foyer et c'était autant de moins pour la coulée de l'opération suivante.

Une analyse chimique ordinaire aurait été fort longue : on eût très probablement, avant de vérifier le dosage en cuivre, recherché les impuretés, plomb, oxygène, etc., dont l'intervention semblait plus vraisemblable *a priori*. De plus, avec les idées préconçues relatives à l'exactitude des dosages, un seul résultat d'analyse n'aurait pas entraîné la conviction.

Le microscope a fonctionné comme un appareil d'*analyse chimique quantitative* particulièrement rapide et sûr.

Signalons enfin un exemple où l'examen microscopique renseigne non plus seulement sur les proportions, mais aussi sur la *nature* des métaux contenus dans un alliage.

Les *fausses monnaies* d'argent sont fréquemment formées d'alliages à base d'étain et d'antimoine ; l'apparence micrographique de tels produits est très caractéristique (Pl. III) : elle peut servir à les reconnaître.

Cette méthode d'*analyse chimique qualitative* est plus rapide que l'analyse ordinaire par voie humide ou par voie sèche. Elle est couramment employée au laboratoire de la Monnaie de Bruxelles (1).

1. G. HIERNAX. *Rapport du Commissaire des Monnaies au Ministre des Finances et des Travaux publics pour 1906*, Bruxelles (1907), p. 61.

CHAPITRE VI

SOLIDIFICATION ET FUSION DES ALLIAGES

LOI DES PHASES (1)

79. Définition de la phase. — Considérons un système de corps en *équilibre chimique*, c'est-à-dire dans lequel il ne se produit aucune transformation si longtemps que l'on attende. Un tel système peut être, ou entièrement homogène, ou constitué par un certain nombre de masses homogènes distinctes, non miscibles entre elles, nettement séparées.

Ces parties homogènes distinctes se différencient et se caractérisent par leurs propriétés, leur composition. On leur donne le nom de **phases**.

Précisons cette notion par quelques exemples :

Le système formé par un liquide surmonté de sa vapeur comprend deux phases : une phase liquide et une phase gazeuse.

Deux liquides non miscibles — eau et sulfure de carbone — forment également deux phases qui toutes deux sont liquides.

Dans ces deux exemples, chaque phase est formée d'un composé défini unique, c'est une phase **pure**.

Au contraire, si de l'eau est en contact avec de l'air saturé de vapeur, la phase gazeuse n'est pas pure, c'est un **mélange**.

Ajoutons de l'iode dans le système eau-sulfure de carbone ; il se

1. Nous nous contenterons ici de rappeler succinctement les notions essentielles dont nous aurons besoin par la suite, sans chercher à discuter tous les points délicats qui peuvent se présenter dans l'étude de cette question.

répartit entre les deux couches liquides. Nous avons un système de trois composants, partagé encore en deux phases ; chacune d'elles est un mélange : mélange d'eau et d'iode, mélange de sulfure de carbone et d'iode.

Par agitation du système précédent, la couche sulfure de carbone peut se diviser en quelques gouttes séparées qui restent en suspension dans la couche aqueuse. Toutes ces gouttes ont même composition, mêmes propriétés ; nous dirons qu'elles forment une seule phase malgré leur séparation mécanique.

De même, plusieurs cristaux de chlorure de sodium en contact avec leur solution saturée ne forment qu'une seule phase solide.

De même encore, plusieurs cristaux se déposant en même temps dans une solution d'alun de chrome et d'alun ordinaire ; chacun d'eux est un cristal *mixte*, un mélange isomorphe des deux sels dans la même proportion ; dans tous nous trouvons même composition, même densité, etc. ; ils forment une seule phase.

Une même phase peut ainsi être discontinue.

Pour que des solides constituent des phases distinctes, il faut qu'ils diffèrent par quelque propriété essentielle.

Ainsi on comptera pour *deux* phases : de la chaux en contact avec du carbonate de calcium ; des cristaux mixtes $(\text{Cu}, \text{Mn})\text{SO}^4 + 7\text{H}^2\text{O}$ et des cristaux mixtes $(\text{Cu}, \text{Mn})\text{SO}^4 + 5\text{H}^2\text{O}$ qui, à la température ordinaire, peuvent coexister en équilibre au contact d'une solution de composition bien déterminée ; ainsi encore, du soufre clinorhombique en contact avec du soufre orthorhombique. Les variétés *allotropiques* ou *isomériques* forment autant de *phases distinctes*.

Dans les alliages métalliques solides, les constituants que fait apparaître le microscope sont le plus souvent des phases distinctes. Cependant la *notion de constituant métallographique* [77] *ne se confond pas exactement avec celle de phase*. Nous avons vu par exemple que, dans les aciers, le constituant *perlite* est en réalité formé par la juxtaposition de deux phases solides.

80. Facteurs de l'équilibre. Variance. — Considérons un système hétérogène en équilibre, par exemple un mélange en deux couches liquides d'eau, de sulfure de carbone et d'iode. A une température t

et à une pression p , chaque couche a une composition que l'on peut représenter par sa *concentration* en iode (nombre de grammes d'iode pour 100) : c_1 pour la couche aqueuse, c_2 pour l'autre.

L'équilibre ne sera pas changé si nous ajoutons au système une solution d'iode et d'eau ayant exactement même composition c_1 que la couche aqueuse ; la masse de celle-ci sera augmentée, mais aucun échange, aucune autre modification ne se produira.

La *masse absolue de chaque phase n'intervient donc pas* et n'est pas caractéristique de l'état d'équilibre.

Au contraire, si nous modifions la température, ou la pression, ou la composition de l'une des phases, en général l'équilibre n'existe plus et des réactions doivent se produire pour le rétablir.

Les facteurs caractéristiques de l'équilibre sont ainsi la *température*, la *pression* et la *composition complète* de chacune des phases ; la composition complète d'une phase s'exprimera par exemple au moyen des concentrations de tous les corps purs qu'elle renferme. Ce sont toutes ces quantités et celles-là seulement qu'il importe de connaître pour définir entièrement un système en équilibre (1).

En général il existe des relations entre ces différents facteurs.

Dans l'exemple précédent, on peut donner des valeurs quelconques à la température, à la pression et à la concentration c_2 de l'iode dans le sulfure de carbone ; on constate alors que la concentration de l'iode dans l'eau prend une valeur bien déterminée c_1 ; si nous l'augmentons, le système ne serait plus en équilibre et de l'iode passerait dans le sulfure ; c_1 est donc une fonction des trois autres facteurs

$$c_1 = f(c_2, t, p).$$

Nous pouvons aussi bien choisir arbitrairement c_1 et considérer c_2 comme fonction de c_1 , t , p ; cela revient à résoudre l'équation précédente par rapport à c_2 .

Plus généralement, cette équation représente une relation entre les quatre quantités t , p , c_1 , c_2 : l'une quelconque est fonction des trois

1. Dans certains cas, il faut également tenir compte d'autres phénomènes : électriques, magnétiques, capillaires, etc., auxquels correspondent alors de nouveaux facteurs d'équilibre.

autres. Nous pouvons en choisir arbitrairement trois, les faire varier indépendamment les unes des autres : la quatrième sera déterminée. Ce nombre *trois* est la variance du système.

Nous appellerons donc *variance* le nombre des facteurs caractéristiques de l'état d'un système, que l'on peut choisir d'une façon *indépendante* et faire varier *arbitrairement* sans rendre impossible l'existence d'un équilibre.

81. Énoncé de la loi des phases. — Soit un système formé au moyen de n composants indépendants⁽¹⁾ ; si φ est le nombre des phases en présence au moment de l'équilibre, la variance V est donnée par la relation

$$V = n + 2 - \varphi \quad (2).$$

Les systèmes peuvent alors se classer suivant leur variance en :

Systèmes *invariants*, $V = 0$.

Systèmes *univariants*, $V = 1$.

Systèmes *divariants*, $V = 2$, etc.

Ainsi dans l'exemple précédent nous avons trois composants indépendants : l'eau, le sulfure de carbone et l'iode, et deux phases, les deux couches liquides.

$$n = 3 \quad \text{et} \quad \varphi = 2 ;$$

donc

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

Le système est *trivariant*.

Un système à variance négative, c'est-à-dire où le nombre des phases φ dépasse $n + 2$, ne peut être en équilibre sous aucune pression et à aucune température.

1. Le nombre des *composants indépendants* est celui des corps dont on peut prendre arbitrairement les masses sans changer l'espèce du système étudié. Dans le système eau-sulfure de carbone-iode, ce nombre est 3 bien qu'il y ait 5 corps simples ; entre les masses de ceux-ci, il existe en effet deux relations : l'une entre les masses d'hydrogène et d'oxygène, l'autre entre les masses de soufre et de carbone.

2. Cette formule, dans laquelle entre le nombre 2, est valable dans les cas habituels où, en dehors de la composition complète de chaque phase, nous ne tenons compte comme facteurs de l'équilibre que de la température et de la pression (voir note, p. 67). Si au contraire il faut en envisager d'autres : force électromotrice de contact, constante capillaire, etc., le nombre 2 doit être augmenté d'autant d'unités qu'il y a de facteurs supplémentaires à considérer.

Cette loi des phases s'applique à tous les équilibres physiques et chimiques.

Les lois physiques bien connues sur la constance du point de congélation des corps purs, la force élastique maximum des vapeurs, le coefficient de solubilité des sels, en sont des cas particuliers.

Lorsqu'un corps pur liquide se congèle, il est en équilibre avec une phase solide :

$$n = 1, \quad \varphi = 2;$$

donc

$$V = 1.$$

Le système est *univariant*, il n'y a qu'une variable arbitraire ; si on se donne p , t est déterminé, ce qui s'exprime habituellement ainsi : *il y a une température de congélation fixe pour chaque pression.*

Lorsqu'un corps pur liquide ou solide est en équilibre avec sa vapeur, le système comprend encore deux phases, il est encore univariant. La loi du phénomène est la même que tout à l'heure ; on l'énonce habituellement en prenant t comme variable indépendante, alors p est déterminé : *il y a une pression d'équilibre qui dépend seulement de la température.*

Un sel en contact avec sa solution saturée forme deux phases, mais il y a deux composants indépendants : le sel et le solvant ;

$$n = 2, \quad \varphi = 2;$$

donc

$$V = 2.$$

Nous pouvons nous donner arbitrairement deux quantités ; si nous choisissons t et p , la concentration de la phase liquide (c'est-à-dire de la solution en équilibre) sera déterminée : *il y a une concentration d'équilibre qui dépend seulement de la température et de la pression.*

Dans l'étude d'un *alliage métallique*, le nombre des composants indépendants du système est égal à celui des *corps simples* qui entrent dans sa composition.

On opère habituellement à la pression ordinaire, c'est-à-dire à une pression choisie arbitrairement ; le nombre des variables qui restent indépendantes est alors

$$V - 1 = n + 1 - \varphi.$$

Si l'on considère un tel alliage à la pression atmosphérique et à la température ordinaire, c'est-à-dire à une pression et à une température arbitrairement choisies, le nombre des variables qui restent indépendantes est

$$V - 2 = n - \varphi ;$$

Ce nombre ne peut être négatif, donc

$$\begin{aligned} n - \varphi &\geq 0 \\ \varphi &\leq n. \end{aligned}$$

C'est dire que le *nombre maximum des phases pouvant coexister en équilibre à une température quelconque est égal au nombre des métaux constituant l'alliage.*

Cependant on pourra observer une phase de plus pour des températures particulières, que l'on ne peut choisir ; la température n'est plus alors une variable arbitraire.

Il ne faut pas oublier que la loi des phases s'applique seulement aux systèmes en *équilibre*.

Quand un système n'est pas en équilibre, il tend à s'y mettre ; mais la transformation exige parfois un temps extrêmement long pour s'accomplir, surtout dans les systèmes entièrement solides. Pratiquement on pourra donc observer d'une manière persistante des systèmes hors d'équilibre et constater la coexistence d'un nombre de phases supérieur à ce qu'indique la loi. Nous en verrons quelques exemples caractéristiques, en particulier dans les alliages fer-carbone (2^e Partie, chap. xxii).

ALLIAGES BINAIRES

82. Miscibilité de deux métaux fondus. — Fondons ensemble, dans le but de faire un alliage, deux métaux ou un métal et un autre élément.

1^o Il peut arriver que les deux liquides soient complètement insolubles l'un dans l'autre comme le sont l'eau et le *sulfure de carbone*. C'est la *miscibilité nulle*. Le mélange liquide est formé de deux couches superposées et par refroidissement on obtient un culot en

deux parties : on dit que les deux métaux *ne s'allient pas*. Il en est ainsi, par exemple, pour l'*aluminium* et le *plomb*.

2° Ou bien les deux corps fondus peuvent se dissoudre partiellement l'un dans l'autre ; suivant les proportions, on a soit un liquide homogène, soit deux couches renfermant toutes deux les deux corps ainsi qu'il arrive pour un mélange d'*eau* et d'*ether*. C'est la *miscibilité réciproque* (alliages *nickel-plomb*) [102].

3° Ou bien enfin, on obtient une seule couche liquide homogène quelle que soit la composition du mélange. Il y a *miscibilité complète* comme pour l'*eau* et l'*alcool*.

Ce dernier cas est le plus fréquent et le plus important dans l'étude des alliages industriels. C'est celui dont nous nous occuperons plus particulièrement.

Nous allons étudier d'abord comment se fait la solidification d'un alliage liquide homogène, et nous distinguerons trois cas suivant la nature des solides qui se déposent ; nous avons vu [45] que chacun d'eux peut être :

- I° Un métal pur ;
- II° Une combinaison définie ;
- III° Une solution solide.

Nous étudierons ensuite les alliages formant deux couches à l'état liquide.

I. — DÉPÔT DES MÉTAUX PURS.

83. Considérons deux métaux A et B, miscibles en toutes proportions à l'état fondu, et qui, à l'état solide, ne forment ni combinaison, ni solution solide. C'est le cas de l'*étain* et du *plomb* ; nous le prendrons comme exemple.

Faisons une série de mélanges de compositions différentes, et définissons la composition de chacun d'eux par le poids de plomb pour cent de la masse totale.

Fondons ces mélanges et laissons refroidir les liquides *homogènes* ainsi obtenus.

84. Commencement de la solidification. — 1° L'*étain* pur se

solidifie à 232° , température qui reste constante pendant toute la durée du phénomène, tant que liquide et solide sont en contact.

2° Les liquides *riches en étain*, pauvres en plomb, peuvent être considérés comme des solutions étendues de plomb dans l'étain fondu. Ils laissent déposer tout d'abord de l'*étain pur*. Ce fait est analogue à celui d'une solution étendue de chlorure de sodium ou de sucre dans l'eau, donnant par refroidissement des cristaux de glace pure.

La température à laquelle apparaissent les *premiers* cristaux d'étain dépend seulement de la composition de l'alliage. Nous avons en présence, en effet, deux phases en équilibre (liquide et solide); le système est formé de deux métaux: donc il est divariant [81]; nous avons déjà choisi arbitrairement la pression (atmosphérique), il reste une seule variable indépendante: si nous fixons arbitrairement la composition du liquide, la température d'équilibre se trouve bien déterminée.

La solidification continuant, le liquide s'appauvrit en étain puisque c'est de l'étain pur qui se dépose; sa composition change, par suite aussi la température d'équilibre.

f) Donc pendant la durée de la solidification, la température ne reste pas constante. On ne peut pas parler d'une température de solidification. Pour un alliage de composition donnée, il y a une température où la solidification *commence* et une autre où elle est complètement terminée.

Représentons graphiquement le phénomène en portant en abscisse la composition exprimée en poids de plomb pour cent, et en ordonnée la température de commencement de solidification (fig. 17).

La courbe part évidemment du point A (232°), température de solidification de l'étain pur. L'expérience montre que c'est sensiblement une droite AM située au-dessous de A. L'addition de plomb à l'étain produit ainsi un *abaissement du point de solidification* et cet abaissement est à peu près proportionnel à la quantité de plomb; c'est la *loi de Raoult*, base de la cryoscopie (1).

1. Observons que les lois de Raoult sont valables seulement pour les solutions étendues qui, par congélation, laissent déposer le dissolvant à l'état pur, et non pas pour les cas où il se dépose des cristaux mixtes.

Remarquons que cette courbe peut être envisagée à un autre point de vue : si nous considérons la température comme variable indépen-

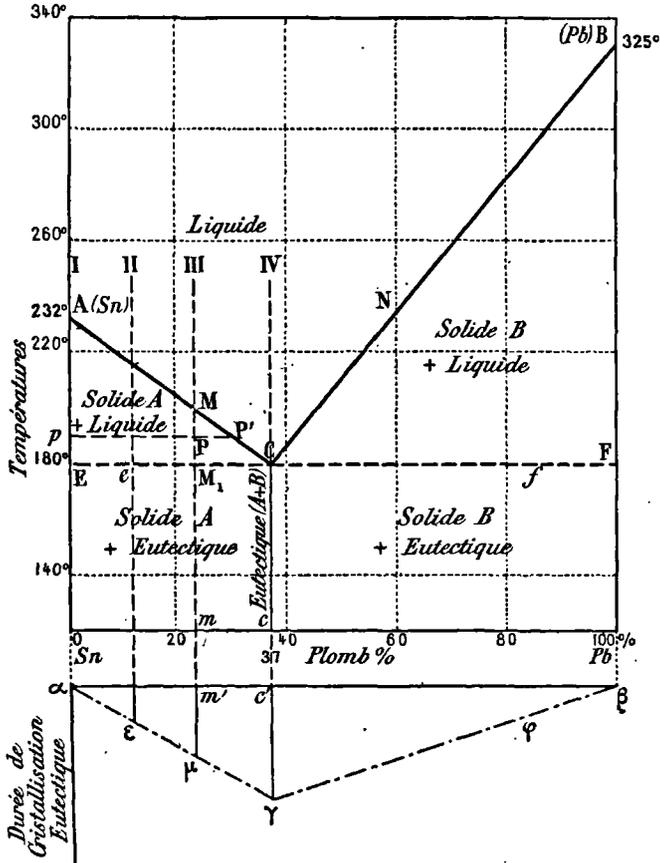


Fig. 17. — Diagramme de solidification. Cas où se déposent les deux métaux purs (Alliages ÉTAIN-PLOMB).

Liquidus ACB
 Solidus AECFB

dante, AM représente la composition du mélange liquide en équilibre avec l'étain solide à une température donnée, c'est-à-dire le *coefficient de solubilité* de l'étain dans le plomb en fonction de la température. Cette *courbe de solidification commençante* est donc en même temps une *courbe de solubilité*.

On représente fréquemment les courbes de solubilité en portant la température en abscisse et la composition en ordonnée ; ici nous faisons l'inverse.

3° Considérons les liquides *riches en plomb*, pauvres en étain. Ce sont des solutions étendues d'étain dans le plomb fondu ; elles laissent déposer du *plomb pur*, de même que les solutions riches en étain donnent de l'étain pur.

Il y a donc parallélisme entre les deux espèces de solutions et nous pouvons répéter ce qui précède.

La courbe qui représente les équilibres entre la phase liquide et le plomb pur est sensiblement une droite BN partant évidemment du point B, température de solidification du plomb pur (325°), et s'abaissant au-dessous de B.

4° *Eutexie*. — Les deux courbes AM et BN, correspondant, l'une au dépôt du corps A pur (étain), l'autre au dépôt de B pur (plomb), se coupent en un point C dont les coordonnées sont :

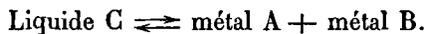
Température.	180°.
Composition.	37 % de plomb.

Que représente ce point ?

Puisqu'il est situé à la fois sur les lignes AM et BN, il doit correspondre au dépôt simultané des *deux* corps purs, étain et plomb.

Le système en équilibre est alors formé de deux phases solides distinctes en contact avec le liquide, soit en tout *trois* phases ; il est donc *univariant*, et comme la pression est déjà prise arbitrairement, tout le reste est déterminé, en particulier la composition du liquide et la température. Le dépôt simultané des deux métaux purs pendant la solidification d'un alliage binaire est donc possible, mais pour une seule composition particulière du liquide et à une température bien déterminée. Cette composition et cette température sont précisément les coordonnées du point C que l'on nomme point d'*eutexie*.

L'équilibre eutectique entre le liquide et les deux solides peut se traduire par l'équation



Dans les alliages considérés étain-plomb, la *composition eutec-*

tique correspond à 37 % de plomb et la *température eutectique* est 180°.

Cette température et la composition du liquide doivent rester constantes tant que les trois phases sont en présence, c'est-à-dire pendant toute la durée de la solidification. Puisque le liquide conserve la même composition, le solide qui s'y forme doit avoir à chaque instant même composition que lui. La solidification d'un mélange eutectique se fait ainsi d'un bloc, à *température constante, sans changement de composition, c'est-à-dire de la même façon que pour un composé défini.*

Aussi a-t-on souvent pris à tort les eutectiques pour des composés définis. Ils s'en distinguent parce que leur composition ne se laisse pas exprimer par une formule simple, et surtout parce que, comme nous le verrons bientôt [87], la masse solidifiée, vue au microscope sous un fort grossissement, est hétérogène.

Remarquons de plus que ces grandeurs eutectiques ne sont fixes que pour une pression donnée; si celle-ci change, ces grandeurs changent également. Toutefois, pour observer des variations appréciables, il faut employer des pressions considérables. C'est, en effet, un fait général que l'influence de la pression est très faible sur les équilibres où n'interviennent que des solides et des liquides à l'exclusion des gaz; il suffit de rappeler comme exemple que, pour diminuer seulement de 1 degré la température de fusion de la glace, il faut augmenter la pression de 150 atmosphères.

85. Fin de solidification. — Reprenons un alliage non eutectiqué, par exemple un alliage riche en étain, de composition m (fig. 17), et laissons refroidir le mélange fondu.

Le point figuratif de l'*ensemble* se déplace le long de la verticale Mm puisque la composition globale ne varie pas; il est au-dessus de M quand la masse est fondue. Quand il arrive en M , de l'étain se dépose; la température continue à baisser en même temps que la quantité d'étain solide augmente et le liquide s'enrichit en plomb: sa composition est représentée par un point qui décrit la ligne MC .

Ainsi, à la température p , l'alliage dont la composition globale est m est formé d'une partie solide (étain pur) et d'une partie encore fondue ayant pour composition P' . Un calcul simple donnerait les masses respectives de ces deux phases en présence.

Lorsque la température atteint la valeur eutectique, la partie liquide, représentée par C, a la composition eutectique *c*, elle se solidifie en bloc à température constante ; immédiatement au-dessous, la masse est entièrement solide : elle est formée de cristaux d'étain et de l'eutectique solidifié.

Par le même mécanisme, un alliage renfermant plus de 37 % de plomb achèvera aussi de se solidifier à 180° et sera constitué par des cristaux de plomb noyés dans l'eutectique.

Pour tous les alliages, quelle que soit leur composition, la température de fin de solidification est ainsi la même ; c'est la température eutectique.

La courbe de *solidification finissante*, qui donne la température de solidification complète en fonction de la composition de l'alliage, comprend alors l'horizontale ECF menée par le point eutectique C. Comme elle doit comprendre aussi les points A et B, nous ajouterons, pour la continuité, les verticales AE et BF.

86. Diagramme de solidification. — La ligne ACB qui donne les températures de commencement de solidification est parfois appelée *liquidus*.

La ligne AECFB de fin de solidification est appelée *solidus*.

A ces deux lignes ajoutons la verticale Cc de l'eutectique ; nous obtenons le *diagramme* complet des alliages étain-plomb. Le plan est divisé en cinq régions ou domaines dont la signification est marquée sur la figure 17.

Un tel diagramme représente les états *d'équilibre* entre plusieurs phases *coexistantes* ; il ne permet pas d'affirmer à quel moment doit apparaître une phase nouvelle.

En fait on sait qu'un liquide, pur ou mixte, peut rester en *surfusion* au-dessous de la température de solidification commençante qui correspond à sa composition ; la transformation subit un retard. Mais si, pour une raison quelconque, un peu de solide apparaît, immédiatement s'établissent les conditions régulières d'équilibre, et la température prend la valeur indiquée par le diagramme pour la nouvelle composition du liquide.

87. Structure des alliages solides. — Tous les alliages étain-

plomb sont formés par la juxtaposition de cristaux des deux métaux purs, mais leur structure dépend de la composition. Elle est révélée par l'examen microscopique, par exemple après attaque par l'acide chlorhydrique qui dissout seulement l'étain.

L'alliage *eutectique* examiné sous un faible grossissement montre une *plage* uniforme. Il faut un grossissement assez fort (200 diamètres) pour faire apparaître des lamelles alternantes d'étain et de plomb dont l'épaisseur est de l'ordre de grandeur du $\frac{1}{500}$ de millimètre (Pl. I, phot. 2).

Cette structure très fine, en lamelles alternantes, est caractéristique des eutectiques.

Remarquons que, la solidification d'un eutectique se faisant comme celle d'un composé défini, chaque portion de liquide se solidifie sans changement de composition et le lingot obtenu est nécessairement homogène; il a même composition en toutes ses parties. Au contraire, pour les alliages autres que l'eutectique, nous avons vu [84 et 85] qu'il se formait d'abord des cristaux d'étain ou de plomb purs, le liquide qui les baigne se rapprochant de la composition eutectique.

On peut se demander si ces cristaux ne vont pas se rassembler, par exemple à la partie inférieure du liquide; après solidification complète, le lingot serait alors composé de deux parties: l'une inférieure formée d'un métal à peu près pur, l'autre supérieure, solidifiée à la fin, ayant la composition de l'eutectique.

En fait, les choses ne se passent pas ainsi. Les cristaux qui se forment sont très petits; ils ne se déplacent pas notablement dans le liquide, surtout si le refroidissement n'est pas par trop lent. Ils restent ainsi répartis d'une façon uniforme dans toute la masse et l'alliage obtenu est à peu près homogène.

Au microscope, on verra les cristaux du métal pur entourés de l'eutectique solidifié ultérieurement. Les alliages renfermant moins de 37% de plomb montreront des cristaux d'étain entourés d'eutectique (Pl. I, phot. 1); ceux qui contiennent plus de 37% de plomb montreront des cristaux de plomb entourés d'eutectique.

Les cristaux sont d'autant plus développés, le grain est d'autant plus gros, que le refroidissement a été plus lent.

88. Liquefaction. — L'homogénéité dont nous venons de parler n'est pas toujours entièrement réalisée. Il arrive parfois que, pendant la durée du refroidissement, les premiers cristaux ont le temps de se déplacer quelque peu, et le lingot obtenu présente entre ses différentes parties des différences appréciables de composition. C'est le phénomène de la *liquefaction* que nous avons déjà signalé [41].

La liquefaction est d'autant plus prononcée, pour un alliage donné, que le refroidissement est plus lent. Elle ne se produit évidemment pas dans l'alliage eutectique.

Dans la pratique industrielle, il importe de l'éviter autant que possible, par exemple par un refroidissement rapide.

89. Fusion. — Examinons maintenant comment se fait la fusion des alliages dont nous venons d'étudier la solidification et la constitution à l'état solide.

Considérons un alliage solide dont la composition est représentée par m (fig. 17). Nous savons qu'il est constitué par des cristaux du corps A (étain) noyés dans le mélange eutectique.

Chauffons-le ; son point représentatif décrit la droite mM_1M .

Quand nous atteignons la température eutectique au point M_1 (180°), *si la fusion commence*, s'il apparaît une goutte de liquide, les conditions d'équilibre exigées par la loi des phases s'établiront et *tous les phénomènes constatés précédemment pendant la solidification se dérouleront en sens inverse* : fusion de la partie eutectique à température constante en un liquide de composition C, puis dissolution du solide A à température croissante, la composition du liquide marchant de C vers M, enfin en M, liquéfaction complète.

Mais la fusion commencera-t-elle à 180° , ou bien se produira-t-il un retard ?

Pour les corps purs, la fusion se fait toujours sans retard. Il n'est pas évident qu'il en soit de même pour les mélanges qui nous occupent.

L'alliage, en effet, est formé par la juxtaposition mécanique de deux corps purs, étain et plomb, qui tous deux ont une température de fusion (232° et 325°) plus élevée que celle de l'eutectique (180°). Il semble donc à première vue qu'il sera nécessaire de chauffer jusqu'à 232° , température de fusion du moins fusible, pour faire apparaître une goutte de liquide, pour provoquer un commencement de fusion.

En fait, il n'en est rien. L'expérience montre que la fusion commence à une température toujours inférieure à la température de fusion des constituants et souvent très voisine de la température eutectique d'équilibre. C'est le phénomène bien connu de la liquéfaction au-dessous de zéro des mélanges de glace et de sel.

La température à laquelle la fusion commence est d'autant plus proche de la température d'équilibre que les particules solides mélangées sont plus petites. Ainsi, la température de *solidification* de l'eutectique étain-plomb étant 180°, si l'on fait mécaniquement des mélanges de limailles de ces deux métaux en employant des grains de différentes dimensions, on trouve que la *fusion* commence aux températures suivantes (') :

Diamètre des grains en millimètres.	Point de fusion.
< 0,15	180°
0,15 à 0,50	183°
2 à 4	188°

Il suffit, dans cet exemple, que la dimension des grains soit inférieure à 0^{mm},15, pour que les températures de solidification et de fusion soient identiques. Dans les alliages produits par fusion des métaux et normalement refroidis, cette condition est généralement remplie et la fusion se fait sans retard.

Ces faits se comprennent aisément si l'on se rappelle que les solides peuvent se diffuser l'un dans l'autre [34-44]; nous nous rapprocherons d'autant plus des conditions d'équilibre que la diffusion sera plus avancée, et celle-ci est évidemment facilitée, pour deux métaux donnés, par la multiplication des surfaces de contact, donc par la diminution du diamètre des grains.

90. Marche du thermomètre pendant la solidification. Courbes de refroidissement. — Par quel procédé expérimental peut-on déterminer les températures de début et de fin de solidification d'un alliage ?

Quand il s'agit d'un corps pur, on se sert de l'arrêt prolongé

1. C. BENEDICKS et R. ARPI. *Revue de Métallurgie*, IV (1907). Extraits, p. 758.

du thermomètre pendant le refroidissement du corps fondu. C'est aussi l'observation du thermomètre que nous utiliserons dans le cas des alliages.

Nous allons donc étudier, sur l'exemple précédent, la variation de la température pendant la solidification.

L'alliage est fondu dans un creuset ; on dispose au centre un appareil thermométrique convenable, par exemple un couple thermo-électrique, et on laisse refroidir, autant que possible dans une enceinte

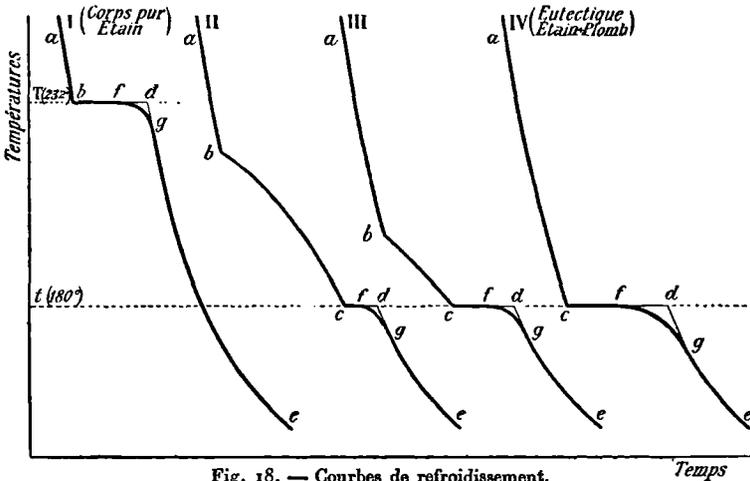


Fig. 18. — Courbes de refroidissement.
Solidification de différents alliages ÉTAÏN-PLOMB

à température constante ; on note à la fois le *temps* et la *température*, ou bien on enregistre automatiquement les indications du thermomètre. On obtient ainsi les *courbes de refroidissement* ayant pour abscisses les temps et pour ordonnées les températures.

La figure 18 représente les courbes de refroidissement données par quelques alliages étain-plomb.

Pour le métal pur (l'étain), la température reste constante pendant toute la transformation ; la courbe (I) présente un *palier* *bd* à la température de solidification $T = 232^\circ$. De même, pour le mélange eutectique (IV) qui se solidifie entièrement à température constante $t'_1 = 180^\circ$, nous trouvons un palier *cd*.

Pour des alliages intermédiaires (courbes II et III), le commencement de la solidification se produit à une température inférieure à T [84-85]; il se dépose de l'étain pur, la composition du liquide environnant varie et la température varie aussi; elle continue à baisser, mais moins vite que précédemment car le dépôt d'étain solide produit un dégagement de chaleur qui ralentit le refroidissement. Sur la courbe, le phénomène se traduit par une *brisure b* suivie d'une partie *bc* plus inclinée.

Quand la température atteint 180° , le liquide restant a la composition eutectique; il se solidifie à température constante et la courbe présente un *palier cd*. Après solidification complète, la température recommence à baisser normalement par suite du rayonnement, et la courbe de refroidissement doit se continuer par une branche *de* formant un angle *d* avec la fin du palier *cd*.

En fait, les courbes déterminées expérimentalement ne présentent généralement pas un angle aussi net; les paliers se terminent non pas brusquement, mais par une partie arrondie *fg*. La température s'abaisse avant la solidification complète; la vitesse de refroidissement, nulle le long du palier, va en croissant de *f* jusqu'à *g*, puis décroît à nouveau d'une façon normale.

Cela tient à ce que, vers la fin de la cristallisation, la température de la masse n'est pas uniforme. C'est surtout par la conductibilité des parois du creuset et de l'appareil thermométrique que le métal perd de la chaleur; c'est donc au contact de ces objets que commence la solidification. Lorsque celle-ci approche de la fin, la petite portion qui reste liquide est isolée du thermomètre par une couche solide. Le thermomètre continue donc à se refroidir et indique non pas exactement la température du liquide, mais une température plus basse.

On peut néanmoins déduire de la courbe expérimentale la longueur exacte qu'aurait le palier sans cette cause d'erreur; il suffit de prolonger la courbe *ge* au delà du point d'inflexion *g* jusqu'à la rencontre *d* avec le palier *cf*.

La brisure *b*, qui indique la température du commencement de la cristallisation, est particulièrement nette pour les alliages *voisins du métal pur*. Dans le voisinage de la composition eutectique, elle est parfois plus difficile à déceler.

Au contraire, la fin de la solidification marquée par le palier *cf* est de moins en moins nette à mesure que l'on s'éloigne de l'eutectique. Elle ne peut plus être décelée pratiquement pour les alliages voisins des métaux purs : la quantité d'eutectique qui se forme alors est trop faible pour produire un changement appréciable dans la courbe de refroidissement.

Aussi, en fait, dans le cas de la figure 17, la *détermination expérimentale du solidus* par le simple examen des courbes de refroidissement ne donne pas toute la ligne ECF, mais seulement sa partie centrale; il y a incertitude sur les extrémités.

91. Courbe des durées de cristallisation eutectique. — Les courbes de refroidissement peuvent nous donner quelque chose de plus.

Avec M. Tammann (*), disposons l'expérience de manière que les courbes correspondant à différents mélanges soient obtenues dans des conditions identiques de refroidissement et, par suite, soient **comparables**. Pour cela on emploie des creusets de même forme, renfermant le même volume d'alliage, placés dans une enceinte à la même température.

La longueur des *paliers rectifiés cd*, qui représente la durée de la cristallisation eutectique, est alors proportionnelle au dégagement de chaleur latente et par conséquent à la **quantité** d'eutectique formée dans le volume d'alliage observé. En divisant cette durée par le poids de l'alliage, on obtient un nombre proportionnel à la quantité d'eutectique contenue dans un gramme d'alliage.

Construisons une courbe (fig. 17) en portant pour abscisse $\alpha m'$ la composition de l'alliage et pour ordonnée $m'\mu$ la durée de cristallisation rapportée à 1 gramme. C'est la **courbe des paliers** ou des **durées de cristallisation eutectique**.

La durée de cristallisation considérée est évidemment maximum pour la composition eutectique et nulle pour les métaux purs; la courbe aura la forme $\alpha\mu\gamma\beta$: elle présente une ordonnée maximum $c'\gamma$ et deux ordonnées nulles en α et β .

1. *Zeits. f. anorg. Chemie*, **37** (1903), p. 303; **45** (1905), p. 24; **47** (1905), p. 290.

Pour les raisons indiquées à la fin du numéro précédent, l'expérience ne nous donne pas de points de la courbe dans le voisinage immédiat de α et β ; mais les parties centrales γ_e et γ_f se déterminent bien. On peut les prolonger et obtenir ainsi par extrapolation les points extrêmes α et β situés sur l'axe.

Nous verrons bientôt [103] quel intérêt présente la considération de ces courbes.

92. Surfusion. Recalescence. — Comme les corps purs, les alliages peuvent présenter le phénomène de la *surfusion*.

La courbe de refroidissement, au lieu d'avoir la forme $abhc$ avec une simple brisure en b (fig. 19), prend la forme $ab'hc$. La température

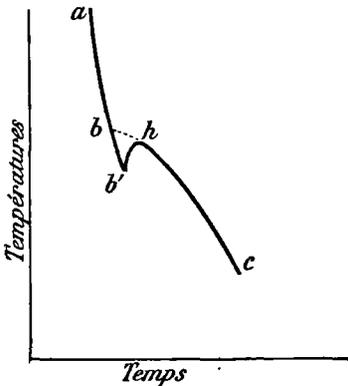


Fig. 19. — Courbe de refroidissement quand il y a RECALESCENCE.

continue à diminuer régulièrement au-dessous du point normal de solidification b et rien ne se dépose. Dès que la surfusion cesse, une quantité notable de solide se produit brusquement, et la courbe des températures remonte aussitôt suivant $b'h$ pour reprendre ensuite sa marche habituelle hc .

Lorsque l'existence d'un semblable ressaut dans la courbe indique qu'il y a eu surfusion, il convient, pour avoir la température normale de solidification, de prolonger la courbe hc jusqu'à sa rencontre avec ab' .

Si l'alliage est encore incandescent au moment de la solidification, on constate, en observant la surface du bain à l'instant où cesse la surfusion, une brusque augmentation d'éclat correspondant à l'élévation de température $b'h$. On dit qu'il y a *recalcescence*.

II. — DÉPÔT D'UNE COMBINAISON.

93. Forme générale du diagramme. Maximum du liquidus. — Supposons que les deux métaux A et B ne donnent pas de solution

solide et forment une seule combinaison définie C de formule A^pB^q ; supposons enfin que celle-ci *fonde sans décomposition*.

L'alliage ayant la composition A^pB^q , représentée par l'abscisse c de la fig. 20, se solidifie à température constante, puisque c'est un composé défini.

Les alliages dont la composition est comprise entre O et c se comportent comme des *mélanges du métal pur A et de la combinaison C*, puisqu'il n'existe pas de solution solide.

Nous pouvons alors répéter tout ce qui a été dit pour le cas du plomb et de l'étain : entre les verticales OA et cC le diagramme est analogue à celui de la fig. 17. Le *liquidus* comprend deux lignes AD et DC correspondant au dépôt, soit de A pur, soit de la combinaison C; leur point de rencontre D est un *eutectique* formé du corps pur et de la combinaison. La température eutectique est celle à laquelle se termine la solidification de tous ces alliages; le *solidus* comprend l'horizontale $\alpha D\gamma_2$.

La *courbe des durées de cristallisation eutectique* [91] a une ordonnée maximum δ pour l'eutectique et des ordonnées nulles α et γ_2 pour le métal A et la combinaison C. Rappelons que cette courbe ne peut se déterminer expérimentalement au voisinage immédiat de ses extrémités; γ_2 par exemple s'obtient par extrapolation de la partie centrale.

De même, les alliages plus riches en métal B que la combinaison C, dont la composition est ainsi comprise entre c et b , se comportent comme des mélanges de C et de B. Entre les verticales cC et bB , nous retrouvons deux branches de courbe CE, EB, et un eutectique E fondant à une température différente du premier D.

Les deux branches DC et EC sont toutes deux situées au-dessous du point C; celui-ci correspond ainsi à un *maximum* de la courbe.

Le diagramme complet (fig. 20) comprend alors :

1° La *courbe de solidification commençante* ou *liquidus* ADCEB, formée de quatre branches;

2° La *courbe de solidification finissante* ou *solidus*, formée des horizontales $\alpha\gamma_2$ et $\gamma_1\beta$. Comme le solidus doit aussi passer par les points A, B et C qui représentent à la fois le commencement et la fin de la

solidification des métaux purs et de la combinaison, nous le compléterons par les verticales $A\alpha$, $C\gamma_2$, $B\beta$;

3° Les *verticales* D, C, E, correspondant aux eutectiques et à la combinaison.

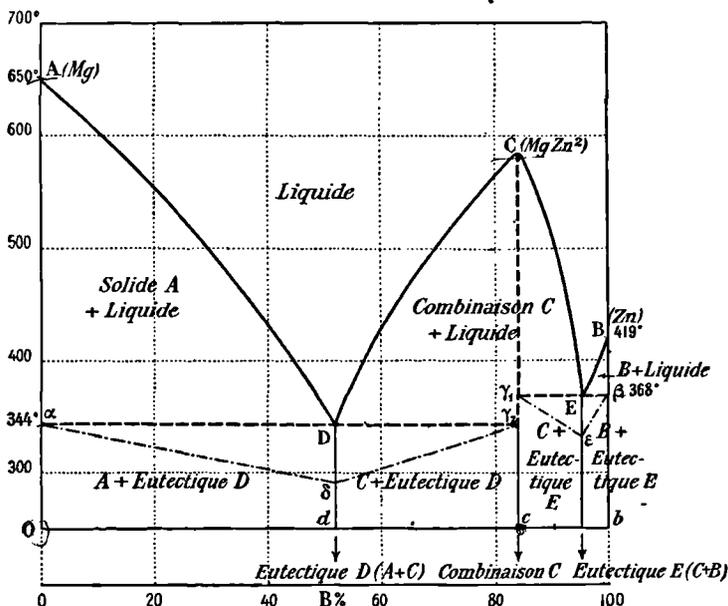


Fig. 20. — Diagramme de solidification. Cas d'une COMBINAISON AVEC MAXIMUM du liquidus et deux eutectiques (Alliages MAGNÉSIUM-ZINC).

Liquidus..	ADCEB
Solidus.	A α D γ_2 C γ_1 E β B

Le plan se trouve ainsi divisé en régions dont la signification est immédiate sur la figure.

Remarquons que les alliages *solides* présentent, suivant leur composition, quatre structures différentes, plus les structures de passage. Ce sont :

- Cristaux de A entourés d'eutectique (A + C).
- Eutectique (A + C).
- Cristaux de C entourés d'eutectique (A + C).
- Combinaison définie C.
- Cristaux de C entourés d'eutectique (B + C).
- Eutectique (B + C).
- Cristaux de B entourés d'eutectique (B + C).

Dans le cas envisagé, l'existence d'une combinaison définie se traduit sur le diagramme par trois caractères différents; sa composition correspond :

1° A un *maximum* du liquidus;
2° A une *ordonnée nulle* γ_2 de la courbe des durées de cristallisation de l'eutectique D;

3° A une *ordonnée nulle* γ_1 de la même courbe pour l'eutectique E.

La position des points γ_1 et γ_2 s'obtient avec une exactitude suffisante par extrapolation. Les trois déterminations expérimentales doivent être concordantes et donner la même valeur pour la composition de la combinaison.

Exemples. — Le diagramme de la fig. 20 pris comme exemple est celui des alliages *magnésium-zinc*(¹).

Mg (corps A) fond à 650°.
Zn (corps B) — 419°.

Le maximum C du liquidus correspond à Zn = 84,3, ce qui donne la formule $MgZn^2$ pour la combinaison; elle fond à 575°.

L'eutectique D ($Mg + MgZn^2$) contient 52 % Zn et fond à 344°.

L'eutectique E ($MgZn^2 + Zn$) contient 97 % Zn et fond à 368°.

Les alliages du *magnésium* avec l'*antimoine*(²), l'*étain*(³), le *plomb*(⁴), donnent des diagrammes analogues. ' } . أ م م م م

94. Cas où il n'existe pas deux eutectiques. — Dans le cas que nous venons d'étudier il existe *deux* eutectiques, chacun d'eux étant formé par la combinaison jointe à l'un des métaux purs. Il n'en est pas toujours ainsi.

L'étude des alliages *magnésium-bismuth* (⁵) conduit à un diagramme (fig. 21) qui a le même aspect général que celui de la fig. 20, sauf en ce que la branche de courbe BE a disparu et que, par suite, il

1. G. GRUBE. *Zeits. f. anorg. Chemie*, **49** (1906), p. 80.
2. G. GRUBE. *Zeits. f. anorg. Chemie*, **49** (1906), p. 90.
3. G. GRUBE. *Zeits. f. anorg. Chemie*, **46** (1905), p. 79.
4. KURNAKOW et STEPANOW. *Zeits. f. anorg. Chemie*, **46** (1905), p. 184.
5. G. GRUBE. *Zeits. f. anorg. Chemie*, **49** (1906), p. 85.

n'existe qu'un seul point eutectique D. Cet eutectique est un mélange de magnésium et d'une combinaison Bi^2Mg^3 renfermant 85 % de bismuth et indiquée par le maximum C du liquidus.

Dans les alliages renfermant de 85 à 100 % de bismuth, compris

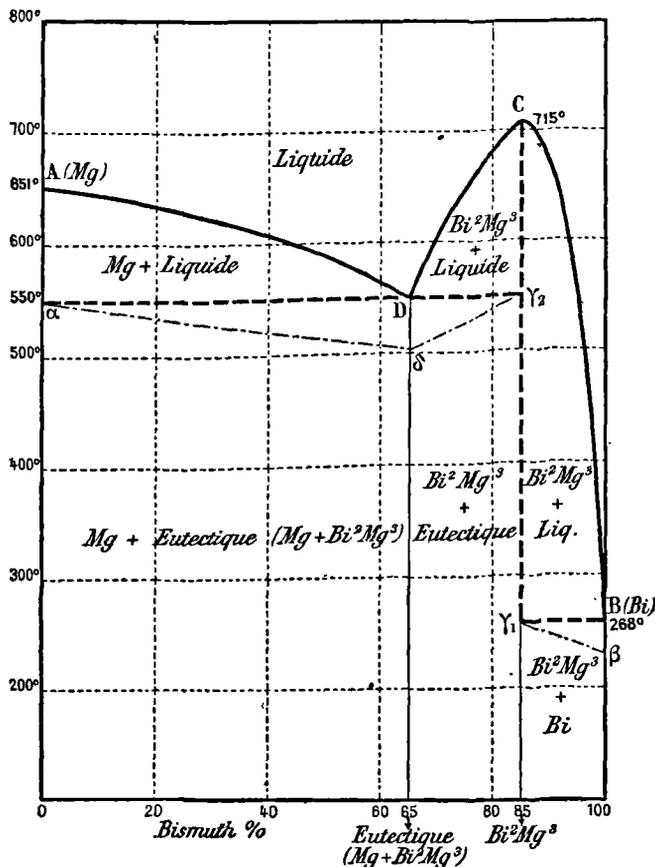


Fig. 21. — Diagramme de solidification. Cas d'une combinaison avec un seul eutectique (Alliages MAGNÉSIUM-BISMUTH).

par suite entre Bi^2Mg^3 et Bi pur, nous ne trouvons pas d'eutectique ; le diagramme de solidification ne comprend qu'une branche de courbe BC. Pendant la solidification il se dépose d'abord, à température décroissante, des cristaux de Bi^2Mg^3 jusqu'à ce que le liquide ne

renferme plus du tout de magnésium ; le *bismuth pur* restant se solidifie ensuite à *température constante* (268°). Les courbes de refroidissement présenteront donc des paliers à 268°, et nous pourrons construire une courbe $\beta\gamma_1$ ayant pour ordonnées les longueurs de ces paliers ou durées de cristallisation à température constante ; cette courbe, comparable aux courbes des durées de cristallisation eutectique [91], a une ordonnée nulle en γ_1 pour la combinaison et un maximum β pour le bismuth pur.

En somme, le bismuth pur joue ici un rôle analogue à celui de l'eutectique E dans le cas de la fig. 20.

95. La formation du composé par fusion des deux éléments n'est pas toujours immédiate. — Lorsque deux métaux peuvent donner une combinaison, la simple fusion suffit en général pour la provoquer *immédiatement*. Parfois cependant, la combinaison est longue à se produire dans l'alliage fondu. C'est ce que l'on observe avec l'*aluminium* et l'*antimoine* (1).

En maintenant les mélanges à haute température pendant plus d'une heure, la combinaison est complète et l'on obtient un diagramme avec deux eutectiques, analogue à celui de la fig. 20.

Au contraire, si la chauffe est courte et à température relativement basse, la quantité du composé formé dans le liquide est très petite, l'alliage solide est constitué presque uniquement par les deux métaux purs et le diagramme est celui de la fig. 17 avec un seul eutectique.

Sans précaution particulière, on obtient une figure intermédiaire d'où l'on ne peut rien conclure.

On s'explique ainsi les résultats contradictoires obtenus avant M. TAMMANN dans l'étude des alliages aluminium-antimoine.

D'une façon générale, dans la détermination expérimentale de tout diagramme, il convient de s'assurer que l'équilibre de la masse fondue est atteint ; on emploiera, par exemple, des durées de chauffe croissantes jusqu'à obtention de résultats constants.

96. Point de transition. — On vient de voir que l'existence d'une

1. TAMMANN. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 48 (1906), p. 53.

combinaison définie se traduit souvent par l'existence d'un *maximum* du liquidus.

Il n'en est pas toujours ainsi. Dans d'autres cas, le diagramme de solidification a la disposition de la fig. 22. La courbe ED correspondant au dépôt de la combinaison C est entièrement au-dessous de la courbe DB correspondant au dépôt du métal B pur ; les deux bran-

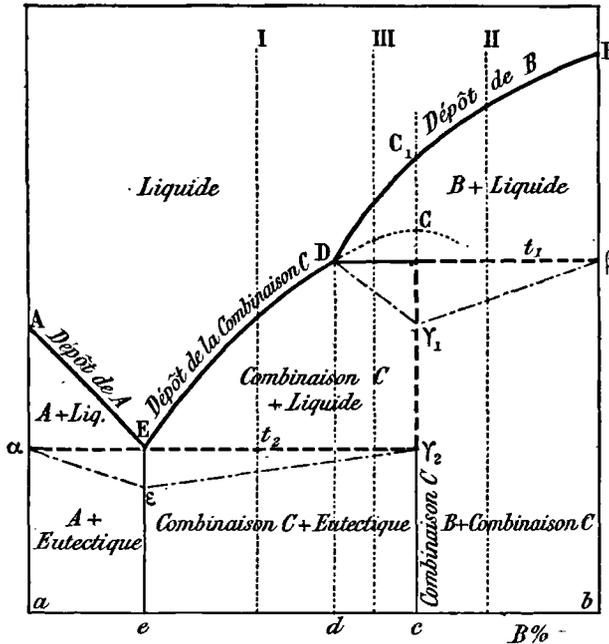


Fig. 22. — Diagramme. Cas d'une COMBINAISON avec point de TRANSITION.

ches se coupent en D, pour une température t_1 . Cela revient à exprimer le fait suivant : la masse liquide laisse déposer la combinaison au-dessous de la température t_1 et le métal pur aux températures supérieures ; ou bien encore : en présence du liquide, la combinaison est stable seulement au-dessous de t_1 , le corps pur B est stable au-dessus de t_1 .

La température limite t_1 qui sépare les domaines de stabilité des deux corps est dite température de *transition*.

Des phénomènes identiques sont présentés par certaines *solutions salines*. Par exemple, les solutions aqueuses de sulfate de sodium, qui sont des mélanges liquides de deux corps, *eau* et *sulfate anhydre* SO^4Na^2 , laissent déposer une combinaison, l'*hydrate* $\text{SO}^4\text{Na}^2 + 10\text{H}^2\text{O}$, au-dessous de 33° , et l'un des corps purs, le *sulfate anhydre*, au-dessus de 33° .

Il existe alors deux courbes de solubilité qui, comme celles de la fig. 22, se coupent en un point de transition. Nous avons d'ailleurs déjà fait remarquer l'identité des courbes de solidification commençante et des courbes de solubilité [84].

Considérons des cristaux de la combinaison C en contact avec le liquide et chauffons. Quand nous atteignons la température de transition t_1 , la combinaison, qui n'est pas stable au-dessus de t_1 , doit commencer à se *transformer* en donnant le métal B ; nous aurons alors en présence les deux solides C et B et le liquide, soit en tout *trois* phases ; le système est donc *univariant* [81] et, comme la pression est déjà choisie arbitrairement (pression atmosphérique), tout le reste est bien déterminé, en particulier la composition du liquide et la température : ce sont précisément les coordonnées du point D. Il en résulte que pendant toute la transformation, tant qu'il reste encore de la combinaison C, la température reste constante et le liquide conserve la même composition ; la combinaison C se dédouble en donnant le métal B et un liquide de composition constante D.

Notons que, si nous enlevons au contraire de la chaleur au système, nous observons inversement la formation de la combinaison aux dépens du métal B et du liquide D. La réaction est donc *réversible* et peut s'écrire

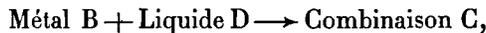


Puisque la combinaison C des deux métaux A et B se dédouble en métal B et en liquide D, sa composition doit être intermédiaire entre celles de ces deux produits ; elle est plus riche en métal B que le liquide D et se représente par un point *c* situé à droite de *d*.

Nous pouvons examiner maintenant comment se fait la solidification des différents alliages.

Pour l'alliage I (fig. 22), dont la composition est comprise entre e et d , tout se passe comme dans les cas précédemment étudiés. Il se dépose d'abord des cristaux de la combinaison C, puis, quand la température atteint t_2 , elle s'y maintient pendant toute la durée de la cristallisation de l'eutectique E (C + métal A). La courbe de refroidissement [90] a la forme générale des courbes II et III de la fig. 18; elle présente un palier à t_2 .

L'alliage II, dont la composition est comprise entre c et b , donne d'abord des cristaux du métal B et le liquide s'appauvrit en B. A la température de transition t_1 , la masse totale est formée de métal B baigné dans un liquide D de composition d ; la transformation précédente se produit alors dans le sens



et la température reste constante tandis que, le liquide D diminuant, la masse se solidifie graduellement.

L'alliage considéré renferme plus de métal B qu'il n'en faut pour former la combinaison; le liquide va donc disparaître, il restera B en excès et la solidification sera complète. Le métal, entièrement solide au-dessous de t_1 , est constitué par un mélange de B et de la combinaison.

La courbe de refroidissement présente un palier correspondant à la transformation à température constante t_1 . Son allure est la même que pour l'alliage précédent I.

L'alliage III, dont la composition est comprise entre d et c , se comporte d'abord comme II: il laisse déposer B et sa température baisse; quand elle atteint t_1 , on observe la même transformation à température constante. Mais ici, la quantité totale de B étant inférieure à celle qu'exige la formation de C, c'est le métal pur qui disparaît entièrement, laissant une partie du liquide D en excès. Ce liquide reste en contact avec la seule combinaison C; la température recommence à baisser et la solidification se continue comme pour l'alliage I; elle se termine à la température t_2 par la solidification de l'eutectique.

La courbe de refroidissement présentera donc deux paliers: un à la température t_1 correspondant à la formation de C, l'autre à la température t_2 correspondant à la solidification eutectique.

Pour l'alliage limite D, il ne se dépose plus de métal B et le premier palier s'évanouit.

Courbe des durées de transformation à température constante ou courbe des paliers. — La formation, pendant le refroidissement, de la combinaison C aux dépens du liquide et du métal B se fait à température constante t_1 ; elle se traduit par des paliers sur les courbes de refroidissement. Si celles-ci sont obtenues avec les précautions de comparabilité indiquées à propos des cristallisations eutectiques [91], les longueurs des paliers, ou durées de la transformation rapportée à 1 gramme d'alliage, sont proportionnelles aux quantités du corps C formé, et nous pouvons construire, en prenant ces longueurs ou ces durées comme ordonnées, une courbe des paliers tout à fait analogue aux courbes des durées de cristallisation eutectique.

Cette courbe $D\gamma_1\beta$ aura un *maximum* en γ_1 pour la combinaison, et des ordonnées *nulles* en D et β , compositions pour lesquelles la transformation porte sur des quantités nulles.

Naturellement la cristallisation à t_2 de l'eutectique fournit une autre courbe des paliers $a\epsilon\gamma_2$ qui présente des ordonnées nulles pour les compositions des deux corps formant l'eutectique, c'est-à-dire pour les compositions *a* et *c*.

Détermination de la formule de la combinaison. — L'alliage solide de composition *c* est constitué uniquement par la combinaison. Si on chauffe à t_1 , la réaction réversible se produit; on peut dire que la combinaison se décompose avant d'atteindre sa température de fusion normale, et c'est pour cela que nous ne constatons pas de *maximum* dans le liquidus. Le maximum, qui dans la fig. 20 caractérise un composé défini, devrait ici se trouver en C sur le prolongement de ED: il est recouvert par la courbe DB et n'apparaît pas expérimentalement. Nous ne pouvons donc pas l'utiliser pour trouver la *composition*, c'est-à-dire la *formule* de la combinaison C. Cette composition *c* nous sera donnée par les courbes des paliers; elle correspond :

- 1° A l'ordonnée *maximum* γ_1 de la courbe des durées de la transformation à température constante (point de transition D);
- 2° A l'ordonnée *nulle* γ_2 de la courbe des durées de cristallisation de l'eutectique E.

Ces indications doivent être concordantes.

On peut les confirmer par l'examen micrographique : pour la seule composition *c*, l'alliage est *homogène*, formé uniquement du constituant C ; pour les compositions voisines, apparaît un nouveau constituant, soit le métal B, soit l'eutectique.

Nous verrons ultérieurement des exemples intéressants de points de transition, en particulier dans l'étude des bronzes.

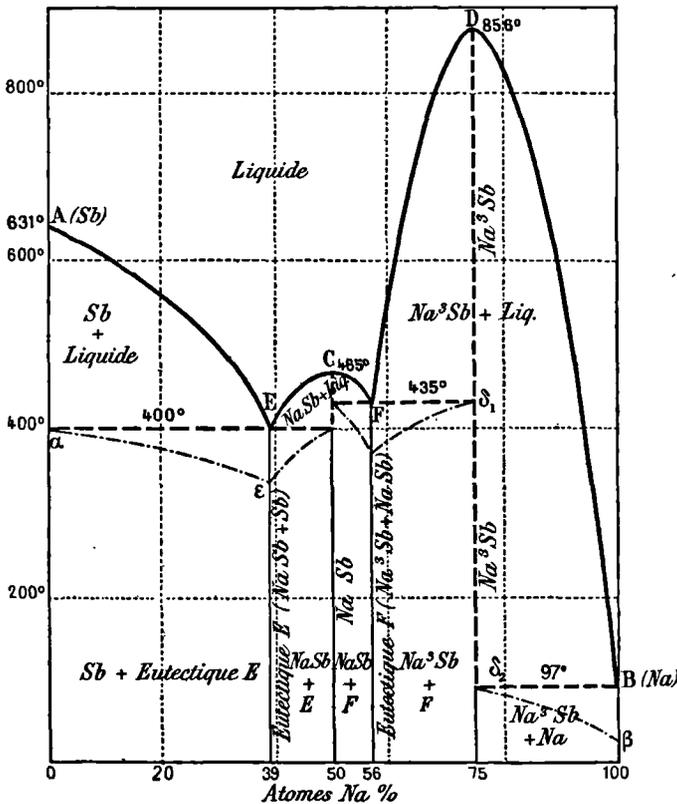


Fig. 23. — Diagramme des alliages ANTIMOINE-SODIUM. Eutectique de deux combinaisons.

97. Les deux métaux forment plusieurs combinaisons. — Le cas de plusieurs combinaisons se déduit aisément de ce qui précède.

A chaque combinaison correspond une branche de la courbe de solidification commençante. De même que pour une combinaison et

un métal pur, les branches de courbe relatives à deux combinaisons

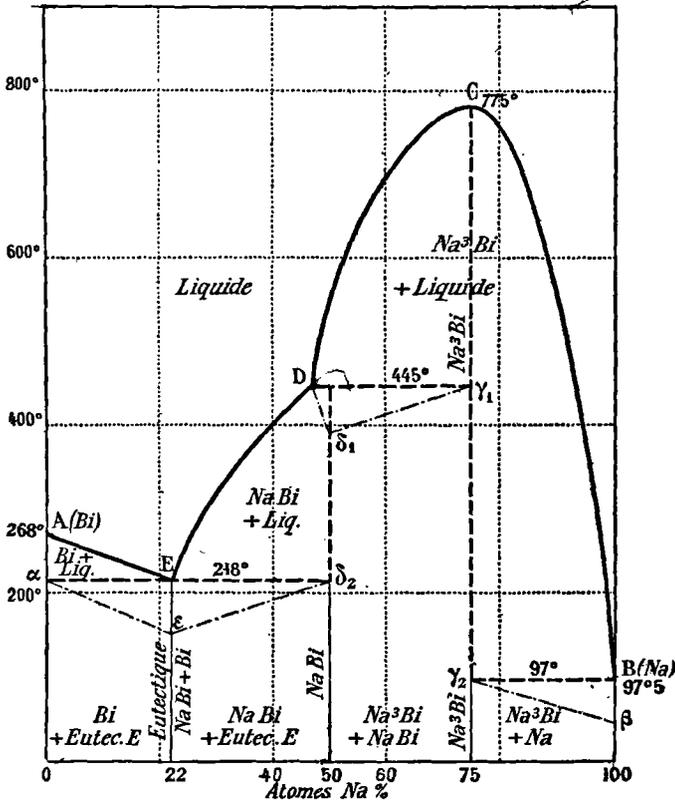
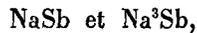


Fig. 24. — Diagramme des alliages ВИСМУТ-СОДИУМ. Point de transition de deux combinaisons

se rencontrent, soit en un point *eutectique*, soit en un point de *transition*.

Deux exemples suffiront :

L'*antimoine* et le *sodium* ⁽¹⁾ forment deux combinaisons



marquées chacune par un maximum C et D du liquidus (fig. 23).

1. MATHEWSON. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 50 (1906), p. 189.

Les deux branches ECF et FDB se coupent en un point F auquel correspond un *eutectique* ($\text{Na}^{\circ}\text{Sb} + \text{NaSb}$) des deux combinaisons.

Il existe en outre un eutectique E formé de la combinaison NaSb et d'antimoine.

Le *bismuth* et le *sodium* ⁽¹⁾ forment deux combinaisons analogues



Les branches de courbe qui leur correspondent sont ED et DCB (fig. 24); elles se coupent en un point de *transition* D; une seule possède un maximum C.

III. — DÉPÔT D'UNE SOLUTION SOLIDE.

98. *Alliages antimoine-bismuth.* — Prenons comme exemple les alliages *antimoine-bismuth*.

Ces deux métaux appartiennent à la même famille chimique. Ils cristallisent sous la même forme, en *rhombèdres* ayant à peu près le même angle ($87^{\circ}35'$ pour Sb, $87^{\circ}40'$ pour Bi).

Ils s'allient, c'est-à-dire se mélangent à l'état fondu, en toutes proportions.

L'examen microscopique montre que les alliages solides sont *homogènes quelle que soit leur composition*; ils sont formés par un *seul constituant* qui est cristallisé et ressemble aux cristaux d'antimoine ou de bismuth. Ce constituant homogène, renfermant à la fois les deux métaux, est une solution solide.

L'antimoine et le bismuth sont donc *isomorphes, miscibles à l'état solide* en toutes proportions; ils forment une série ininterrompue de *solutions solides* ou *cristaux mixtes*.

Étudions comment se fait la solidification de pareils alliages.

Liquidus. — Considérons des alliages de compositions différentes et déterminons pour chacun d'eux la température à laquelle *commence* la solidification. On constate que cette température croît constamment avec la teneur en antimoine depuis le point de fusion

1. MATHEWSON. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 50 (1906), p. 194.

du bismuth (268°) jusqu'à celui de l'antimoine (631°). La courbe représentative ou *liquidus* ne comprend qu'une branche de courbe AMB montant régulièrement depuis A jusqu'à B (fig. 25).

Composition des cristaux qui se déposent au début. — Soit un alliage quelconque de composition m ; amenons à fusion et laissons refroidir : le point représentatif décrit la verticale μMm . La solidification commence à une température T correspondant au point M où cette verticale rencontre le liquidus. On constate ensuite que le thermomètre continue à *baisser constamment* pendant que se poursuit la solidification (1).

Si l'on pouvait recueillir et analyser les cristaux qui se déposent *au début* de la solidification, on trouverait qu'ils *n'ont pas la même composition que le liquide avec lequel ils sont en équilibre*, ils sont *plus riches en antimoine*.

Il doit bien en être ainsi : puisque la température de solidification du liquide s'abaisse, il est nécessaire que sa composition se modifie en conséquence ; son point représentatif doit se déplacer vers les températures plus basses, c'est-à-dire de M vers A . Le liquide s'enrichit donc en bismuth et c'est dans les cristaux que nous retrouvons l'excès d'antimoine qu'il abandonne (2).

Remarquons d'ailleurs que la composition de ces premiers cristaux est bien déterminée. Ils sont homogènes et ne comptent que pour une phase. Le système en équilibre, formé du liquide en contact avec les cristaux, comprend donc deux phases, il est divariant. Si nous choisissons arbitrairement la pression et la composition m du liquide, tout le reste est déterminé, en particulier la température T et la composition m' des cristaux. Ces deux quantités sont ainsi fonctions de la composition du liquide.

Portons en abscisse sur l'horizontale T la composition m' , nous

1. Sauf, bien entendu, pour les deux compositions particulières : 0 et 100 % de Sb , c'est-à-dire pour les deux métaux purs qui se solidifient à température constante.

2. C'est un fait général que, lorsqu'une solution laisse déposer des cristaux mixtes, ceux-ci *n'ont pas la même composition que le liquide surnageant*. Il est à rapprocher de la vaporisation des mélanges de deux liquides volatils, eau et alcool par exemple : sauf cas particulier, la vapeur n'a pas la même composition que le mélange liquide qui l'émet.

obtenons le point M' ; il est situé à droite de M puisque les cristaux sont plus riches en antimoine que le liquide.

Pour tout alliage, au point M représentant le liquide au début de la solidification, nous ferons ainsi correspondre, sur la même horizontale, un point M' représentant les cristaux qui se déposent.

L'ensemble des points M' forme une courbe $AM'B$ située entièrement

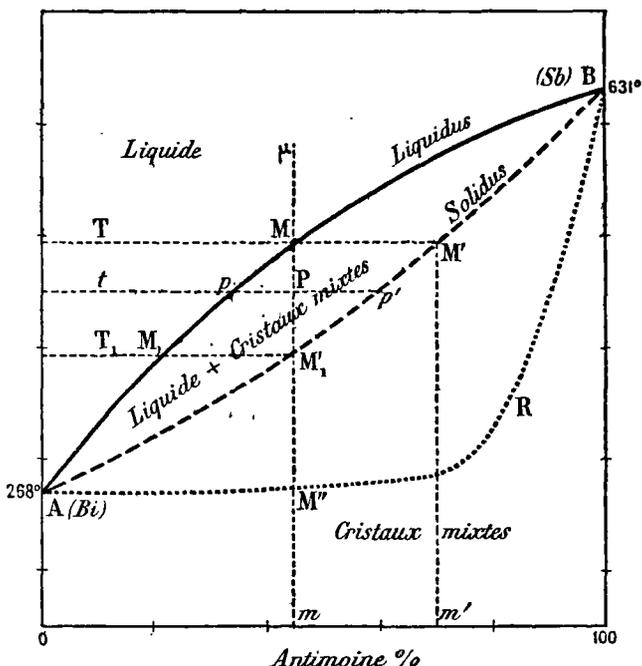


Fig. 25. — Diagramme. Cas d'une SOLUTION SOLIDE (Alliages ANTIMOINE-BISMUTH). Les deux métaux sont isomorphes ; ils forment une seule série ininterrompue de cristaux mixtes.

à droite et par suite au-dessous de AMB ; elle passe évidemment par les points A et B qui correspondent aux métaux purs (dans ce cas, en effet, les cristaux sont identiques au liquide). D'après ce que nous venons de dire, cette courbe a la signification suivante : si p et p' sont les points des deux courbes AMB et $AM'B$ situés sur la même horizontale t , ils représentent le liquide et les cristaux mixtes en équilibre à cette température t .

Nous allons trouver à cette courbe $AM'B$ une autre signification.

Solidus. — Étudions maintenant ce qui se passe quand, par suite de l'abaissement de la température, la solidification progresse. Le liquide s'appauvrit en antimoine ; sa composition varie à chaque instant. A chacune des valeurs qu'elle prend, M, p , etc. correspondent des cristaux M', p' , etc ; de sorte que, à mesure que la solidification avance, les solides mixtes qui se déposent sont de moins en moins riches en antimoine, tout en l'étant toujours plus que le liquide qui les baigne au moment où ils prennent naissance.

Si chaque parcelle solide, une fois produite, ne pouvait plus se modifier, les premiers cristaux formés, riches en antimoine, se recouvriraient peu à peu de couches successives de plus en plus riches en bismuth. *La structure finale de chaque cristal élémentaire serait hétérogène.*

Une telle structure ne peut correspondre à un équilibre définitif. Une solution solide, en effet, se comporte à cet égard comme une solution liquide ordinaire : elle n'est en équilibre que si elle est homogène. Si l'on met de l'eau sur une solution de sucre, il se produit des mouvements par diffusion jusqu'à ce que la concentration soit la même dans toute la masse. La *diffusion* se produit également dans les solides [34] : elle tend alors à uniformiser la composition des cristaux mixtes ; elle est lente aux températures peu élevées, presque insensible à la température ordinaire, mais appréciable au voisinage de la fusion.

Si donc *le refroidissement est suffisamment rapide*, les mouvements de diffusion n'ont pas le temps de se produire, chaque cristal, une fois formé, ne se modifie plus ; l'alliage solide a bien la structure hétérogène indiquée précédemment, structure qui apparaît à l'examen microscopique.

Mais si au contraire *le refroidissement est suffisamment lent* pour que, par des mouvements de diffusion, le système puisse à chaque instant se mettre en équilibre, *les cristaux déjà formés se modifient constamment* ; ils perdent de l'antimoine, leur composition s'uniformise et prend à chaque température la valeur indiquée par la courbe M' .

Ainsi, quand l'alliage de composition m atteint la température t , il doit être formé, *si l'équilibre est atteint*, de cristaux homogènes de composition p' et d'un liquide de composition p ; cela résulte de la signification qui a été donnée aux courbes AMB et $AM'B$. Les quan-

tités respectives de chacune des deux phases se calculent aisément au moyen des valeurs de p , p' et de la composition m de l'ensemble.

Soit M_1' l'intersection de la verticale mM avec la courbe $AM'B$, T_1 la température correspondante. Lorsque l'alliage atteint cette température, il doit être constitué par du liquide M_1 et des cristaux homogènes M_1' ; mais ceux-ci ont précisément pour composition m celle de l'alliage total, ils forment ainsi toute la masse de cet alliage et le point M_1 représente la composition de la dernière goutte liquide; c'est la fin de la solidification.

L'ordonnée T_1 du point M_1' mesure donc la température où la solidification est terminée. La courbe $AM_1'M'B$, que nous avons tracée pour donner la composition des cristaux, peut par suite être envisagée comme la *courbe de fin de solidification* ou *solidus*. Elle complète le diagramme des états d'équilibre.

Courbe de refroidissement. — Pendant toute la durée de la solidification, le thermomètre continue à baisser. La courbe de refroidissement doit avoir la forme $abde$ (fig. 26), sans palier, mais avec deux brisures qui correspondent, l'une b au commencement de la solidification, l'autre d à la fin.

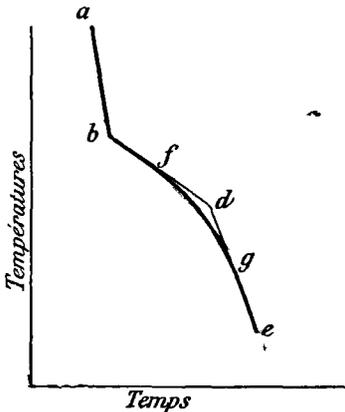


Fig. 26. — Courbe de refroidissement pendant le dépôt d'une solution solide.

La première b est généralement bien marquée et permet de déterminer le liquidus avec exactitude.

Il n'en est pas de même de la deuxième d . Comme pour les fins de palier de la fig. 18 et pour les mêmes raisons, l'expérience ne fournit généralement pas un angle net d mais bien une partie arrondie

fg ; cela entraîne une incertitude sur la température de fin de solidification et par suite sur la forme exacte du solidus.

Un refroidissement rapide abaisse la température de fin de solidification. — Supposons un refroidissement rapide et pla-

cons-nous dans le cas extrême où aucun mouvement de diffusion n'a le temps de se produire.

L'alliage solide obtenu est hétérogène. Sa teneur moyenne en antimoine est m . Le noyau de chaque cristal élémentaire, déposé au début, représenté par M' , est plus riche en antimoine que l'ensemble; il en renferme $m' > m$. Il faut donc que, par compensation, les couches extérieures déposées à la fin soient plus pauvres que la moyenne m ; elles sont représentées par un point situé au-dessous de M'_1 sur la courbe d'équilibre des cristaux $AM'B$; par suite elles se déposent à une température inférieure à T_1 . La température de fin de solidification est donc abaissée et le *solidus observé* prend une forme telle que $AM''RB$ (*).

Il faut observer qu'une semblable ligne ne fait pas partie d'un diagramme d'équilibre.

Ainsi, dans le cas où il se forme des solutions solides, la vitesse du refroidissement peut agir, non seulement sur la grosseur des grains [40], mais encore sur la température de fin de solidification et sur l'homogénéité de la structure microscopique.

Nous en verrons [197] un autre exemple caractéristique dans le cas des bronzes (constituant α).

Pour faire disparaître l'hétérogénéité produite par un refroidissement trop rapide, il n'est pas nécessaire de fondre à nouveau et de laisser ensuite la solidification se produire lentement; il suffit souvent de réchauffer l'alliage un peu au-dessous de son point de fusion. L'élévation de température, en facilitant les mouvements de diffusion, rend possible l'uniformisation de la composition et l'établissement de l'équilibre.

99. Le liquidus peut présenter un maximum ou un minimum. —

Dans l'exemple précédent (alliages antimoine-bismuth), la température de solidification varie toujours dans le même sens quand varie la composition.

Dans d'autres cas, au contraire, il existe une composition particulière pour laquelle l'alliage commence à se solidifier à une température plus élevée que tous les alliages voisins. Le *liquidus* a la forme $AMHNB$ (fig. 27) et présente un *maximum* en H pour la composition h .

Cherchons quelle est alors la forme du *solidus*.

* I. K. HÜTTNER et G. TAMMANN. *Zeits. f. anorg. Chemie.*, 44 (1905), p. 132.

Tout d'abord, il doit être situé entièrement au-dessous de AMHNB,

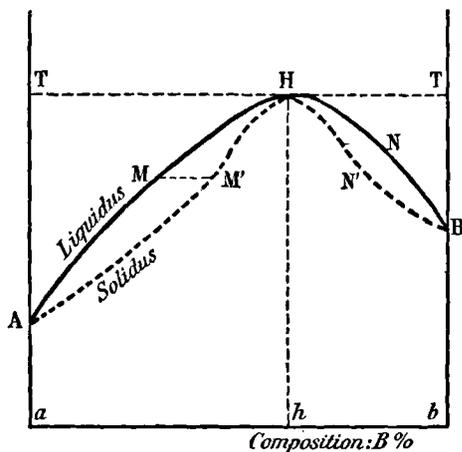


Fig. 27. — Maximum du liquidus dans le cas d'une solution solide.

puisque la température ne saurait s'élever pendant que la solidification se poursuit.

D'autre part, nous savons qu'il a aussi la signification suivante : chacun de ses points M' représente la composition des cristaux mixtes en équilibre avec un liquide dont la composition est représentée par le point M du liquidus situé sur la même horizontale MM'.

Donc, à chaque point M du liquidus, doit corres-

pondre sur la même horizontale un point M' du solidus. En particulier, il doit exister un point du solidus situé sur l'horizontale T du maximum H ; ce point ne peut être au-dessous de MHN, donc il se confond avec H.

En dehors de A et B, correspondant aux métaux purs, le solidus a donc un troisième point H commun avec le liquidus. Sa forme générale est celle de la courbe AM'HNB.

On peut déduire de cette allure du diagramme la manière dont se fait la solidification de l'alliage particulier ayant pour composition h . Le liquidus et le solidus étant confondus, les cristaux mixtes qui se déposent ont identiquement même composition que le liquide, les températures de début et de fin de solidification sont identiques ; c'est dire que la température reste constante pendant toute la durée du phénomène. Tout se passe comme pour une combinaison définie.

L'expérience vérifie ces déductions.

En résumé :

Lorsque les alliages de deux métaux sont constitués par une solution solide, il peut arriver que le liquidus présente un maximum. Le solidus, situé entièrement au-dessous, passe alors également par ce max :

num, et l'alliage correspondant se solidifie à température constante, en donnant à chaque instant des cristaux mixtes de même composition que le liquide, exactement comme se solidifie une combinaison définie.

Remarquons que l'existence d'une combinaison définie fondant normalement se traduit aussi par un maximum du liquidus (fig. 20). Mais les deux cas se distinguent facilement par la forme différente du solidus. Pour la combinaison, il comprend une verticale $C\gamma$ (fig. 20); pour la solution solide, deux branches inclinées HM' et HN' (fig. 27).

Le liquidus peut enfin présenter un *minimum*. C'est le cas des alliages *or-cuivre* [161].

Un raisonnement calqué sur le précédent conduit aux mêmes conséquences : l'alliage correspondant au minimum M (fig. 67) se solidifie à température constante comme un composé défini ou un eutectique ; le solidus passe par ce point M ; il est formé de deux branches courbes Ma et Mb et non d'une horizontale, ce qui distingue ce cas de celui d'un eutectique avec lequel on pourrait le confondre si l'on envisageait seulement l'allure du liquidus.

Les solutions solides à point de solidification maximum ou minimum peuvent être rapprochées des *mélanges* de liquides volatils (voir la note 2, page 96) qui présentent un *point d'ébullition maximum* (eau et acide chlorhydrique) ou *minimum* (eau et acide formique). Pour ces mélanges de composition particulière, l'ébullition se fait à température constante, la vapeur a même composition que le liquide ; tout se passe à ce point de vue comme pour un composé défini ; aussi les a-t-on parfois considérés à tort comme des combinaisons.

100. Les deux métaux forment plusieurs solutions solides. —

La courbe de solidification des alliages *antimoine-bismuth* ne comprend qu'une branche, de même celle des alliages *or-cuivre*. Il existe alors des cristaux mixtes de toutes compositions ; les deux métaux sont *miscibles à l'état solide en toutes proportions*. Remarquons qu'ils ont même forme cristalline et présentent de grandes analogies chimiques ; ils sont *isomorphes*.

Dans d'autres cas fréquents, les deux métaux à l'état solide ne sont

pas miscibles en toutes proportions, mais seulement entre des limites déterminées.

Nous avons insisté déjà [44] sur l'analogie des solutions solides et des solutions liquides ordinaires. Or on sait que deux liquides peuvent être partiellement miscibles, présenter la *solubilité réciproque*; par exemple les mélanges d'eau et d'éther forment deux couches liquides superposées, de composition différente, chacune d'elles renfermant les deux corps.

Deux métaux peuvent aussi présenter à l'état solide la *solubilité réciproque*, et donner *plusieurs espèces de cristaux mixtes* capables de coexister sans se mélanger.

Exemple : Alliages argent-cuivre [163]. — Examinons la *structure microscopique* d'une série d'alliages argent-cuivre en faisant varier la proportion de cuivre de 0 à 100 %.

Les alliages renfermant beaucoup d'argent (corps A) et peu de cuivre (corps B) sont *homogènes*; ils montrent un seul constituant *blanc*, *ressemblant à l'argent*; au delà d'une certaine teneur c (environ 2 % de Cu) apparaît un deuxième constituant jaune, ressemblant au cuivre. Nous dirons que le cuivre se dissout dans l'argent en formant une *solution solide*, *isomorphe avec l'argent*, que nous désignerons par α . Cette solution peut contenir une quantité de cuivre variant de 0 à c %; la teneur limite c correspond à la *saturation* de l'argent par le cuivre.

Dans les alliages renfermant plus de cuivre, celui-ci se dissout d'abord dans l'argent jusqu'à concurrence de c % pour former la solution limite ou saturée α_c ; l'excès se retrouve sous forme du deuxième constituant jaune.

Quelle est la nature de celui-ci? Pour le savoir, examinons de suite les alliages très riches en cuivre et renfermant peu d'argent; ils sont homogènes et montrent un seul constituant *jaune*, *ressemblant au cuivre*. Il en est ainsi tant que l'argent ne dépasse pas une certaine teneur (environ 2 %). Au delà apparaît un constituant blanc.

Nous dirons comme précédemment que l'argent se dissout dans le cuivre en formant une *solution solide* β , *isomorphe avec le cuivre*, et pouvant contenir de 0 à 2 % d'argent, qu'en outre de d (98 environ) à 100 % de cuivre; d est la composition des cristaux limites ou saturés.

Un alliage intermédiaire, dont la teneur en cuivre est un nombre *quelconque compris entre c et d* , montre au microscope deux constituants, l'un blanc, l'autre jaune. Ce sont *précisément les deux solutions limites* dont il vient d'être question : le constituant blanc est la solution saturée α_c , de composition c , isomorphe avec l'argent ; le constituant jaune est la solution saturée β_d , de composition limite d , isomorphe avec le cuivre. Quelle que soit la composition de l'alliage dans ces limites, la composition de chacun des deux constituants juxtaposés reste ainsi constante, et c'est par une variation dans leurs masses respectives que se traduit la variation de composition de l'alliage total.

Il doit bien en être ainsi pour satisfaire à la loi des phases. Un alliage de *deux* métaux, constitué par *deux* phases en contact, est en effet un système *divariant*. La pression et la température étant choisies arbitrairement, il ne reste plus de variable indépendante ; tout est déterminé, en particulier la composition des deux phases au contact.

Remarquons dès maintenant que cette composition est fixe pour une température donnée ; mais elle peut varier si la température varie [III].

Les phénomènes précédents sont tout à fait comparables à ceux présentés par certains mélanges liquides tels que *eau-éther*, *eau-phénol*, etc.

On sait par exemple qu'à la température de 15°, tous les mélanges eau-éther renfermant de 10 à 98 % d'éther sont formés de deux couches séparées dont chacune a une composition bien déterminée : la couche inférieure aqueuse renferme 10 % d'éther, la couche supérieure, plus riche en éther, en renferme 98 %. Ces compositions des deux couches varient d'ailleurs avec la température.

Étudions maintenant comment se fait la solidification de ces alliages et quelle est la forme du diagramme.

Le liquidus doit comprendre autant de branches différentes qu'il peut se déposer d'espèces de cristaux ou de solutions distinctes. Deux branches de courbe peuvent se rencontrer soit en un *point d'eutexie*, soit en un *point de transition*.

Examinons chacun de ces cas.

Eutectique de deux solutions solides. — C'est le cas des alliages *argent-cuivre* pris tout à l'heure comme exemple.

La détermination expérimentale des températures de solidification commençante donne un *liquidus* AEB (fig. 28) formé de deux branches se coupant en un point minimum E ; il est tout à fait semblable à celui de la fig. 17 (dépôt des deux métaux purs).

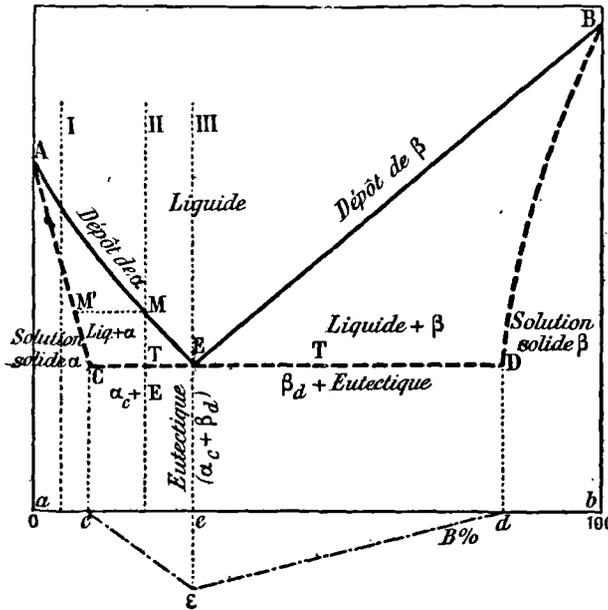


Fig. 28. — Diagramme de solidification. Eutectique de deux solutions solides.

Liquidus. AEB
 Solidus. ACEDB

La branche AE correspond au dépôt des cristaux mixtes α , isomorphes avec le corps A (argent) et renfermant au plus $c\%$ du corps B (cuivre). Pour les alliages tels que I, dont la composition est comprise entre 0 et c et qui, nous l'avons vu, sont formés après solidification d'un *seul* constituant α , tout se passe comme pour les alliages *bismuth-antimoine* [98] : le solidus est une branche de courbe AC située entièrement à gauche et au-dessous de AE ; il représente aussi la composition des cristaux qui se déposent. Cette branche s'arrête en

un point C dont l'abscisse c est la composition limite des cristaux mixtes α .

De même, la branche BE du liquidus correspond au dépôt de la deuxième solution solide β , riche en corps B, isomorphe avec lui et pouvant en renfermer de d à 100 %. Le solidus sera la courbe BD se terminant en un point D dont l'abscisse est la composition limite d des cristaux mixtes β .

Considérons l'alliage III de composition e . Puisqu'il correspond au point de rencontre E des deux branches AE et BE, la solidification doit donner *simultanément* les cristaux α et β . Nous avons un *eutectique*.

En effet, tout se passe alors comme nous l'avons expliqué précédemment pour un eutectique de deux métaux purs [84, 85 et 87]. Pendant la solidification, le système, formé de trois phases, est univariant; la pression étant arbitraire, le reste est bien déterminé, en particulier la *température T*, la *composition du liquide e*, et *celle des deux solides*. Ceux-ci sont les cristaux mixtes *limites*, de composition c et d . La transformation réversible s'écrit alors :



La température et la composition du liquide restent constantes pendant toute la durée de la solidification. L'alliage entièrement solide a la structure en lamelles alternantes très fines qui caractérise les eutectiques.

Il est maintenant facile de comprendre comment se fait la solidification d'un alliage tel que II.

Elle commence en M en donnant des cristaux α de composition M' . La température continue à baisser et, si l'équilibre peut s'établir à chaque instant, la composition de α se modifie jusqu'à la valeur limite c atteinte pour la température eutectique T. La masse totale est alors formée de cristaux limites α_c et du liquide E; celui-ci se solidifie intégralement à température constante. L'alliage solide montrera au microscope des cristaux α_c noyés dans l'eutectique.

Pour tous les alliages dont la composition est comprise entre c et d , et qui, à l'état solide, sont formés des deux solutions limites, la solidification se termine ainsi par la cristallisation d'un eutectique à la même température T. L'horizontale correspondante CED fait donc partie du *solidus* qui renferme en outre les branches AC et BD.

Le diagramme que nous venons d'étudier ressemble beaucoup à celui des alliages tels que *plomb-étain*, formés des deux métaux purs. Il est facile de les confondre, surtout quand les deux solutions limites sont voisines des métaux purs, ainsi qu'il arrive pour *argent-cuivre*.

Le liquidus a la même forme (comparer fig. 17 et 28). Le solidus est différent, mais seulement aux deux extrémités du diagramme ; si l'on se rappelle [90] que, précisément dans ces régions, la détermination de la température de fin de solidification est très incertaine, on conçoit que souvent il soit malaisé de caractériser ainsi avec certitude, par le seul diagramme, l'existence de solutions solides et surtout leurs compositions limites.

Nous y sommes arrivés par l'*examen micrographique*, en cherchant par tâtonnement la composition qui sépare les alliages homogènes des alliages à deux constituants.

On peut y arriver encore en construisant la *courbe des durées de cristallisation eutectique* [91] ou courbe des *paliers* présentés à la température T par les courbes de refroidissement des différents alliages.

Cette courbe ced (fig. 28) doit avoir une ordonnée maximum pour la composition eutectique, et des ordonnées nulles pour les compositions des deux solides qui constituent l'eutectique, c'est-à-dire pour les compositions des cristaux limites α_0 et β_a . Nous savons que la courbe se laisse bien déterminer aux environs du maximum. En extrapolant les deux branches, on obtient avec une exactitude suffisante les points d'ordonnée nulle c et d , bien distincts des points a et b , et qui nous donnent la composition des solutions limites.

Ainsi l'examen des courbes de durées de cristallisation eutectique permet de différencier nettement les deux cas : eutectique de métaux purs, ou eutectique de solutions solides saturées.

Point de transition de deux solutions solides. — Le diagramme a la forme générale indiquée fig. 29.

Le liquidus AEB est le même que celui de la fig. 22 représentant le cas d'une combinaison stable seulement au-dessus d'une certaine température dite de *transition* [96]. Les deux branches AE, EB, correspondent au dépôt des deux espèces de solutions solides α et β ; elles sont l'une au-dessus de l'autre et se coupent en E. *Au-dessous* de la

température correspondante T, le liquide laisse déposer des cristaux mixtes α ; *au-dessus*, des cristaux mixtes β .

A la branche AE nous devons adjoindre une branche AC du *solidus* représentant [la composition des cristaux en équilibre avec le liquide [98]. Cette branche est située entièrement à droite de AE; elle s'arrête à l'horizontale T puisque les cristaux α ne se forment plus aux températures supérieures. Le point correspondant C représente

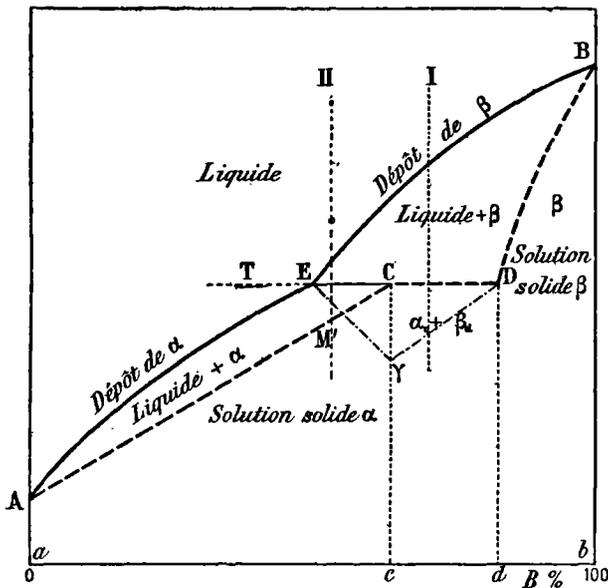


Fig. 29. — Diagramme de solidification. Point de transition de deux solutions solides.

Liquidus.. AEB
 Solidus.. ACDB

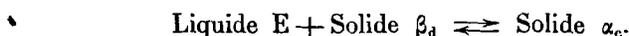
ainsi la composition limite des cristaux α , leur teneur maximum en corps B.

De même, à la branche BE nous adjoignons une branche BD du solidus, située à droite de BE et s'arrêtant à la même horizontale T, en un point D qui représente la limite de composition des cristaux mixtes β .

A la *température de transition* T, nous pouvons observer la coexistence de trois phases en équilibre, savoir : le liquide E et les

les deux solutions limites α_c , β_d . Elles forment un système *univariant* ; la composition de chacune d'elles est donc bien définie.

Les alliages tels que I et II (compris entre E et D) laissent d'abord déposer des cristaux β qui, à la température T, ont la composition limite *d* et sont baignés par un liquide E. Si le refroidissement continue, comme ces cristaux limites β_d ne sont pas stables en présence du liquide aux températures inférieures à T, ils se transforment suivant la réaction réversible



Exactement comme avec la combinaison [96], on verrait que, pour l'alliage I, cette transformation absorbera tout le liquide, laissera du solide β_d , et donnera une masse entièrement solide constituée par la juxtaposition des cristaux saturés α_c et β_d .

Au contraire pour l'alliage II, la transformation achevée, tout le solide β aura disparu ; il restera du liquide dont la température continuera à baisser jusqu'à solidification complète en M'. La masse solide sera uniquement formée de α .

On voit ainsi que le refroidissement des alliages tels que I et II présente un arrêt à la température T de la transformation réversible ; les courbes de refroidissement montrent des paliers dont la longueur est proportionnelle à l'importance de cette transformation, c'est-à-dire à la *quantité* du solide α_c formé. Nous pouvons construire en E_γD la courbe des *paliers* ou des *durées de transformation*. Elle présente une ordonnée maximum pour la composition limite c et des ordonnées nulles pour les alliages E et D.

IV. — ALLIAGES FORMANT A L'ÉTAT FONDU DEUX COUCHES LIQUIDES.

101. Constitution de l'alliage à l'état liquide. — Nous avons dit [82] qu'il existe des métaux non complètement miscibles à l'état *fondus*. Ils se comportent comme l'eau et l'éther, l'eau et le phénol ; entre certaines limites de composition, leurs mélanges forment deux couches : il y a *solubilité réciproque*.

A chaque température, les compositions des deux couches sont bien déterminées. En général elles se rapprochent à mesure que la tempé-

rature s'élève et se confondent à une température appelée *température critique* ; au-dessus il y a miscibilité complète.

Dans le domaine du liquide, on doit donc avoir deux régions séparées par une courbe CFD (fig. 30) : au-dessus, le liquide est homogène ; au-dessous, il est séparé en deux couches distinctes, dont les compositions, à chaque température, sont données par les deux points situés sur une même horizontale.

Peut-on déterminer expérimentalement cette courbe de séparation ?

Quand il s'agit de mélanges liquides *transparents* tels que eau-phénol, cette détermination est assez facile. On chauffe jusque dans la région des liquides homogènes, on laisse refroidir et on note la température à laquelle se produit une deuxième couche, ce qui se traduit par l'apparition brusque d'un trouble.

Dans le cas des alliages métalliques *opaques*, ce procédé n'est évidemment plus applicable.

D'autre part, la formation dans un fluide homogène d'une deuxième couche est analogue à celle d'un solide ; elle doit se traduire aussi par une variation brusque dans la marche du thermomètre, par une brisure dans la courbe de refroidissement [90]. C'est une semblable brisure que nous utilisons pour déterminer le commencement de la solidification. Il semble que nous puissions aussi l'utiliser pour déterminer l'apparition d'une deuxième couche.

En fait il n'en est rien, car la séparation d'un liquide en deux couches s'accompagne en général d'un phénomène calorifique trop faible pour que la brisure soit pratiquement appréciable.

On voit donc que ni la composition des deux couches liquides, ni même leur existence, ne peuvent être mises en évidence directement sur la masse fondue.

C'est par la forme particulière du liquidus que nous allons pouvoir caractériser le phénomène.

Recherchons donc comment se fait la solidification de pareils alliages.

102. Diagramme de solidification. — Prenons comme exemple les alliages *plomb-nickel* (1) ; la fig. 30 en donne le diagramme.

1. PORTEVIN. *Revue de Métallurgie*, IV (1907), p. 814.

Les deux métaux ne forment à l'état solide ni combinaison, ni solution; les alliages de toute composition montrent la juxtaposition des deux métaux purs.

1° Les alliages renfermant de 0 à 7% de Ni ne forment qu'une couche à l'état fondu. Leur solidification se fait comme pour les alliages

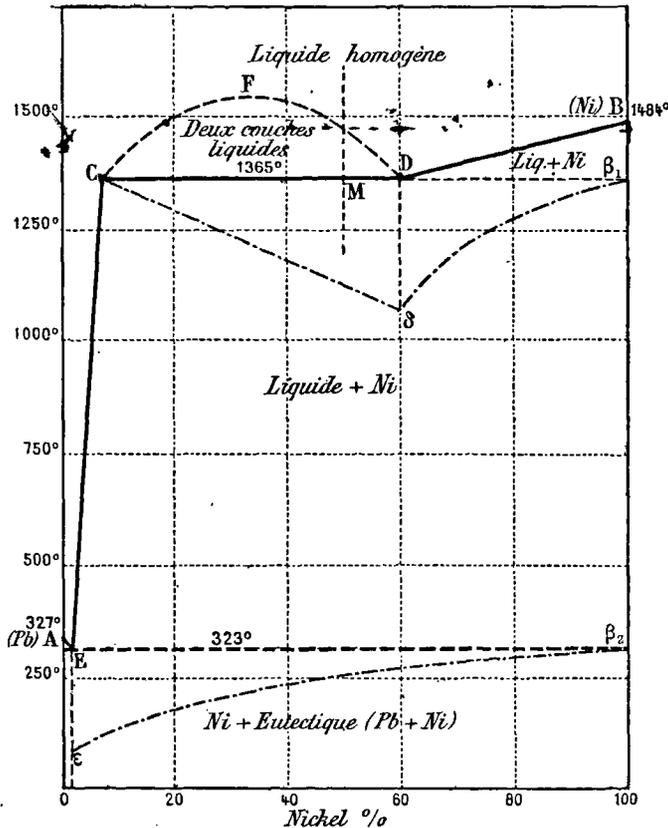


Fig. 30. — Diagramme. Cas de DEUX COUCHES LIQUIDES (Alliages PLOMB-NICKEL).
Le liquidus AECDB renferme une partie horizontale CD.

plomb-étain (fig. 17); elle donne un liquidus AEC en deux branches avec un eutectique E; la branche EC correspond au dépôt de Ni pur.

2° Les alliages renfermant de 7 à 60% de Ni sont entièrement liquides au-dessus de 1365°. Ils sont alors formés de deux couches

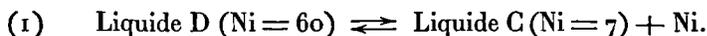
distinctes dont la composition varie avec la température (courbe CFD). A 1365° ces couches sont représentées par C et D; elles renferment, l'une 7 % de Ni (point C), l'autre 60 % (point D); leurs masses sont dans le rapport $\frac{MD}{MC}$ si M est le point figuratif du mélange.

Lorsqu'un tel système commence à se solidifier, il est aussitôt composé de *trois phases* : les deux couches liquides et le solide qui prend naissance. Il est donc *univariant*; et comme la pression est arbitraire, les compositions des deux couches, celle de la phase solide et la température sont bien déterminées.

La température à laquelle la solidification commence est donc indépendante des masses respectives des deux couches. Elle est la même pour tous les alliages compris entre C et D. C'est dire que *le liquidus présente une partie horizontale CD*.

D'autre part, la température reste constante pendant toute la durée du phénomène, tant qu'il reste trois phases en présence : la courbe de refroidissement présente un palier.

Du *nickel pur* se dépose aux dépens de la couche D riche en nickel, celle-ci se dédoublant d'après la réaction réversible isotherme



La masse du liquide C augmente ainsi aux dépens de la couche D qui finit par disparaître. Le système est alors constitué par des cristaux de Ni et un liquide C à 7 % de nickel qui continue à se solidifier suivant CE, à température graduellement décroissante. On observe enfin un nouvel arrêt du thermomètre à la température eutectique de 323° .

3° Les alliages renfermant de 60 à 100 % de nickel sont homogènes à l'état fondu. Par refroidissement, la solidification commence entre 1484° et 1365° (ligne DB); il se dépose du nickel pur et le liquide s'appauvrit en nickel; lorsqu'il n'en renferme plus que 60 % (D) la température est 1365° ; il se forme alors une deuxième couche liquide C (Ni = 7) aux dépens du liquide à 60 % d'après la réaction (1). La solidification se poursuit ensuite comme précédemment, avec un premier arrêt du thermomètre à 1365° et un second à 323° .

Les longueurs des paliers à 1365° , qui correspondent aux durées

de la transformation (1), sont proportionnelles à la quantité du liquide D qui se transforme. La courbe $C\delta\beta_1$ qui les représente aura donc un maximum pour D et une ordonnée nulle pour C et pour β_1 .

En résumé, lorsqu'un alliage est formé, à l'état fondu, de deux couches liquides, la solidification ne se fait pas simultanément dans les deux couches. Elle commence dans l'une d'elles, à température constante; et c'est seulement lorsque cette première a disparu que la seconde se solidifie à son tour.

Sur le diagramme, l'existence de deux couches liquides dans un alliage fondu se traduit par une partie **horizontale** du liquidus.

Nous avons là un moyen pratique de reconnaître l'existence d'un tel phénomène.

Les alliages du **sodium** avec l'**aluminium**, le **magnésium** et le

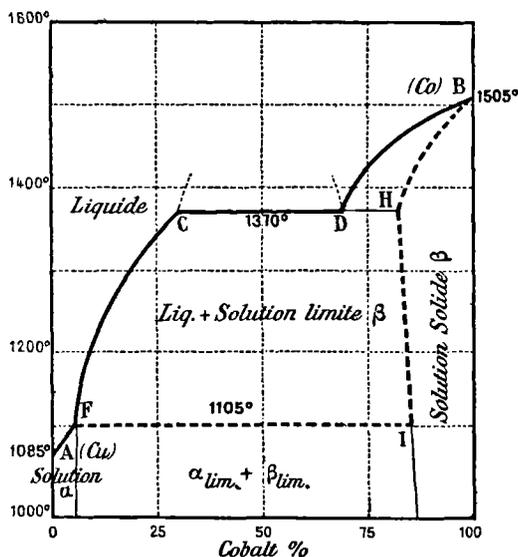


FIG. 31. — Diagramme des alliages CUIVRE-COBALT : Deux couches liquides et solution solide

zinc (1), du **thallium** avec le **cuivre** et l'**aluminium** (2), donnent diagrammes analogues à celui de la fig. 30.

1. MATHEWSON. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 48 (1906), p. 191.
2. DOERINGKEL. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 48 (1906), p. 185.

Les alliages *cuivre-cobalt* (1) donnent un liquidus analogue ; mais ici, le cuivre se dissout dans le cobalt solide jusqu'à concurrence d'environ 15 %, et le solidus correspondant ne comprend plus la verticale $B\beta_1\beta_2$ de la fig. 30, mais une ligne brisée BHI (fig. 31).

Pendant la solidification des alliages en deux couches liquides, la plus riche en cobalt laisse déposer, non du cobalt pur, mais la solution limite à 15 % de cuivre.

UTILITÉ DES DIAGRAMMES DE SOLIDIFICATION

103. Courbes de solidification (Liquidus et Solidus). — Dans les pages précédentes, nous avons envisagé les différents cas que peut présenter un alliage binaire au point de vue de sa constitution. Pour chacun d'eux, nous avons étudié comment se fait la solidification, quelle est la forme générale des *courbes de début et de fin de solidification*. Le diagramme formé par ces deux courbes, ou *diagramme de solidification*, a une allure différente pour chaque cas, ainsi que le montre la comparaison des figures 17, 20, 22, 23, 24, 25, 27, 28, 29 et 30.

Inversement, si l'on détermine expérimentalement le diagramme de solidification d'un alliage, on pourra en tirer des indications souvent très précises et très complètes sur sa constitution.

Cette méthode est, avec la métallographie microscopique, le procédé le plus important et le plus fréquemment employé pour arriver à la connaissance de la constitution des alliages métalliques.

Il convient de résumer ce qu'elle peut exactement donner.

Rappelons d'abord que les points de solidification se déterminent en suivant la marche du thermomètre⁽²⁾ pendant le refroidissement de l'alliage fondu ; ils sont indiqués par un changement brusque dans cette marche, c'est-à-dire par une brisure ou point anguleux dans la courbe de refroidissement.

En général, le commencement de la solidification se voit nettement ;

1. KONSTANTINOW. *Revue de Métallurgie*. IV (1907), p. 983.

2. Nous verrons ultérieurement les appareils généralement employés (Chap. VIII).

la fin, au contraire, est parfois très peu marquée et sa détermination très incertaine [90-98].

Le *liquidus* se laisse donc atteindre assez facilement dans toute son étendue. Dans les premières recherches, c'est lui seul que l'on déterminait. A chacune de ses différentes branches, correspond en général le dépôt d'une phase solide distincte. Une partie horizontale indique l'existence de deux couches dans l'alliage fondu (fig. 30). Deux branches se coupant en un point minimum décèlent un eutectique (fig. 17, 23 et 28).

Mais le liquidus seul ne peut nous suffire. Dans le cas d'un *eutectique*, par exemple, il ne nous dit pas s'il s'agit d'un eutectique de *corps purs* ou de *solutions solides* : sa forme est la même dans les figures 17 et 28. Un *maximum* indique, soit une *combinaison* (fig. 20), soit une solution solide (fig. 27).

Le *solidus* doit, en principe, lever l'incertitude : il n'a pas la même forme au voisinage des corps purs A et B dans les figures 17 et 28, au voisinage du maximum dans les figures 20 et 27. Mais, précisément dans ces régions où sa détermination est la plus nécessaire, elle est aussi la plus incertaine ; alors, en effet, la masse du constituant qui se solidifie en dernier lieu est très faible ; par suite, l'arrêt du thermomètre est à peine visible.

Il n'est donc pas toujours possible de conclure avec certitude, et il faut souvent adjoindre un autre procédé d'investigation.

La *métallographie* peut suffire à résoudre la question.

S'agit-il, par exemple, de savoir si le liquidus avec point eutectique des figures 17 et 28 correspond, dans le voisinage de A, au dépôt d'un corps pur ou d'une solution, nous examinerons au microscope des alliages renfermant de moins en moins du corps B ; si nous voyons toujours deux constituants, aussi petite que soit la teneur en corps B, c'est que le corps A se dépose pur ; si au contraire, au-dessous d'une certaine teneur en B, la structure est homogène, on conclut qu'il se fait une solution solide.

Les résultats sont certains. Pour qu'ils soient précis, pour déterminer ainsi avec un peu d'exactitude la composition de la solution limite, il faut examiner une série d'alliages enserrant de plus en plus cette limite qui sépare les alliages homogènes des alliages hétérogènes. Les tâtonnements nécessaires peuvent être souvent fort longs.

On arrive plus rapidement au même résultat par la méthode suivante.

104. Courbes des durées de transformation isotherme. Méthode d'analyse thermique. — Nous avons vu que fréquemment, au cours de la solidification, il se produit un arrêt prolongé du thermomètre; les courbes de refroidissement ont un *palier*. Il en est ainsi :

1° Pendant le dépôt d'un *eutectique* de deux métaux purs [90] ou de deux solutions solides [100];

2° Pendant la *transformation* d'une combinaison [96] ou d'une solution solide [100] (point de *transition*);

3° Pendant la solidification de *deux couches* liquides [101].

Dans tous ces cas, trois phases sont en présence : le système est univariant; comme la pression est arbitraire, la température est bien déterminée et la transformation est isotherme. Nous avons construit les *courbes des durées de transformation isotherme* en prenant comme abscisse la composition de l'alliage, et comme ordonnée la longueur rectifiée du palier, c'est-à-dire la durée de la transformation. Ces courbes présentent deux ordonnées nulles et un maximum; nous avons vu que *les abscisses de ces trois points sont précisément les compositions des trois phases en présence*.

Pour tracer une telle courbe, il suffira de quelques mesures faites sur un nombre limité d'alliages dont les compositions seront, par exemple, régulièrement espacées. Les déterminations se feront facilement pour la partie centrale et le maximum s'obtiendra avec exactitude par interpolation; au contraire, elles seront généralement incertaines au voisinage des ordonnées nulles, régions où précisément le solidus s'atteint mal; néanmoins, *l'extrapolation des parties centrales* donnera les points d'ordonnées nulles avec une précision suffisante.

Le tracé de ces courbes supplée donc à l'incertitude de quelques parties du solidus: il donne immédiatement la composition des trois phases en présence. Il donnera par exemple la composition des deux constituants d'un eutectique et permettra ainsi de décider s'il s'agit de métaux purs ou de solutions solides.

Remarquons que souvent la méthode porte en elle-même sa vérification, tel constituant pouvant être donné à la fois par plusieurs courbes (fig. 20 à 23).

Un *contrôle métallographique* sera toujours utile, mais il sera très rapide; les tâtonnements seront évités puisqu'il s'agira, non pas de *chercher* une composition limite, mais de *vérifier* la valeur trouvée.

Cette très intéressante méthode, basée sur les courbes des durées de transformation, a été indiquée par M. TAMMANN⁽¹⁾ sous le nom de *méthode d'analyse thermique*, et appliquée systématiquement dans son laboratoire à l'étude de nombreux alliages⁽²⁾.

Exemple. — Il ne sera peut-être pas inutile de donner un exemple d'une pareille recherche. Nous choisirons le cas très simple des alliages *argent-antimoine*⁽³⁾.

On dissout Ag dans Sb fondu sous un courant de CO²; la perte en Sb est très faible. Chaque essai porte sur 30 grammes.

Sur les courbes de refroidissement, on note la température des brisures, celle des paliers et la longueur rectifiée de ceux-ci; on obtient les résultats suivants :

N°	COMPOSITION POIDS DE Sb %	DÉBUT DE SOLIDIFICATION	CRISTALLISATION A TEMPÉRATURE CONSTANTE	
			TEMPÉRATURE	DURÉE
1	0		961°	110 secondes.
2	5	923°	»	»
3	15	759	»	»
4	20	674	557°	85
5	25	614	562	135
6	27		559°	220
7	30	543	478	40
8	35	521	483	130
9	45	483	483	365
10	70	545	483	150
11	90	588	479	50
12	100		631°	250

1. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 37, p. 303; 45, p. 24; 47, p. 289. M. PORTEVIN en a donné un excellent exposé d'ensemble dans *Revue de Métallurgie*, IV (1907), p. 797.

2. *Metallographische Mitteilungen aus dem Institut für anorganische Chemie der Universität Göttingen*, dans *Zeits. f. anorg. Chemie*, années 1905 et suiv.

3. PETRENKO. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 50 (1906), p. 141.

Avec ces nombres on construit le diagramme ci-dessous (fig. 32).
Le liquidus ADEB se compose de 3 parties ; il montre un point de

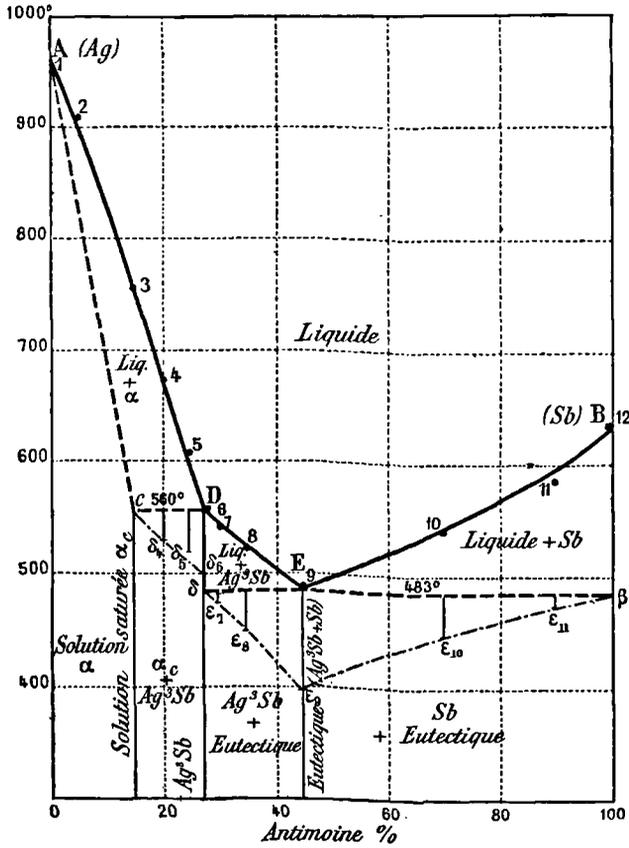


Fig. 32. — Diagramme des alliages ARGENT-ANTIMOINE.

Constituants $\left\{ \begin{array}{l} 1. \text{ Solution solide } \alpha \text{ (0 à 15 \% Sb).} \\ 2. \text{ Combinaison } Ag^sSb \text{ (27 \% Sb).} \\ 3. \text{ Sb pur.} \end{array} \right.$

transition D à 560° et un point d'eutexie E à 483°, soit deux transformations à température constante.

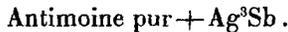
Eutectique E (Sb = 45 ; T = 483°). — Quelle est la nature des deux constituants de cet eutectique ?

La courbe des durées de cristallisation à 483° donne, par extrapola-

tion de $\epsilon_9\epsilon_{10}\epsilon_{11}$, le point β correspondant à Sb pur. Il n'y a donc pas de solution solide isomorphe avec l'antimoine. D'ailleurs, *tous* les alliages contenant de 45 à 100 % de Sb montrent, après attaque par l'acide nitrique dilué, de l'eutectique entourant des cristaux d'antimoine.

L'autre branche $\epsilon_9\epsilon_8\epsilon_7$ donne, par extrapolation, une ordonnée nulle au point δ correspondant à Sb = 27. Cette composition s'exprime par la formule simple Ag^3Sb .

L'eutectique E est ainsi formé de



Combinaison Ag^3Sb . — L'existence de cette combinaison et sa formule sont données par les faits suivants :

- 1° Durée nulle de cristallisation à 483° (point δ);
- 2° Maximum de la durée de cristallisation à 560° (point δ_c);
- 3° Les alliages de cette composition sont homogènes; ils ne montrent qu'un seul constituant, tandis que ceux des compositions immédiatement voisines en montrent deux. De 27 à 45 % de Sb, la combinaison Ag^3Sb est accompagnée d'eutectique. Pour moins de 27 %, elle est accompagnée d'un autre constituant que nous allons étudier.

Constituant α . — Pour déterminer sa nature, il nous faut prendre l'ordonnée nulle de la courbe des durées de cristallisation à 560°; l'extrapolation de δ_8 , δ_5 , δ_4 donne ainsi le point c , correspondant à environ 15 % de Sb. En le joignant au point A, on complète le solidus dont nous connaissons déjà les deux horizontales cD et $\delta\beta$.

Les alliages renfermant de 0 à 15 % de Sb doivent alors être formés par une *solution solide* isomorphe avec l'argent. C'est ce que l'examen micrographique confirme. S'ils sont, en effet, refroidis lentement jusqu'à 560° et maintenus de 2 à 3 heures à cette température, ils prennent une structure entièrement homogène: ils sont attaqués uniformément par l'acide nitrique dilué. Les mêmes alliages rapidement refroidis ont, au contraire, une structure hétérogène, par suite du dépôt successif de couches différentes qui n'ont pas eu le temps d'uniformiser leur composition.

Les alliages renfermant de 15 à 27 % d'antimoine sont toujours hétérogènes quelle que soit la lenteur du refroidissement. Ils sont formés de la solution limite ou saturée α_c à 15 % et de la combinaison Ag^3Sb .

Remarquons que, dans cet exemple, le point de transition D présente une disposition très particulière (voir la disposition générale, fig. 22) : son abscisse coïncide avec la composition de la combinaison. Cela veut dire que cette combinaison Ag^3Sb fond à 560° sans décomposition. Inversement, si l'on refroidit un alliage fondu contenant de 15 à 27 % Sb, il donne d'abord des cristaux mixtes α ; quand la température atteint 560° , ces cristaux ont la composition limite α_c , ils sont baignés dans un liquide de composition Ag^3Sb qui se solidifie intégralement.

105. Nature des solutions solides. — Une branche oblique du solidus indique l'existence d'une solution solide, c'est-à-dire de cristaux mixtes. Tous les alliages correspondants sont homogènes.

Dans les exemples donnés jusqu'ici (fig. 25, 28, 31 et 32), nous avons trouvé de pareilles solutions seulement aux *extrémités du diagramme* ; une des limites était un métal pur. Mais il n'en est pas toujours ainsi : nous verrons par exemple que les alliages *Aluminium-magnésium* [249] présentent une solution solide dont les limites de composition sont 35 et 55 % Mg, que les *laitons* présentent un assez grand nombre de solutions distinctes.

Les différentes espèces de solutions solides formées par deux métaux sont caractérisées par leur *aspect*, leurs *réactions micrographiques*, et surtout leur *domaine*, c'est-à-dire les *limites de leur composition*.

Ainsi les alliages *argent-cuivre* [100] forment deux solutions différentes :

- 1° La solution α , blanche, renfermant 0 à 2 % Cu ;
- 2° La solution β , jaune, renfermant 98 à 100 % Cu.

Dans les alliages *argent-antimoine* [104], nous trouvons une seule solution α caractérisée par une teneur en Sb allant de 0 à 15 %.

Nous *définissons* ainsi chaque espèce de solution solide par la proportion des corps simples qu'elle peut renfermer, par sa *composition élémentaire*.

On peut se demander s'il n'est pas possible d'aller plus loin dans la connaissance de ces solutions.

Comme tous les mélanges homogènes — liquides ou solides —

nous devons les considérer comme formées d'espèces chimiques définies qui peuvent être, soit des corps simples, soit des combinaisons.

La question de savoir quelle est la nature de ces corps définis existant à l'état de mélange dans une solution solide a bien un sens expérimental. Une solution de sucre dans l'eau serait insuffisamment caractérisée par le seul pourcentage de carbone, hydrogène et oxygène : nous avons le droit de l'envisager comme un mélange des deux combinaisons eau et sucre.

Il est tout aussi légitime de rechercher la nature des corps définis qui forment les solutions solides des alliages et d'essayer de caractériser celles-ci par leur *composition immédiate*.

Malheureusement, dans l'état actuel de la science des alliages, on ne sait pas résoudre ce problème avec quelque certitude ; les procédés d'investigation qui précèdent ne permettent pas de l'aborder dans sa généralité.

Dans quelques cas cependant, on peut émettre des hypothèses vraisemblables :

1° L'*antimoine* et le *bismuth* [98] forment une seule série de cristaux mixtes reliant d'une façon continue les deux métaux purs. Il est naturel de considérer ces cristaux comme des mélanges isomorphes des deux corps simples.

2° L'*argent* et le *cuivre* [100] donnent deux solutions solides. L'une α se relie d'une façon continue à l'argent pur qui en est un cas limite ; on en conclut qu'elle renferme de l'argent. Pareillement, β renferme du cuivre. Comme, d'autre part, ces métaux ne forment pas de combinaison, il est naturel d'admettre que les deux solutions renferment les métaux eux-mêmes, de même que les deux couches des mélanges eau-éther contiennent l'une et l'autre de l'eau et de l'éther.

3° Dans les alliages *argent-antimoine* [104], la solution α se relie aussi à l'argent pur et nous concluons qu'elle en renferme. Mais la solution saturée (à 15 % de Sb) est en contact, non pas avec l'antimoine ou avec une solution, mais avec une combinaison Ag^3Sb : on peut vraisemblablement la considérer comme une solution de Ag^3Sb dans Ag.

4° La présence d'un maximum dans un liquidus indique l'exis-

tence d'une combinaison lorsque, dans le voisinage immédiat, le solide est formé d'une verticale et de deux horizontales, suivant la disposition de la fig. 20. Si au contraire les deux branches du solidus sont obliques comme dans la fig. 27, nous concluons à une solution solide sans préciser sa nature.

Les alliages *aluminium-magnésium* nous présentent un cas intermédiaire. Ils ont un liquidus avec maximum C (voir plus loin [249] et fig. 99). Mais, seule, une des branches CD donne le solidus vertical caractéristique d'une combinaison. De l'autre côté, le solidus est oblique et très voisin de BC ; il correspond à une solution solide renfermant de 35 à 55 % de magnésium.

Comme la composition correspondant au maximum s'exprime par une formule simple Al^3Mg^4 , on pourra admettre l'existence d'une combinaison et considérer la solution solide comme un mixte des deux corps

Al pur et Al^3Mg^4 .

5° Quelques auteurs vont plus loin. En étendant cette dernière conclusion au cas de la fig. 27 (deux branches obliques du solidus), ils admettent que, si la composition correspondante s'exprime par une formule simple, le maximum du liquidus indique encore une combinaison définie ; celle-ci entrerait en solution des deux côtés avec un constituant différent.

Cette conception est beaucoup plus hypothétique que les précédentes.

Par la suite, nous éviterons en général toute conjecture sur la nature des solutions solides et nous nous contenterons de les caractériser par leurs compositions extrêmes.

A ce point de vue restreint, une combinaison n'est qu'un cas particulier d'une solution, celui où les deux compositions limites sont si resserrées qu'elles se confondent.

ALLIAGES TERNAIRES

106. Diagramme triangulaire. Surfaces de solidification. — Pour représenter graphiquement, dans un alliage binaire, une pro-

priété fonction de la composition, par exemple la température de solidification commençante, nous avons employé un système de deux axes correspondant l'un à la composition, l'autre à la propriété.

Dans le cas d'un alliage ternaire, la composition s'exprime non plus par un seul, mais par deux nombres indépendants ; la représentation d'une propriété exige donc l'emploi d'un système à trois dimensions. Il est particulièrement commode d'utiliser alors un *diagramme triangulaire*.

Soit un triangle équilatéral abc (fig. 33). A chacun des sommets faisons correspondre un des trois métaux constituant l'alliage. Prenons un point M situé à l'intérieur du triangle et considérons ses distances Mp , Mq , Mr , aux trois côtés du triangle. La somme de ces trois lignes est constante et égale à la hauteur ah :

$$Mp + Mq + Mr = ah.$$

Désignons par 100 cette somme constante ; nous pouvons représenter par le point M un alliage renfermant les quantités

$$\begin{array}{rcl} Mp \% & \text{du métal} & A, \\ Mq & - & B, \\ Mr & - & C. \end{array}$$

Les points situés sur les côtés correspondent aux alliages binaires, les sommets aux métaux purs.

Pour représenter une propriété quelconque, la *température de solidification* par exemple, en M , point figuratif de la composition considérée, on élève une perpendiculaire au plan abc , et sur cette droite on porte une longueur proportionnelle à la température correspondante. Le lieu des points ainsi obtenus est une *surface de solidification*, analogue aux courbes étudiées précédemment pour les alliages binaires.

On conçoit que la détermination de ces surfaces soit particulièrement longue. Nous en donnerons un exemple choisi parmi les plus simples.

107. Exemple. — Alliages plomb-étain-bismuth. — L'étude de ces alliages a été faite par M. Charpy (1).

1. Étude sur les Alliages blancs dits antifrictions, dans *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 221.

Les trois métaux *plomb*, *étain* et *bismuth* sont miscibles en toutes proportions à l'état fondu et pas du tout à l'état solide : ils ne forment ni combinaison, ni solution solide.

La *surface de solidification commençante*, construite par points au moyen de 56 mesures, est représentée en perspective dans la figure 34 et en projection cotée dans la figure 33 : les lignes en pointillé sont des isothermes ou courbes de niveau.

La surface rencontre le plan vertical *ac* suivant la courbe $A\beta C$

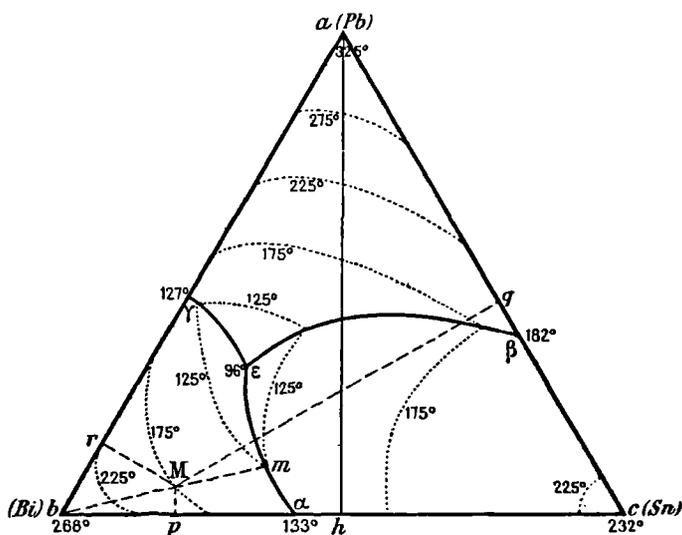


Fig. 33. — Alliages ternaires PLOMB-ÉTAIN-BISMUTH.
Diagramme triangulaire. Solidification commençante.

(fig. 34) qui est le *liquidus* caractéristique des alliages binaires *plomb-étain*. Comme nous l'avons vu précédemment (fig. 17), ce liquidus se compose de deux branches se coupant en un point eutectique :

β (182°), eutectique binaire (Pb + Sn).

De même, les deux autres groupes d'alliages binaires, Pb-Bi et Sn-Bi, ont une constitution analogue ; comme les alliages Pb-Sn, ils ne présentent ni solution solide, ni combinaison. Ils donnent donc,

dans les plans verticaux ab , bc , des liquidus analogues, composés de deux branches avec point eutectique :

α (133°), eutectique (Bi + Sn) ;

γ (127°), eutectique (Pb + Bi).

A l'intérieur du prisme, la surface est formée de trois nappes dont

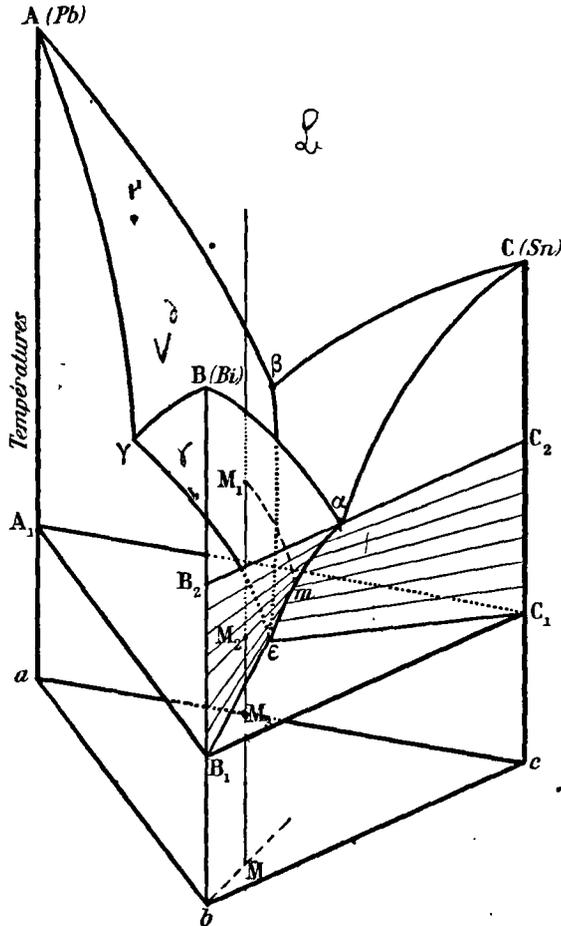


Fig. 34. — Alliages ternaires PLOMB-ÉTAIN-BISMUTH. Surfaces de solidification.

le point commun est ϵ , et qui se coupent deux à deux suivant $\epsilon\alpha$, $\epsilon\beta$, $\epsilon\gamma$; chacune des nappes correspond au dépôt de l'un des trois mé-

taux purs. Ainsi un alliage représenté par le point M dont la verticale rencontre la nappe $B\alpha\epsilon\gamma$ laisse déposer au début du bismuth pur.

La ligne $\epsilon\alpha$, intersection des deux nappes Bi et Sn, représente la composition des alliages qui, *au début*, laissent déposer *simultanément* du bismuth et de l'étain, c'est-à-dire un *eutectique binaire*. La composition et la température de solidification de cet eutectique dépendent de la composition totale.

Enfin le point ϵ , commun aux trois nappes, correspond à un alliage *eutectique ternaire*, se solidifiant en bloc à température constante déterminée (96°) et dont la composition, également déterminée, est la suivante :

Pb	32
Bi	52,5
Sn	15,5.

Ces résultats sont bien conformes à la loi des phases. L'alliage ternaire comprend en effet trois constituants indépendants ; quand la masse fondue laisse déposer simultanément les trois métaux, le système est formé de quatre phases en équilibre (le liquide et les trois solides distincts) ; sa variance est

$$3 + 2 - 4 = 1.$$

Comme la pression est arbitraire, la température et la composition du liquide sont bien déterminées.

Marche de la solidification. — Nous pouvons maintenant concevoir ce qui se passe pendant le refroidissement complet d'un alliage fondu de composition quelconque.

Considérons par exemple l'alliage

$$\text{Sn} = 21, \quad \text{Bi} = 73,5, \quad \text{Pb} = 5,5.$$

Il est représenté par le point M à l'intérieur de $b\alpha\epsilon\gamma$ (fig. 33).

La solidification commence à la température de 175° , ordonnée du point d'intersection M_1 de la verticale M avec la surface à trois nappes ; il se dépose du *bismuth pur*. Le liquide perdant seulement du bismuth, sa composition se modifie de façon à laisser constant le rapport du plomb à l'étain ; pour que ce rapport, représenté sur le diagramme par $\frac{Mp}{Mr}$, reste constant, il faut que le point figuratif du li-

guide décrive, en projection le prolongement de la droite bM , et dans l'espace la courbe M_1m .

Il en est ainsi jusqu'à la rencontre avec ϵz , au point m dont l'ordonnée indique une température de 125° . Il se dépose alors à la fois du bismuth et de l'étain (*eutectique binaire*). Le point figuratif du liquide se déplace ensuite sur $m\epsilon$; sa composition continue à se modifier en même temps que celle de l'eutectique binaire, et la température continue à baisser.

Quand nous atteignons ϵ , les trois métaux se solidifient simultanément (*eutectique ternaire*); la composition du liquide ne change plus et la température reste constante (96°) jusqu'à la fin de la solidification.

La solidification se fait ainsi en *trois périodes* successives. La *courbe de refroidissement* (température en fonction du temps)

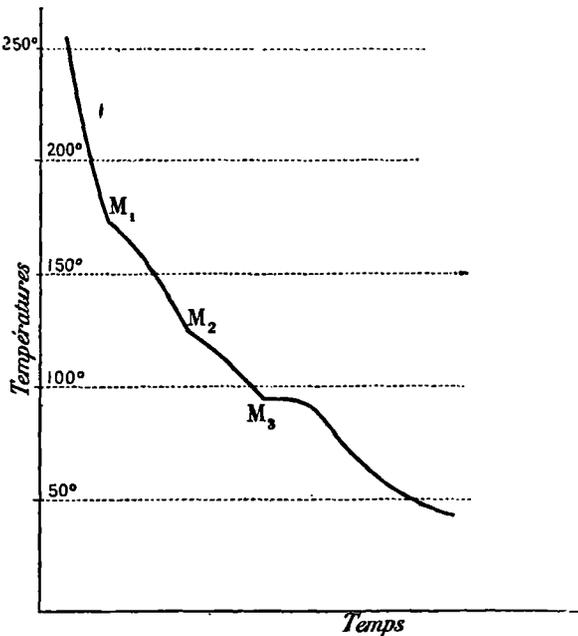


Fig. 35. — Courbe de refroidissement de l'alliage ternaire
Pb = 21, Bi = 73,5, Sn = 5,5.

montre en effet deux brisures M_1 et M_2 — à 175° et à 125° dans l'exemple choisi — et un palier M_3 situé, pour tous les alliages, à 96° (fig. 35).

Quelle que soit la composition de l'alliage, la solidification se termine à une même température qui est la température eutectique. La *surface de fin de solidification*, qui correspond au solidus des alliages binaires, est donc un plan horizontal $A_1B_1C_1$ passant par le point ϵ (fig. 34).

La surface à trois nappes étudiée tout d'abord correspond à la première brisure M_1 de la courbe de refroidissement, à la première période de la solidification : dépôt d'un métal pur.

Le plan horizontal $A_1B_1C_1$, lieu des points M_3 , correspond à la troisième période : dépôt de l'eutectique ternaire.

Une troisième surface doit correspondre aux points M_2 , à la période intermédiaire : dépôt d'un eutectique binaire.

Cherchons par exemple la portion de cette surface relative à l'eutectique (B + C) (fig. 34). Elle doit évidemment renfermer l'horizontale B_2C_2 , solidus des alliages binaires B-C ; elle doit aussi s'appuyer sur la ligne $\alpha\epsilon$. D'autre part, d'après la façon même dont nous avons cherché la température à laquelle un alliage M donne un pareil dépôt binaire (prolongation de bM jusqu'à la ligne $\epsilon\alpha$, fig. 33), on voit que pour tous les alliages de la ligne bM on trouvera la même température : le point M_2 restera à la même hauteur sur une horizontale M_2m .

La surface en question comprendra donc une nappe $B_2\alpha\epsilon B_1$ engendrée par une horizontale s'appuyant à la fois sur $\alpha\epsilon$ et sur B_2B_1 ; une autre nappe sera engendrée par une horizontale s'appuyant sur $\alpha\epsilon$ et C_2C_1 . Chaque eutectique binaire donnera ainsi deux nappes, soit six en tout.

En résumé, la solidification des alliages plomb-étain-bismuth est entièrement représentée par trois surfaces. La verticale correspondant à une composition déterminée M les rencontre en trois points M_1, M_2, M_3 , qui donnent les températures des trois périodes de la solidification :

1° M_1 . Surface ABC à *trois nappes*. — Commencement de la solidification. Dépôt d'un métal pur.

2° M_2 . Surface *réglée à six nappes*. — Commencement du dépôt d'un deuxième métal simultanément avec le premier sous forme d'eutectique binaire.

3° M_3 . *Plan horizontal*. — Dépôt simultané des trois métaux

sous forme d'eutectique ternaire. Fin de solidification à température constante.

Structure des alliages. — L'examen microscopique confirme que la solidification se fait en trois périodes.

Si l'alliage pris comme exemple est examiné au microscope après polissage et légère attaque à l'acide chlorhydrique, on distingue en effet :

1° De grandes tables de bismuth qui apparaissent en blanc ;

2° Autour de ces grains, un eutectique secondaire, fragments de bismuth alternant avec des fragments d'étain ; ceux-ci ont été creusés par l'acide et apparaissent en noir ;

3° Enfin, soudant le tout, l'eutectique ternaire ; il semble homogène et noir aux faibles grossissements, mais aux forts grossissements on y distingue des grains brillants de bismuth, des grains d'étain creusés par l'acide et des grains de plomb recouverts d'une couche de chlorure de plomb blanc.

L'aspect micrographique est le même que celui des photogrammes 42, 43 et 44 (planche XII) qui se rapportent aux alliages plomb-antimoine-étain, de constitution voisine. On y voit nettement les trois périodes de la solidification : cristaux cubiques entourés d'un eutectique binaire, le tout noyé dans un eutectique ternaire.

Les alliages correspondant, par leur composition, aux deux autres nappes sont de même formés par des cristaux soit d'étain, soit de plomb, entourés d'un eutectique binaire et celui-ci de l'eutectique ternaire.

108. L'exemple que nous venons d'étudier est le plus simple qui puisse se présenter.

Dans les cas plus complexes, existence de solutions solides, de combinaisons binaires ou ternaires, la même méthode de recherche et de représentation est applicable. Elle conduit évidemment à des surfaces plus compliquées. Elle est généralement longue et pénible et a été assez peu employée jusqu'ici (1).

1. Citons des recherches sur les alliages de trois des métaux suivants : plomb, étain, cadmium, bismuth [STOFFEL. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 53 (1907), p. 137] ; de plomb, étain, magnésium [VEGESACK. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 54 (1907), p. 367].

CHAPITRE VII

TRANSFORMATIONS DANS LES ALLIAGES SOLIDES. TREMPE

109. Dans le chapitre précédent, nous avons suivi le refroidissement d'un alliage jusqu'à solidification complète. Nous avons vu comment la constitution du métal, à *ce moment*, pouvait se déduire du diagramme de solidification.

Le métal solide continuant ensuite à se refroidir jusqu'à la température ordinaire, il arrive parfois que cette constitution se modifie; dans la masse solide se produisent des *transformations* dont l'importance est souvent considérable.

Ces transformations peuvent être de nature variée. Nous allons en faire l'étude.

NATURE DES TRANSFORMATIONS

110. *Transformations allotropiques.* — Un même *corps simple* peut se présenter à l'état solide sous plusieurs états nettement distincts.

Il suffit de rappeler l'exemple classique du *soufre* dont les deux variétés sont caractérisées par un ensemble de propriétés différentes : forme cristalline, densité, point de fusion, etc...

La variété orthorhombique est stable à la température ordinaire. Le passage de l'une des formes à l'autre peut se faire d'une manière réversible à une température, dite *température de transformation*,

fonction seulement de la pression (96° sous la pression atmosphérique).

S clinorhombique \rightleftharpoons S orthorhombique.

Cette transformation, en effet, est entièrement analogue à la *fusion* d'un corps pur. Au moment de l'équilibre, le système est formé de deux phases solides; or, au point de vue de la loi des phases et des lois de l'équilibre, il n'y a aucune différence entre la coexistence de deux phases toutes deux solides, ou bien de deux phases dont l'une est solide et l'autre liquide.

Notons toutefois une différence dans la manière dont l'équilibre s'établit.

Quand un solide atteint la température de la fusion, celle-ci commence aussitôt, la phase liquide apparaît et l'équilibre s'établit *sans retard*; c'est seulement pour la solidification que l'on peut observer un retard (*surfusion*).

Dans le cas du soufre, des retards se produisent *dans les deux sens* et sont souvent considérables: on peut conserver plusieurs jours la variété clinorhombique à la température ordinaire, c'est-à-dire à 80° au-dessous de la température de transformation.

Ces phénomènes allotropiques se rencontrent dans quelques métaux, avec les mêmes caractères. Ainsi l'*étain* — voir plus loin [169] — a la forme d'*étain gris* pulvérulent au-dessous de 20°; il se transforme à + 20° en *étain cristallisé quadratique*; celui-ci, à 170°, en *étain orthorhombique*; ce dernier enfin, à 232°, en *étain fondu*.

La forme ordinaire de l'*étain* est la variété quadratique qui reste en général non modifiée aux températures bien inférieures à 20°; mais il suffit alors de la présence d'une trace d'*étain gris* pour amorcer sa lente transformation en la variété stable aux basses températures.

Un cas pratiquement très important est celui du *fer* dont nous étudierons plus loin les modifications allotropiques [298].

L'allotropie se rencontre aussi dans les *corps composés*.

On connaît l'exemple de l'*iodure mercurique*: la forme *rouge* est stable au-dessous de 126° et la forme *jaune* au-dessus (1).

1. Lorsque l'*iodure mercurique* prend la forme solide, soit par condensation de sa vapeur sur une paroi froide, soit par cristallisation d'une dissolution, généralement il prend tout d'abord la forme jaune, même si la température est de beaucoup

Lorsqu'un alliage métallique solide renferme comme constituant un métal libre ou une combinaison définie qui présentent ainsi plusieurs variétés allotropiques, la transformation de l'une des formes en l'autre se produit quand l'alliage traverse, soit au refroidissement, soit au réchauffement, la température de transformation correspondante.

Remarquons que la température de passage est évidemment indépendante de la quantité du corps qui se transforme, donc de la composition totale de l'alliage, dans les limites toutefois où celui-ci ren-

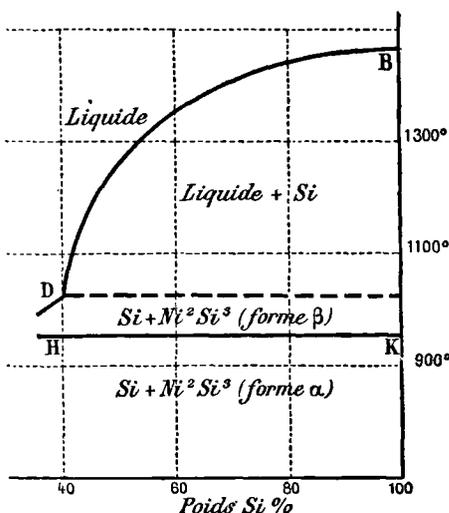


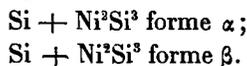
Fig. 36. — Transformation allotropique d'une combinaison.

Alliages NICKEL-SILICIUM.

ferme le constituant en question. Si donc nous voulons limiter sur le diagramme (avec les coordonnées habituelles) les domaines des deux variétés, la ligne de séparation sera une *ligne de température constante, c'est-à-dire une horizontale*.

Ainsi, d'après MM. Tammann et Guertler (¹), les alliages *nickel-silicium* renfermant plus de 42% de Si sont constitués par la juxtaposition de silicium libre et de la combinaison Ni^2Si^3 . Celle-ci subit une transformation allotropique à 950°.

Le diagramme (fig. 36) comprend donc l'horizontale HK (950°) qui sépare les régions d'équilibre des deux constitutions



inférieure à 126°; c'est seulement ensuite que se produit la transformation en variété rouge [GERNEZ, *Ann. Chim. et Phys.* 7^e Série, 21 (1903), p. 417].

Ce fait est un cas particulier d'une loi qui paraît très générale : un système en réaction ne prend pas immédiatement son état d'équilibre stable, il y arrive par échelons.

1. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 49 (1906), p. 98.

411. Transformations des solutions solides. — Considérons des alliages donnant des solutions solides ou cristaux mixtes, par exemple les alliages *argent-cuivre* dont nous avons déjà parlé [100] et dont les courbes de solidification ont la forme représentée fig. 28 et fig. 37.

Rappelons que les deux métaux présentent, à l'état solide, la solubilité réciproque et se comportent comme l'eau et l'éther; ils forment deux séries de cristaux mixtes α et β . Le métal B se dissout dans A en donnant une solution homogène α ; pour une teneur suffisante, il

apparaît un deuxième constituant, solution limite ou saturée du métal A dans B.

Quand les deux solutions limites sont juxtaposées, le système est divariant puisqu'il renferme deux phases; si nous choisissons arbitrairement pression et température, tout le reste est déterminé. Donc, sous la pression ordinaire, à une température quelconque t , les deux solutions solides ont des compositions bien déterminées; représentons-les par les points M et M' (fig. 37).

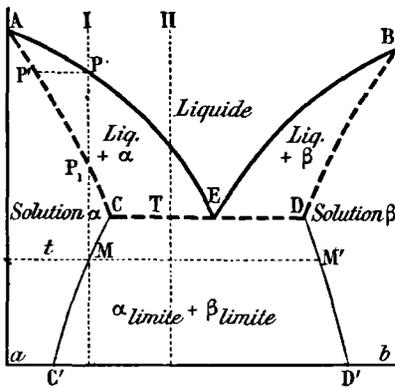


Fig. 37. — Deux solutions solides formant un eutectique.

Liquidus. AEB
 Solidus. ACEDB
 Courbes de transformation. . . CC' et DD'.

Ces compositions ne sont fixes que pour une température donnée. En général, quand la température t varie, elles varient également : les points M et M' décrivent deux branches de courbe CC' et DD', partant évidemment des points C et D qui représentent les solutions limites à la température eutectique T; nous avons vu comment ces deux points étaient donnés par la considération de la courbe des durées de cristallisation eutectique.

Ainsi donc, un alliage tel que II est constitué, dès la solidification achevée, par la juxtaposition des deux solutions C et D. Si le refroidissement continue assez lentement pour que le système soit constamment en état d'équilibre, des échanges se produisent entre les deux phases en contact de manière que les points M et M', représentant leur composition, se déplacent sur les lignes CC' et DD'.

Ces lignes sont ainsi entièrement analogues aux deux branches de courbe qui donnent, pour les mélanges eau-éther, les compositions des deux couches liquides superposées [101]. Elles limitent, à l'intérieur la région CC'D'D des alliages hétérogènes analogues aux deux couches, à l'extérieur les régions des solutions homogènes α ou β .

Il arrive souvent que les courbes CC' et DD' sont assez voisines de droites *verticales* pour que pratiquement on puisse les considérer comme telles; les alliages *nickel-antimoine* en seront bientôt un exemple [112]. Mais il n'en est pas toujours ainsi, comme nous le verrons en étudiant les *bronzes*, les *laitons*, etc.

Les courbes précédentes CC' et DD' peuvent encore être envisagées à un autre point de vue.

Considérons un alliage I dont la composition p est telle que la verticale correspondante coupe la branche CC'. Fondons l'alliage et laissons-le refroidir: le point figuratif décrit la verticale I (fig. 37).

Après solidification complète (point P₁), l'alliage est *homogène*, formé uniquement de la *solution* α . Il en est ainsi tant que le point figuratif reste dans la région ACC'. Quand il traverse CC' en M, il entre dans la région des *mélanges hétérogènes*; à la température correspondante t , il doit donc se former dans l'alliage une petite quantité de cristaux β ; ceux-ci étant en équilibre avec α , ils auront, comme nous l'avons vu, une composition donnée par le point M', intersection de l'horizontale t avec DD'.

Le refroidissement continuant, la composition de β décrit M'D' et sa masse augmente aux dépens de la solution α dont la composition décrit M'C'.

Il apparaît bien ainsi que l'alliage *change de structure*, se *transforme*, quand son point figuratif traverse la ligne CC'.

On peut dire enfin que, à la température t , les cristaux α commencent à rejeter des cristaux β . C'est un phénomène tout à fait analogue à ce qui se passe lorsqu'un liquide laisse déposer des cristaux mixtes, lorsque, par exemple, le même alliage I à l'état *liquide* laisse déposer en P des cristaux mixtes α de composition P'. La courbe CC', qui donne la composition de α en équilibre avec β , joue ainsi le

même rôle que la courbe AE qui donne la composition du liquide en équilibre avec les cristaux.

L'analogie est complète. Comme un liquide, une solution solide peut, suivant les circonstances, rejeter différents solides (cristaux mixtes distincts ou combinaisons), et la courbe limitant la région de la solution comprend autant de branches qu'il y a de tels solides.

Nous allons en voir immédiatement un exemple (aciers).

112. Formation ou disparition d'une combinaison. — Une solution solide, au lieu de rejeter, comme dans le cas précédent, une solu-

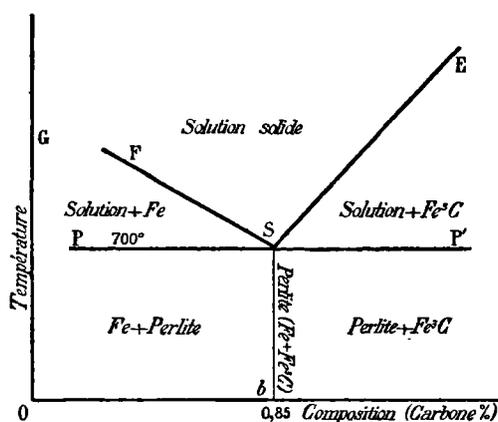


Fig. 38. — Solution solide en équilibre avec d'autres phases solides. Alliages FER-CARBONE.

tion d'une autre espèce, c'est-à-dire une phase à composition variable, peut rejeter un des métaux purs ou une combinaison.

Prenons comme exemple les **aciers**, alliages **fer-carbone** renfermant peu de carbone (0 à 2 %). Vers 1100° ils sont homogènes, formés d'une *solution solide*.

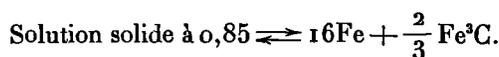
Considérons tout d'abord un alliage renfermant *moins de 0,85 %* de carbone et laissons refroidir. A une température qui est fonction de sa composition ou concentration en carbone, la solution solide abandonne du *fer pur* et par suite s'enrichit en carbone. La relation entre la température et la concentration se traduit graphiquement par la courbe SF (fig. 38) qui peut ainsi être envisagée comme la *courbe de solubilité du fer dans la solution*.

Ce phénomène est un cas particulier simple de celui que nous venons d'étudier [111] : aux deux courbes CC' , DD' de la fig. 37, donnant la composition des deux phases solides en présence, correspondent ici SF et OG ; cette dernière est la verticale $C = 0$ puisque la seconde phase est du fer pur.

Considérons maintenant un alliage renfermant de 0,85 à 2 % de carbone. Par refroidissement de la solution solide, il se sépare encore une autre phase ; ce n'est plus du fer pur, mais une *combinaison* définie, la *cémentite* Fe^3C de composition $C = 6,6\%$, plus riche en carbone que la solution où elle prend naissance. Celle-ci doit donc s'appauvrir en carbone à mesure que la quantité de cémentite augmente et que la température s'abaisse ; la courbe d'équilibre correspondante a la forme SE ; on peut l'envisager comme la *courbe de solubilité de la cémentite dans la solution*.

Ainsi, la solution solide rejette, suivant sa composition, soit du fer pur, soit de la cémentite ; à chacun de ces corps correspond une branche de courbe limitant le domaine de la solution.

Les deux branches SF, SE, se coupent en un point minimum S pour la composition $C = 0,85$ et la température de 700° . C'est la température la plus basse à laquelle la solution solide puisse exister ; immédiatement au-dessous, elle se transforme intégralement, dans toute sa masse, en un mélange de fer pur et de cémentite, suivant la réaction réversible isotherme



Cette transformation comporte en effet trois phases en équilibre, elle est univariante et comme la pression est arbitraire, elle se produit à température constante et pour une composition unique. Elle est tout à fait analogue à la formation d'un *eutectique* à partir d'un liquide. D'ailleurs, l'ensemble du diagramme est identique à celui qui correspond à la formation d'un eutectique dans un liquide (fig. 17).

Le mélange intime qui se produit ainsi, auquel on donne le nom de *perlite*, montre au *microscope* la structure en fines lamelles alternantes caractéristique des eutectiques (Pl. XVI, phot. 57).

A ces mélanges qui se forment ainsi dans une masse déjà solide, on a proposé de donner le nom d'*eutectoïdes* pour les distinguer

des eutectiques proprement dits, obtenus directement à partir des systèmes liquides.

Dans le cas précédent, le refroidissement a produit le *dédoublément d'une solution solide en une combinaison et un métal*.

Dans le suivant, il produit la *formation d'une combinaison aux dépens de deux constituants*.

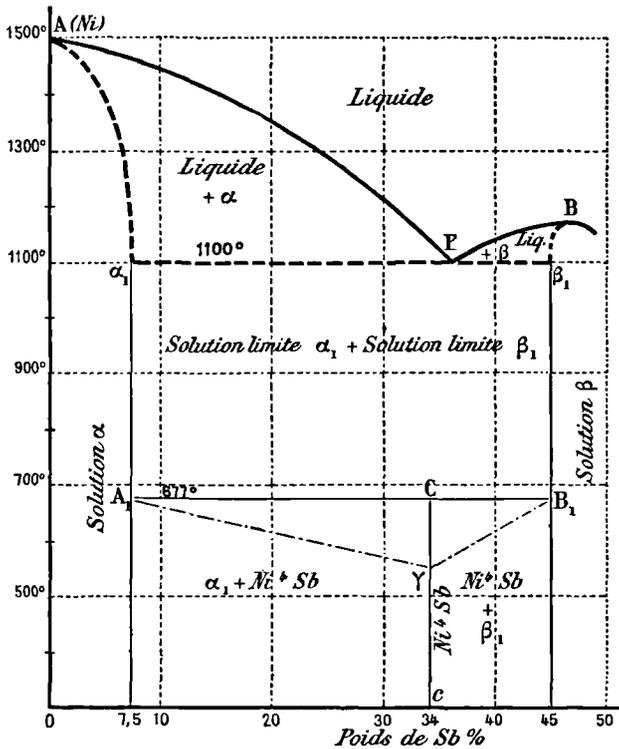


Fig. 39. — Formation par refroidissement, d'une combinaison aux dépens de deux solutions solides.

Alliages NICKEL-ANTIMOINE.

Les alliages *nickel-antimoine* (1) riches en nickel sont solidifiés complètement à 1100° (fig. 39).

1. Lossew. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 49 (1906), p. 63.

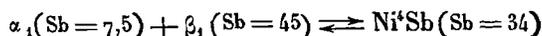
Pour une teneur en antimoine inférieure à 7,5 %, on a une solution solide α , saturée pour la composition limite $Sb = 7,5$.

Pour $Sb > 45$, les alliages sont encore homogènes, formés d'une deuxième solution β dont la limite β_1 correspond à $Sb = 45$.

Pour des teneurs intermédiaires (de 7,5 à 45), la masse solidifiée est formée, à 1100°, des deux solutions limites α_1 et β_1 (une partie à l'état d'eutectique).

Si la température baisse au-dessous de 1100°, la composition de ces solutions limites ne change pas sensiblement et les domaines de α et β restent limités par des verticales α_1A_1 et β_1B_1 .

Mais à 677°, il se forme, aux dépens de ces deux solutions, une combinaison Ni^4Sb renfermant 34 % d'antimoine. La transformation réversible



se passe à température constante (677°). Pour l'alliage de composition totale $Sb = 34$, les deux solutions α_1 et β_1 disparaîtront entièrement, et au-dessous de 677° le métal sera homogène, constitué uniquement par la combinaison Ni^4Sb . Pour les autres alliages, compris entre A_1 et C_1 par exemple, la solution α_1 en excès restera mélangée avec Ni^4Sb .

La quantité de combinaison sera évidemment maximum pour l'alliage de composition $Sb = 34$, et nulle pour les compositions α_1 et β_1 .

Le diagramme complet des états d'équilibre devra comprendre les droites A_1B_1 et Cc qui limitent les domaines de la nouvelle combinaison.

413. Diagrammes d'équilibre. — Nous venons de voir quelles modifications peuvent se produire dans les alliages métalliques lorsque le refroidissement se poursuit après solidification complète.

Ces transformations donnent lieu à des équilibres entre phases solides, obéissant aux mêmes lois générales que les équilibres où interviennent des liquides.

Les courbes représentant, en fonction de la température, la composition des phases solides en présence sont les **courbes de transformation**. Elles limitent les régions de stabilité des différentes structures solides.

Lorsque, pendant le refroidissement d'un alliage déterminé, son point figuratif traverse une courbe de transformation et passe ainsi dans une région différente, l'alliage doit changer de structure ; la température à laquelle ce changement se produit est dite *température* ou *point de transformation* (1).

En joignant sur un même graphique les *courbes de transformation* aux *courbes de solidification* (liquidus et solidus), on obtient un *diagramme d'équilibre* représentant toutes les structures solides ou liquides que peut prendre un alliage de deux métaux, suivant sa composition et sa température (2).

De tels diagrammes représentent uniquement des *états d'équilibre*. Observons dès maintenant que ceux-ci demandent un certain temps pour s'établir. Même avec les liquides, il y a des retards (surfusion) ; à fortiori avec les solides, car les mouvements y sont beaucoup plus lents et les retards peuvent prendre une importance énorme.

Aussi observe-t-on fréquemment dans les alliages des structures qui ne correspondent pas à l'équilibre définitif du diagramme. Nous en avons déjà vu un exemple — alliages bismuth-antimoine [98] —. Nous y reviendrons bientôt à propos de la trempe.

MÉTHODES GÉNÉRALES DE DÉTERMINATION DES COURBES ET DES POINTS DE TRANSFORMATION

114. Variation des propriétés pendant une transformation. — Comment peut-on pratiquement tracer les courbes de transformation dont nous venons de parler ?

Lorsqu'un alliage solide subit une transformation, un système de constituants fait place à un autre. Les constantes des deux systèmes sont en général différentes ; il se produit donc, en même temps, un *changement brusque* dans l'allure de ces constantes ; et l'étude de la

1. On emploie aussi, surtout dans le cas des alliages du fer, l'expression *température critique* ; les courbes de transformation sont alors des *lignes critiques*.

2. Pour être absolument complet, il faudrait y joindre les courbes des équilibres où intervient la phase vapeur ; et aussi, en cas de miscibilité réciproque des liquides, la courbe des compositions des deux couches.

façon dont une propriété quelconque varie avec la température pourra nous donner les températures de transformation.

Nous verrons dans le chapitre VIII quelques-unes des propriétés qui ont été utilisées dans ce but. Pour le moment, nous parlerons seulement des deux procédés d'investigation dont il a été déjà question dans l'étude de la solidification : *étude des vitesses de refroidissement et examen micrographique*. Ce sont les plus commodes et les plus fréquemment employés parce qu'ils s'appliquent à tous les cas.

115. Vitesses de refroidissement. — Toute transformation entre solides, de même que tout changement d'état, est généralement accompagnée d'un phénomène calorifique (absorption ou dégagement de chaleur) plus ou moins intense. Au cours du refroidissement, pendant la durée d'une transformation, ce phénomène calorifique provoque un changement dans la marche normale du thermomètre comme nous l'avons vu pour la solidification des alliages fondus.

Si donc l'on construit la *courbe de refroidissement* (température en fonction du temps), ou si on la trace avec un appareil enregistreur, le début et la fin des transformations seront indiqués par des *points anguleux* ou brisures, comme les températures de solidification commençante et finissante. Pour les transformations à température constante (transformation allotropique, formation de la perlite, de Ni⁴Sb, etc.) il y aura un arrêt du thermomètre : la courbe de refroidissement présentera un *palier*.

Dans ce dernier cas, en opérant avec différents alliages dans des conditions comparables, la longueur des paliers sera proportionnelle à la quantité de la phase unique qui se dédouble en deux autres, ou qui se forme aux dépens de deux autres ; on pourra encore construire une courbe des paliers ou *courbe des durées de transformation à température constante* qui servira à déterminer la composition des trois phases en équilibre [103].

Ainsi, dans l'exemple des alliages *nickel-antimoine* [112], la courbe des durées de la transformation à 677° est A₁γB₁ (fig. 39) ; elle a des ordonnées nulles pour les compositions des deux solutions limites α₁ et β₁, et l'ordonnée maximum indique la composition de la combinaison Ni⁴Sb produite par refroidissement.

On voit donc qu'en principe la détermination des points de transformation peut se faire au moyen des courbes de refroidissement, aussi bien et de la même façon que celle des points de solidification.

En pratique, elle est souvent beaucoup plus délicate.

C'est qu'en effet, si les deux espèces de phénomènes, transformations entre solides et changements d'état, obéissent aux mêmes lois générales, elles présentent des différences importantes dont l'une a déjà été indiquée à propos des modifications allotropiques du soufre [110].

1° *Les équilibres sont plus longs à s'établir entre solides seuls qu'en présence d'un liquide.* Les transformations se produisent avec des retards dont l'importance rend nécessaire l'étude du métal, non seulement au refroidissement, mais aussi pendant le réchauffement, et cela avec des vitesses différentes. On ne sera assuré d'avoir obtenu le point exact que si la température trouvée pour la transformation est la même à l'échauffement qu'au refroidissement, et si elle ne varie plus quand on continue à diminuer la vitesse de l'expérience.

2° *Les quantités de chaleur mises en jeu dans les transformations entre solides seuls sont fréquemment très faibles.* Il en est de même alors des changements qui en résultent dans la marche du refroidissement : les points anguleux des courbes sont à peine marqués (*).

Les irrégularités possibles dans les conditions de l'échauffement ou du refroidissement (rayonnement, conductibilité) ont d'autant plus d'importance que le phénomène à mesurer est plus petit. Elles peuvent arriver à le masquer et alors la méthode ne donne plus rien.

On parvient à éliminer leur influence et à donner plus de sensibilité aux mesures par l'emploi d'une *méthode différentielle* dont le principe est dû à Roberts-Austen.

Elle consiste à étudier le métal, non plus seul, mais par comparaison avec un autre corps, platine ou porcelaine, qui ne présente pas de transformation et dont par suite l'échauffement et le refroidisse-

1. Nous avons dit qu'il en était de même dans la séparation d'un liquide homogène en deux couches [101]; la quantité de chaleur mise en jeu dans ce phénomène où n'interviennent que des phases liquides n'est pratiquement pas décelée par la marche du thermomètre.

ment se font régulièrement. Les deux blocs, de même volume, sont placés côte à côte ; ils sont ainsi soumis simultanément aux mêmes traitements thermiques.

On note ou on inscrit automatiquement la *température de l'échantillon étudié* et la *différence des températures des deux blocs*. Cette différence est nulle tant que les deux corps se refroidissent de la même manière ; elle ne l'est plus dès que, dans le corps étudié, se produit un phénomène calorifique anormal, indice d'une transformation.

Cette méthode corrige bien toutes les erreurs qui peuvent provenir d'une irrégularité dans le chauffage ou le refroidissement, puisqu'une pareille irrégularité, agissant de la même façon sur les deux blocs, ne doit pas modifier la différence de leurs températures.

Nous verrons dans le chapitre suivant la réalisation expérimentale de cette méthode.

116. Métallographie. — Si les transformations qui se produisent à l'intérieur des alliages solides étaient extrêmement *rapides*, si elles avaient toujours le temps de s'accomplir pendant le refroidissement, l'alliage entièrement refroidi présenterait toujours la *structure d'équilibre caractéristique de la température ordinaire*. L'examen micrographique, qui, pratiquement, ne peut se faire qu'à la température ordinaire, serait alors incapable de nous renseigner sur les équilibres produits dans d'autres conditions, et par suite sur l'ensemble du diagramme.

Nous avons déjà dit qu'il n'en était pas ainsi et que ces réactions avaient une vitesse finie. Suivant une loi très générale, cette vitesse est d'autant plus faible que la température est plus basse ; à la température ordinaire elle est très souvent négligeable.

Considérons alors un alliage maintenu à une température élevée T assez longtemps pour prendre la forme d'équilibre correspondante ; *refroidissons brusquement*, par exemple en plongeant dans l'eau. Il arrive souvent que, dans ces conditions, le passage à la température ordinaire est assez rapide pour qu'aucune réaction n'ait le temps de se produire d'une manière sensible ; la structure caractéristique de la température T se trouve en quelque sorte *fixée, immobilisée*, et peut être décelée par un examen microscopique.

Cette opération qui consiste à refroidir brusquement un alliage porte le nom de *trempe*.

Remarquons qu'un semblable procédé est utilisé fréquemment dans l'étude générale des équilibres chimiques. Il suffit de rappeler l'exemple classique de la dissociation de l'*acide iodhydrique* : la détermination de la composition qui caractérise l'équilibre à une température donnée se fait en analysant le système après refroidissement brusque.

L'emploi de la trempe permet donc très souvent d'observer la constitution qui correspond à chaque point du diagramme, et par suite de déterminer celui-ci au moyen d'un nombre suffisant d'observations.

Ainsi, dans le cas des alliages *nickel-antimoine* cité plus haut [112], un alliage à 34 % Sb, de composition Ni'Sb, montre une structure homogène s'il a été refroidi très lentement, ou bien encore s'il a été maintenu longtemps à 650° et ensuite refroidi rapidement ; au contraire, s'il a été chauffé longtemps à 700°, puis plongé dans l'eau, il montre une structure différente, juxtaposition de deux constituants. On en conclut qu'il existe un point de transformation entre 650° et 700°. En resserrant les expériences, on obtient cette température avec plus de précision et on peut tracer la ligne A₁B₁ du diagramme (fig. 39).

Nous verrons des exemples analogues en étudiant les *bronzes*, les *aciers*, etc.

La détermination *complète* d'un diagramme en employant *uniquement* la métallographie nécessiterait un nombre considérable d'observations et de tâtonnements.

Aussi cette méthode n'est généralement pas utilisée seule ; elle vient à l'appui des autres et leur sert de *contrôle*. Des résultats obtenus par d'autres procédés, par l'étude des courbes de refroidissement par exemple, on déduit quelles sont les expériences micrographiques intéressantes à tenter comme vérification.

Il faut remarquer de plus que, parfois, on ne peut atteindre une vitesse de refroidissement suffisamment grande pour supprimer *toute transformation* ; dans ce cas, l'alliage trempé ne montre pas au microscope la structure même qu'il avait aux températures élevées.

TREMPE

117. Définitions : trempe, revenu, recuit. — La *trempe* est l'opération qui consiste à refroidir brusquement un alliage préalablement chauffé à une température élevée, inférieure toutefois au point de fusion.

Pour certains alliages, cette opération modifie notablement les propriétés, en particulier les propriétés mécaniques ; on dit que ces alliages prennent la trempe. Par exemple, un *acier* (alliage fer-carbone) présente après trempe une ténacité, une élasticité et surtout une dureté plus considérables, une malléabilité beaucoup plus faible que le même métal refroidi lentement.

Ce fait est connu depuis longtemps et appliqué dans la pratique industrielle pour laquelle il présente la plus haute importance.

Ainsi les *outils* destinés à travailler, à entailler les métaux, sont fabriqués avec des aciers auxquels on donne la dureté nécessaire par la trempe. C'est avec le métal refroidi lentement, donc *malléable*, que l'on façonne l'outil, par exemple par forgeage ; on le recuit ensuite pour lui donner de l'homogénéité ; enfin on le chauffe au-dessus de 700° et on le trempe dans un bain convenable. Souvent alors il acquiert une trop grande fragilité ; on la diminue beaucoup en réchauffant à une température peu élevée (200 à 300°) ; c'est le revenu.

Le *revenu* est donc l'opération qui consiste à réchauffer un alliage, préalablement trempé, à une température toujours de beaucoup inférieure à celle nécessaire pour la trempe ; il a pour effet de diminuer en partie les effets provoqués par une trempe trop énergique.

Le *recuit* enfin consiste à réchauffer un alliage, qui a été trempé, à une température suffisamment élevée (voisine de celle qui est nécessaire pour la trempe), et à laisser refroidir lentement. Il supprime entièrement les effets de la trempe. Rappelons qu'il agit aussi sur les alliages qui ne prennent pas la trempe [11-42] ; il fait disparaître l'*écrouissage* produit par un travail mécanique.

Pendant longtemps, la pratique de ces opérations (trempé, revenu) a été un ensemble de *procédés empiriques* conservés par la tradition,

de recettes parfois étranges, souvent secrètes, constituant l'art de l'outilleur.

La connaissance scientifique des phénomènes de trempe permet aujourd'hui de se rendre mieux compte des facteurs qui interviennent réellement, d'en entreprendre une étude systématique et de conduire les opérations industrielles d'une manière plus rationnelle.

118. Théorie de la trempe. — Ce que nous avons dit plus haut des transformations qui peuvent se produire à l'intérieur des alliages solides nous donne l'explication de la *trempe*.

Un alliage *recuit*, donc lentement refroidi, a la structure qui caractérise l'équilibre à la température ordinaire. Un alliage *trempe* conserve plus ou moins la structure qu'il possédait au moment précis où il a été plongé dans le bain de trempe.

Pour qu'un alliage soit modifié par la trempe, il faut que ces deux structures soient différentes et que, par conséquent, une transformation se produise pendant le refroidissement.

Donc, *peuvent prendre la trempe tous les alliages et ceux-là seulement qui présentent un point de transformation* ou point critique, c'est-à-dire dont le diagramme renferme des lignes de transformation [113].

C'est le cas des alliages *nickel-antimoine* contenant de 7,5 à 45 % de Sb (fig. 39), des *bronzes* (1), etc.

C'est en particulier le cas des *aciers*. Nous avons vu (fig. 38) que les aciers ordinaires présentent deux points de transformation (2) : le premier, le plus élevé, variable avec la composition, correspond au passage de la courbe FSE ; le second correspond au passage de l'horizontale PP', il est toujours à 700°. Au-dessus du premier point, les aciers sont *homogènes*, formés d'une seule solution solide ; au-dessous de 700°, celle-ci est entièrement décomposée en deux constituants : *fer* + *cémentite*.

1. La trempe ne modifie pas toujours les propriétés dans le sens d'une augmentation de la dureté et d'une diminution de la malléabilité, comme il arrive pour les aciers ordinaires. Dans les bronzes et dans certains aciers au nickel, c'est l'effet inverse qui se produit.

2. Les alliages renfermant moins de 0,35 % de carbone en ont un troisième dont nous parlerons plus tard [299].

La trempe a pour but de conserver, de fixer la structure homogène. Il faut donc chauffer jusqu'à une température où l'alliage est formé uniquement de la solution solide, c'est-à-dire au-dessus du premier point de transformation (le plus élevé); il est préférable de ne pas trop le dépasser.

On comprend alors quelle importance pratique présente la connaissance des points de transformation d'un acier particulier, et l'utilité d'avoir une méthode permettant aux laboratoires industriels d'effectuer commodément leur détermination (v. chap. VIII).

Entre un refroidissement brusque qui fixe la structure homogène des hautes températures et un refroidissement très lent qui la fait entièrement disparaître, il y a tous les intermédiaires. On conçoit donc que l'effet de la trempe ne soit pas constant: il dépend des conditions dans lesquelles l'opération est faite.

Les facteurs qui interviennent se ramènent aux suivants :

1° *Température* à laquelle le métal est chauffé et durée de chauffe ;
 2° *Marche du refroidissement*. Ce n'est pas seulement la vitesse moyenne ou le temps total employé pour le refroidissement complet qu'il faut prendre en considération (1), mais bien la loi complète du refroidissement, car l'influence du temps passé aux diverses températures a une grande importance. Ainsi, dès que la température de l'alliage est descendue au-dessous du point de transformation, les changements deviennent lents, l'effet de la trempe est produit: c'est la période de début qui joue le rôle essentiel.

Pour obtenir dans la pratique de la trempe des résultats certains et constants, il importe de définir et de repérer avec exactitude ces deux facteurs.

L'explication du *recuit* est immédiate. Le métal est chauffé au-dessus du point de transformation et refroidi lentement; toutes les transformations ont le temps de se produire et l'alliage prend la structure d'équilibre des basses températures.

Le *revenu* est un recuit incomplet, à température basse, inférieure

1. LE CHATELIER. Études sur la trempe de l'acier. *Revue de Métallurgie*, I (1904), p. 473.

à celle de transformation. En chauffant vers 200 à 300° un alliage trempé, les changements y sont un peu plus faciles qu'à la température ambiante, mais encore très lents ; la structure commence à se rapprocher de la structure normale d'équilibre du métal recuit. En même temps la grosseur du grain est modifiée.

L'effet produit dépend de la température à laquelle l'alliage est porté et du temps pendant lequel il y est maintenu.

119. Technique de la trempe. — Les notions précédentes doivent servir de guide dans la conduite des opérations dont nous allons indiquer les dispositions essentielles (1). Celles-ci s'appliquent surtout aux aciers, alliages pour lesquels la trempe a le plus d'importance pratique et qui ont donné lieu aux recherches les plus nombreuses.

Chauffage. — Autrefois on chauffait toujours directement au feu de charbon de bois et l'on appréciait la température par la couleur du métal, ce qui exige une grande habitude.

Dans les fours modernes que l'on commence à utiliser, on *mesure la température* par un pyromètre tel que la pince thermo-électrique dont l'emploi industriel a été vulgarisé par M. Le Chatelier.

On s'efforce d'obtenir un chauffage uniforme de toute la pièce et d'empêcher toute *dénaturation*, c'est-à-dire tout changement de composition pendant le chauffage. Pour cela, on met la pièce à l'intérieur de *mouffles* chauffés au charbon, au gaz ou par des résistances électriques.

Un excellent dispositif consiste à plonger entièrement la pièce dans un *bain de sel* maintenu fondu par le passage d'un courant qui est amené par deux électrodes de fer. Le *chlorure de baryum* (fusible à 950°) permet de chauffer au-dessus de 1 000° et d'atteindre 1 300° (ce qui est nécessaire pour certains aciers spéciaux) ; pour chauffer à moins de 1 000°, on ajoute du *chlorure de potassium* (fusible à 670°). La température de ces bains se règle facilement avec un pyromètre ; elle est remarquablement constante et aucune partie de la pièce ne peut être surchauffée. De plus, pendant le passage du four au bain de

1. Consulter ROSAMBERT. Exposition des procédés de trempe à Vienne en 1906 ; *Revue de Métallurgie*, IV (1907), p. 346.

trempe, le métal est protégé contre toute action atmosphérique par l'adhérence d'une mince couche de sel.

Bains de trempe. — L'expérience a vite montré que l'on obtenait des résultats différents, non seulement suivant la température du bain de trempe, mais aussi suivant sa nature.

Dans l'ignorance où l'on était des véritables facteurs ayant de l'influence, les outilleurs de jadis cherchaient au hasard à varier les milieux de trempe ; ils se servaient volontiers, pour ne pas dire de préférence, de mixtures bizarres telles que lait caillé, huile végétale en décomposition, graisse rance, purin, etc.

La tremperie moderne emploie des bains de composition plus simple. Ce qui importe seulement, c'est la marche du refroidissement ; elle dépend, *quant au liquide de trempe* : 1° de sa *température initiale* ; 2° de sa *conductibilité totale*, c'est-à-dire de sa *conductibilité spécifique* et de sa *viscosité* (les échanges de chaleur se font davantage par convection que par conductibilité) ; 3° de sa *capacité calorifique totale* (*chaleur spécifique et masse*).

Pour réaliser une *trempe vive*, on emploiera l'eau bouillie pure, ou additionnée d'un sel ou d'un acide (HCl, SO⁴H²) capables d'en augmenter la conductibilité. Pour une *trempe douce* (refroidissement plus lent), on ajoutera au contraire des substances diminuant la conductibilité : chaux, soude, alcool. Les effets de trempe encore plus atténuée s'obtiendront avec le *pétrole*, puis la *glycérine*, les *huiles végétales*, les *graisses*, et enfin les *métaux fondus* (plomb ou étain) ; ces derniers bains produisent un refroidissement plus lent parce que leur température est plus élevée que la température ordinaire.

A cette liste il convient d'ajouter la trempe au courant d'air pour certains aciers dont le point de transformation est très élevé [329-344].

On conçoit la possibilité d'employer successivement des bains différents pour des résultats spéciaux.

Signalons par exemple le *procédé de la trempe combinée*. Un outil en acier ordinaire, chauffé au delà de son point critique, est d'abord trempé à l'eau, c'est-à-dire par refroidissement rapide. C'est l'extérieur de l'outil, les parties taillantes qui se refroidissent d'abord ; lorsqu'elles ont été ramenées au-dessous de la température critique,

on termine la trempe au bain d'huile, c'est-à-dire à refroidissement lent. En choisissant bien l'instant de passage, on arrive à communiquer aux taillants leur maximum de dureté, tout en conservant aux parties internes, refroidies plus lentement, une certaine élasticité qui rend l'outil plus apte à résister aux chocs.

Revenu. — Lorsqu'on chauffe un morceau d'acier poli, il prend peu à peu différentes colorations dues à une mince couche d'oxyde qui se forme à la surface. Ces *couleurs de recuit* servent à donner une idée de la température de revenu et de la dureté qui lui correspond.

Le jaune paille se produit à une température de 210°;

Le pourpre. à 265°;

Le bleu foncé. à 292°, etc...

L'opération, très simple en principe, qui consiste à chauffer un outil dans un four quelconque jusqu'à apparition de la couleur voulue puis à laisser refroidir, est en pratique assez délicate; elle exige un ouvrier adroit pour obtenir un chauffage uniforme et pour saisir le point précis où il faut s'arrêter.

Ici encore, on obtient des résultats plus certains et plus réguliers en substituant à la notion de couleur de recuit celle de température, et en utilisant le thermomètre.

On emploie un bain liquide, par exemple un bain d'huile ou de suif qui peut être porté à 320°, ou encore un bain d'alliage fusible [182]; on chauffe à la température voulue indiquée par un thermomètre. On introduit les pièces à faire revenir, ce qui fait baisser la température; dès que celle-ci a repris sa valeur initiale, les pièces sont retirées.

CHAPITRE VIII

MESURE DES TEMPÉRATURES DE SOLIDIFICATION ET DE TRANSFORMATION

120. Dans ce chapitre nous dirons quelques mots des appareils les plus fréquemment utilisés pour l'étude expérimentale du refroidissement des alliages.

Lorsque les températures à mesurer sont suffisamment basses, on peut employer le *thermomètre à mercure* ; c'est un cas exceptionnel. Généralement on emploie comme appareil thermométrique un *couple thermo-électrique*. M. Job vient de construire un nouveau pyromètre fort ingénieux qui paraît bien convenir à l'étude des alliages ; nous en indiquerons le principe.

121. **Couple thermo-électrique.** — C'est M. H. Le Chatelier qui a fait passer dans la pratique industrielle l'utilisation des phénomènes thermo-électriques pour la détermination des températures élevées.

L'appareil type est un couple *platine-platine rhodié à 10 %* qui permet d'atteindre la température de 1 600°.

Si l'on ne doit pas dépasser 800°, on peut se contenter d'un couple moins coûteux *fer-constantan* : le constantan est un alliage de cuivre et de nickel [256].

Les fils du couple sont isolés et protégés par de l'amiante ou par des petits tubes de terre réfractaire ; le tout est placé dans un tube fermé, non conducteur, en porcelaine par exemple, destiné à séparer

la soudure de l'alliage à étudier, et au moyen duquel on peut agiter et mélanger le bain liquide. La force électromotrice se mesure avec un galvanomètre quelconque suffisamment sensible, par exemple un Despretz-d'Arsonval à cadre mobile et à miroir. L'appareil est gradué en utilisant des points fixes : ébullition de l'eau, de la naphthaline (218°), du soufre (445°), fusion du zinc (420°), de l'aluminium (657°), de l'or ($1\ 065^{\circ}$), etc...

Pour construire une *courbe de refroidissement*, on note les indications du galvanomètre à intervalles de temps réguliers.

Cette opération est longue et fastidieuse. On la remplace avantageusement par un *enregistrement photographique*. A cet effet, on reçoit l'image donnée par le miroir du galvanomètre sur une plaque sensible que l'on déplace proportionnellement au temps dans un sens vertical (Roberts-Austen).

Au lieu de déplacer une plaque, toujours lourde, ce qui ne se produit pas sans frottements sensibles, il est préférable de laisser la

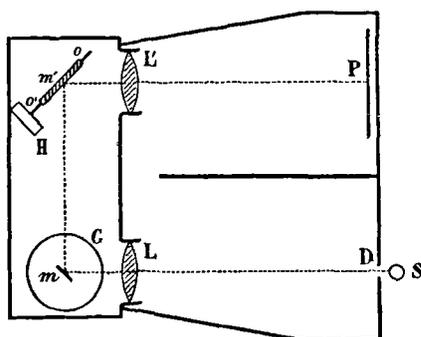


Fig. 40. — Appareil pour l'enregistrement photographique des courbes de refroidissement (Wologdine).

plaque immobile et de donner au rayon lumineux un mouvement vertical ; on y arrive par une réflexion sur un miroir tournant avec une vitesse constante autour d'un axe horizontal. Voici le schéma du dispositif proposé par M. Wologdine (1).

Les rayons lumineux, issus d'une source S placée au foyer de la lentille L (fig. 40), tombent sur le miroir m du galvanomètre G et sont ré-

fléchis horizontalement sur le miroir plan m' qui tourne lentement autour de l'axe horizontal oo' au moyen d'un mouvement d'horlogerie H ; après avoir traversé la lentille L' , ils viennent former

1. Pyromètre enregistreur à plaque photographique fixe. *Revue de Métallurgie*, IV (1907), p. 555.

l'image de l'ouverture D sur la plaque sensible fixe P placée au foyer de L'. Cette image reçoit ainsi deux mouvements : l'un horizontal, venant des mouvements du galvanomètre, dépend de la *température*, l'autre vertical, venant du miroir *m'*, dépend du *temps*.

Remarquons que, en général, nous n'avons pas besoin de connaître le temps en valeur absolue ; il est donc inutile de connaître la vitesse de rotation du miroir *m'*, il suffit qu'elle soit constante.

On trouve aujourd'hui dans le commerce des galvanomètres pyrométriques à *lecture directe*, très robustes, pouvant être employés dans les laboratoires industriels. Une aiguille se déplace sur un cadran gradué en degrés de température et portant deux échelles qui correspondent aux deux couples, platine ou fer.

On construit aussi de tels galvanomètres pyrométriques avec enregistrement mécanique.

Lorsqu'un couple thermo-électrique reste assez longtemps à température élevée, les fils cristallisent et deviennent fragiles ; par suite de cette modification, il est nécessaire de recommencer fréquemment l'étalonnage.

122. Pyromètre à écoulement de gaz. — Cet appareil, présenté récemment par M. Job ⁽¹⁾, est un véritable *thermomètre à gaz*, basé non plus sur la dilatation comme le thermomètre à gaz ordinaire, mais sur la variation de *viscosité* avec la température.

Le principe est le suivant :

On électrolyse une solution de soude à 30 % dans un voltamètre V à électrodes de nickel, et on ne donne issue à l'un des gaz, l'*oxygène* par exemple, que par un *tube capillaire c* (fig. 41). Le gaz, à cause de sa viscosité, ne peut s'écouler que sous pression. La pression s'élève donc d'elle-même dans l'appareil et prend une valeur fixe indiquée par un manomètre M ; elle dépend évidemment du *débit* d'oxygène, c'est-à-dire de l'*intensité du courant* qui tra-

1. Nouvelle méthode pour la mesure et l'inscription des températures élevées *Comptes Rendus*, 134 (1902), p. 39. — Mesure des hautes températures par l'écoulement des gaz. *Mémoires de l'Académie des Sciences de Toulouse*, 1907.

verse l'appareil ; elle dépend aussi des dimensions (diamètre et longueur) du capillaire et de la viscosité du gaz qui le traverse, viscosité qui est fonction de la température. Donc, avec un appareil donné, et si le débit reste constant, les indications du manomètre sont

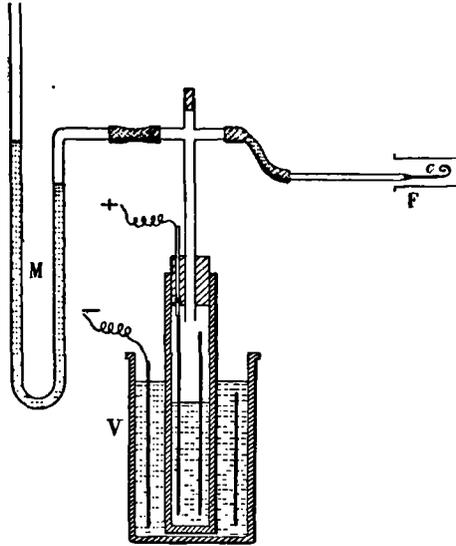


Fig. 41. — Pyromètre à écoulement de gaz (Job). — Schéma.

caractéristiques de la température du capillaire et peuvent servir à la mesurer.

Pour s'assurer de la constance du débit on applique une méthode différentielle :

Deux voltamètres V (fig. 42) sont disposés en série et traversés par le même courant. L'un débite son oxygène dans un capillaire de verre c' maintenu à température constante t_0 (température ambiante) ; la pression p_0 y est caractéristique de l'intensité du courant ; c'est le voltamètre de comparaison ou de contrôle. L'autre débite son oxygène dans un capillaire de platine c qui prend, au point voulu F, la température variable à mesurer T ; la pression P mesurée en E définit alors la température T ; c'est le voltamètre de mesure.

Le seul réglage nécessaire avant chaque lecture consiste à retrouver le courant de comparaison. A cet effet, le manomètre de contrôle

porte une série de traits correspondant aux diverses valeurs de la température ambiante qui est celle du capillaire froid ; on agit au moyen d'un rhéostat continu très sensible sur l'intensité du courant jusqu'à ce que la pression soit ajustée à cette température.

La fig. 43 représente en coupe l'un des voltamètres. Les tubes d'évacuation se prolongent par des colonnes O et H, bourrées de coton de verre destiné à retenir les gouttelettes liquides entraînées

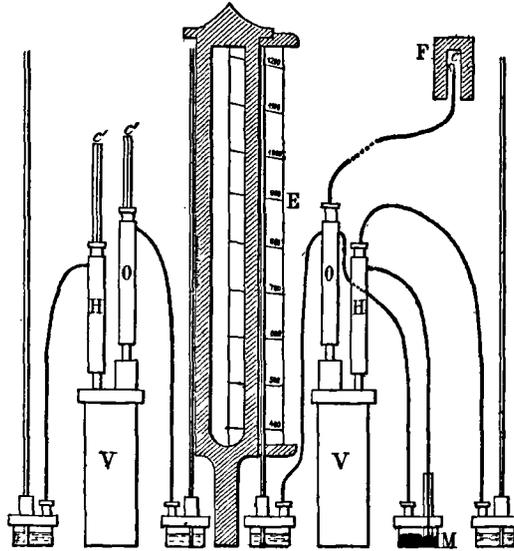


Fig. 42. — Pyromètre à écoulement de gaz. — Disposition d'ensemble.

par les gaz. L'ensemble de l'appareil est représenté par la fig. 42, où il est développé dans un plan. Ce qui le complique en apparence, c'est qu'on a tout disposé pour estimer aussi la pression de l'hydrogène dans les deux voltamètres et pour l'égaliser automatiquement avec celle de l'oxygène. Cette égalisation est utile pour le fonctionnement régulier et continu de l'appareil ; si elle n'était pas assurée, si entre les deux compartiments se produisait une différence de pression, l'un d'eux s'emplirait démesurément aux dépens de l'autre à travers la paroi poreuse.

Ce pyromètre présente des caractères fort intéressants qui le désignent pour l'étude des changements d'état des alliages aux températures élevées.

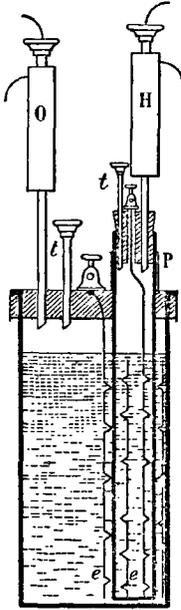


Fig. 43. — Pyromètre à écoulement de gaz. — Disposition d'un voltmètre.

Comme le couple thermo-électrique, il convient pour déterminer la température d'un espace très restreint : le capillaire de platine peut être fort court et de plus entouré en hélice ; il se protège facilement par un tube d'une matière quelconque, de préférence conductrice ; il peut enfin être laissé à demeure dans un espace fortement chauffé sans subir de modification permanente, ce qui n'a pas lieu avec le couple.

On dispose de la sensibilité qu'il est possible de rendre très grande par un choix convenable du capillaire et de l'intensité du courant ; entre 400° et 1200° , chaque degré peut être représenté par 1 millimètre de l'échelle ; c'est une sensibilité supérieure à celle que donnent les pyromètres thermo-électriques usuels.

Par contre, l'appareil est un peu lent à se mettre en équilibre ; il se comporte comme un thermomètre à gros réservoir. On atténue ce défaut en réduisant l'espace offert au gaz et en augmentant l'intensité du courant.

Enfin, l'appareil se prête facilement et à peu de frais à l'inscription graphique : il suffit d'installer une capsule de Marey et un enregistreur.

123. Méthode différentielle pour déterminer les points de transformation. — Nous avons vu [115] que le tracé des courbes de refroidissement est parfois insuffisant pour indiquer les points de transformation dans les alliages solides. On emploie alors une méthode différentielle dont nous avons donné le principe : étudier l'alliage comparativement avec un corps ne subissant pas de transformation. Les deux blocs sont soumis simultanément aux mêmes traitements thermiques (refroidissement ou échauffement) ; on note à la fois la température du métal et la différence des températures de ce

métal et du corps de comparaison ; les erreurs dues aux irrégularités de chauffage se trouvent ainsi éliminées.

Cette méthode se réalise pratiquement comme suit :

L'échantillon E et le corps de comparaison C ont même volume (barreaux de 50 millimètres de longueur) ; ils sont placés côte à côte dans un tube réfractaire chauffé au moyen d'une résistance électrique, fil ou lame de platine. Une encoche est faite dans chacun des barreaux ; on y loge les soudures de deux couples thermo-électriques platine-platinerhodié, reliés comme l'indique la figure 44 à deux galvanomètres G_1 et G_2 . Le premier G_1 est actionné par le couple

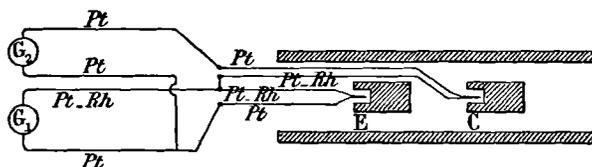


Fig. 44. — Schéma de la méthode différentielle pour la détermination des points de transformation.

dont les deux soudures sont en E et G_1 , cette dernière à la température ambiante ; il indique la *température du métal* étudié E. Le second G_2 est actionné par le couple dont les soudures sont en E et C ; il indique la *différence de température* des deux barreaux ; cette différence étant petite par rapport à la température de E, on pourra prendre pour G_2 un galvanomètre plus sensible que G_1 .

Dispositif de Roberts-Austen. — On enregistre photographiquement les indications des deux galvanomètres sur une plaque en mouvement ; on obtient ainsi *deux courbes* donnant, l'une les températures du métal, l'autre les différences entre les deux barreaux.

Dispositif de M. Saladin. — M. Saladin a voulu éviter le déplacement de la plaque sensible et supprimer la variable *temps*, de façon à obtenir directement les différences de température des deux blocs en fonction de la température de l'un d'eux.

On cherche à inscrire sur une *plaque fixe une seule courbe* ayant pour coordonnées les indications des deux galvanomètres. Ceux-ci sont du genre Despretz-d'Arsonval, à cadre suspendu par un fil vertical et à miroir. Il faut les *conjuguer* de façon qu'un même rayon lumineux réfléchi successivement par les deux miroirs soit dévié, par

l'un dans le sens horizontal, par l'autre dans le sens vertical. Les deux galvanomètres ayant leur axe vertical, on y arrive en interposant entre eux un miroir plan incliné à 45° sur l'horizon, qui transpose en un plan vertical le plan horizontal dans lequel se meut le rayon issu du premier galvanomètre.

Le *galvanomètre double de M. Le Chatelier* (1) réalise d'une manière très simple le dispositif de M. Saladin.

Il est formé par deux cadres de galvanomètre placés aux extré-

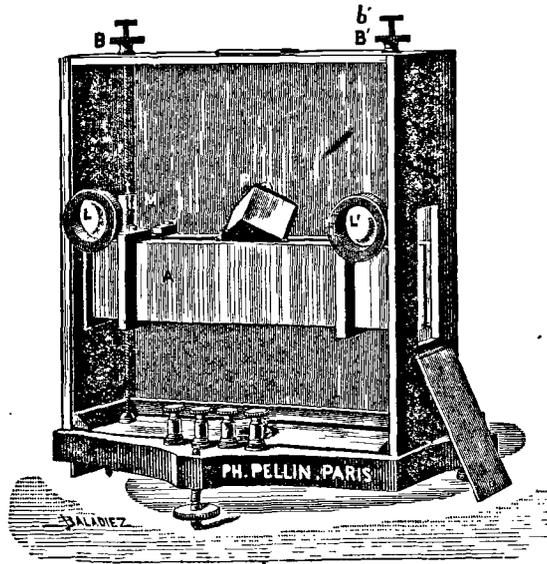


Fig. 45. — Galvanomètre double de M. Le Chatelier.

mités de deux barreaux aimantés, rectilignes et horizontaux A (fig. 45). Sur les aimants et au milieu de leur largeur, repose le prisme à réflexion totale P dont la position est invariablement réglée.

Chacun des galvanomètres porte un miroir M, glace plane argentée, d'une hauteur suffisante pour que le rayon lumineux, dans son déplacement, ne tombe pas en dehors des miroirs. En avant sont fixées deux lentilles L et L' de 50 centimètres de distance focale ; un

1. *Revue de Métallurgie*, I (1904), p. 135.

point lumineux, placé à 50 centimètres en avant de la première, donne une image à 50 centimètres de la seconde.

Une chambre noire s'ajuste devant l'appareil pour l'enregistrement photographique.

Tant que les deux blocs se refroidissent de la même manière, la courbe obtenue est une droite parallèle à l'axe des températures. Toute transformation dans l'échantillon E se traduit au contraire par une différence entre les températures des deux barreaux, donc par

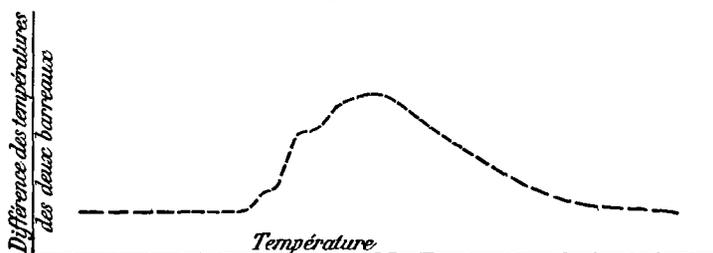


Fig. 46. — Courbe obtenue au galvanomètre double.

un ressaut de la courbe (fig. 46). L'abscisse correspondante donne la température de la transformation.

Il peut être intéressant de connaître approximativement la vitesse d'échauffement ou de refroidissement, en raison de son influence sur la position des points de transformation. On y arrive facilement en *interrompant périodiquement* le faisceau lumineux au moyen d'un écran commandé par une horloge, ce qui produit un trait discontinu (1).

Cette méthode différentielle est particulièrement précieuse dans l'étude des *aciers* : on sait en effet le rôle que jouent les points de transformation dans les phénomènes de trempe et le grand intérêt industriel que présente leur détermination.

1. Pour l'étalonnage, voir PORTEVIN, Note sur l'emploi du Galvanomètre différentiel. *Revue de Métallurgie*, V (1908), p. 304.

CHAPITRE IX

PROPRIÉTÉS PHYSIQUES

124. Rapports entre la constitution des alliages et leurs propriétés physiques. — La détermination des propriétés physiques des alliages présente fréquemment un intérêt pratique immédiat pour les applications industrielles (métaux pour conducteurs électriques, pour résistances, pour aimants ; alliages légers, non dilatables, etc.).

La description des procédés de mesure ne rentre pas dans le cadre de cet ouvrage et nous renvoyons aux traités de physique.

L'étude des propriétés physiques a encore un autre intérêt : elle peut souvent servir à pénétrer la *constitution* des alliages. A ce point de vue et d'une façon très générale, toute propriété peut donner lieu à deux séries de recherches :

1° Étude d'alliages de *composition variable* à *une température fixe* (température ordinaire par exemple).

Si la courbe qui représente la propriété en fonction de la composition montre des changements brusques de direction, ceux-ci peuvent indiquer un *changement dans la structure*, l'apparition ou la disparition d'un constituant ; ils font prévoir l'existence de combinaisons ou de solutions limites.

2° Étude d'un alliage de *composition déterminée* à *différentes températures*.

En général, une propriété quelconque varie régulièrement avec la température. Si au contraire, la courbe représentative possède des

points anguleux, on peut en déduire l'existence de *transformations* aux températures correspondantes.

Nous passerons en revue les principales propriétés qui ont donné lieu à quelques recherches dans ces deux directions.

CONDUCTIBILITÉ ÉLECTRIQUE

125. Variation de la conductibilité avec la composition. — Soit à étudier un alliage de deux métaux.

Mesurons la conductibilité spécifique (conductibilité d'un cube de 1 centimètre de côté) pour une série d'échantillons de compositions différentes, et représentons les mesures par une courbe donnant la conductibilité en fonction de la composition; nous exprimerons celle-ci en *volume* pour cent de l'un des métaux puisque les conductibilités se rapportent à des volumes.

La forme de la courbe est en relation avec la constitution de l'alliage⁽¹⁾.

1° Les deux métaux ne forment ni combinaison, ni solution solide. — Ils sont simplement juxtaposés; leurs conductibilités doivent s'ajouter. La conductibilité totale est alors la *somme* des conductibilités propres des quantités des deux métaux entrant dans l'alliage; si nous exprimons la composition en *volume* pour cent, la courbe est une *droite* joignant les conductibilités A et B des deux métaux purs (courbe I de la fig. 47). C'est ce qui a été trouvé pour les alliages *plomb-étain* [87], *cadmium-étain*, *cadmium-zinc*, par Matthiessen à qui on doit un grand nombre de déterminations⁽²⁾.

2° Les deux métaux sont entièrement miscibles à l'état solide et forment une série continue de solutions solides. — Il n'y a aucune raison pour que ces deux métaux se comportent comme s'ils étaient isolés et ajoutent leurs conductibilités propres. Nous avons déjà fait remarquer [44] que pour les solutions solides, pas plus que pour les solutions liquides, les propriétés ne sont des moyennes entre les propriétés des composés définis constituants.

1. H. LE CHATELIER. *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 446. — W. GUERTLER. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 51 (1906), p. 397.

2. Poggendorf *Annale* n. 403 (1858), p. 428; 410 (1860), p. 190.

En fait la courbe va d'une façon continue de A à B et s'écarte beaucoup d'une droite (courbe II). Elle présente généralement un *minimum très accentué* avec ascension rapide dans le voisinage des métaux purs : la dissolution dans un métal pur d'une petite quantité d'un

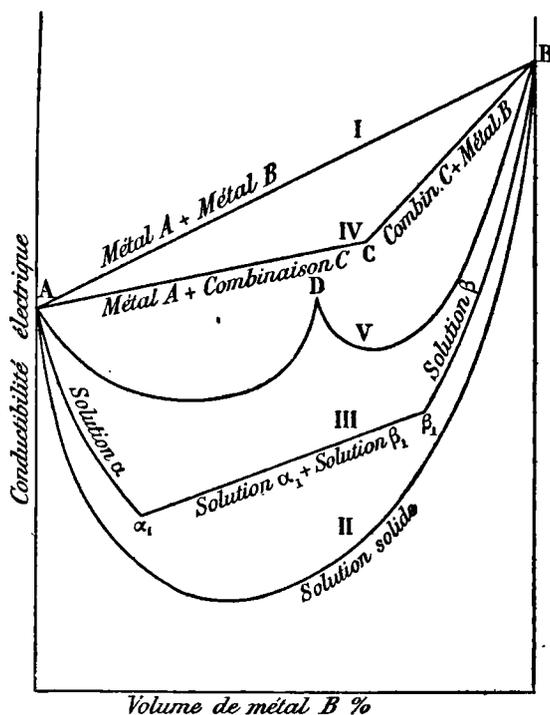


Fig. 47. — CONDUCTIBILITÉ ÉLECTRIQUE DES ALLIAGES. Différentes formes de la courbe suivant la constitution.

autre diminue donc beaucoup la conductibilité. C'est le cas des alliages *argent-or* [160], *nickel-cuivre* [254].

3° *Les deux métaux sont partiellement miscibles : ils forment deux solutions solides α et β .* — Pour les compositions correspondant aux alliages homogènes, formés d'une seule phase α ou β , la courbe est analogue à une portion de la précédente II. Entre les compositions des cristaux mixtes saturés ou limites α_1 et β_1 , l'alliage est un mélange à proportions variables de ceux-ci ; tout se passe comme

dans le premier cas : α_1 et β_1 , simplement juxtaposés, ajoutent leurs conductibilités propres et la variation est linéaire comme pour I.

L'ensemble a ainsi la forme III, et les points de brisure α_1 et β_1 donnent la composition des cristaux limites. C'est le cas des alliages *cuivre-cobalt* qui, comme l'indique le diagramme de la fig. 31, présentent la solubilité réciproque à l'état solide.

4° Les deux métaux forment des combinaisons. — Chacune d'elles a pour conductibilité spécifique une *valeur caractéristique*. Elle se trouvera juxtaposée à un métal pur ou à une autre combinaison, ou bien elle formera une solution solide; dans chaque cas, la conductibilité se déduira des deux premières règles.

Ainsi, avec une seule combinaison et pas de solution solide, on aura deux droites dont le point de rencontre C représente la combinaison (courbe IV).

Parfois la courbe a une forme telle que V; elle présente une véritable pointe D; de part et d'autre de ce maximum anguleux, elle descend rapidement et rappelle la forme II. Il est naturel d'en conclure l'existence d'une combinaison D formant des solutions solides avec les deux métaux purs.

On voit, en résumé, que la détermination des conductibilités électriques peut donner des indications très précieuses sur la constitution d'un alliage: une partie rectiligne de la courbe est l'indice d'une structure hétérogène, formée de deux constituants; une branche courbe caractérise une solution solide; les points de rencontre de deux branches correspondent à un changement de structure, ils donnent la composition des cristaux limites ou des combinaisons définies.

Il faut remarquer pourtant que les points anguleux des courbes sont parfois peu accentués et difficiles à préciser. Une même série de mesures peut alors recevoir des interprétations différentes.

Variation de la conductibilité électrique pour de faibles teneurs d'un des composants. — L'examen des courbes précédentes comporte des conséquences intéressantes relatives à la variation de la conductibilité électrique d'un métal pur par introduction de petites quantités d'un autre élément. C'est la question de *l'influence*

des impuretés sur la conductibilité d'un métal; il est inutile d'en souligner la grande importance pratique.

La conductibilité est considérablement diminuée si l'élément ajouté forme une *solution solide*, donne un alliage homogène; elle l'est beaucoup moins, au contraire, si l'élément ne se dissout pas dans le métal primitif, s'il reste à l'état libre ou forme une combinaison.

Ainsi, pour les *aciers trempés* où le carbone est à l'état de solution solide [112-118], la résistance électrique augmente rapidement avec la teneur en carbone; alors que pour les aciers refroidis lentement, où le carbone est engagé dans une combinaison, la cémentite, la variation est beaucoup plus faible. Pour une même composition, un *acier recuit* est environ deux fois *plus conducteur* qu'un *acier trempé*. Voici quelques nombres, empruntés à un travail de M. H. Le Chatelier (1), qui mettent ces faits en évidence (la résistance est exprimée en microhms par centimètre cube).

CARBONE %.	RÉSISTANCE ÉLECTRIQUE MESURÉE À 15° Avant trempé.	RÉSISTANCE ÉLECTRIQUE MESURÉE À 15° Après trempé à 850°.
0,06	10	11
0,84	16	35 = 16 × 2,2
1,13	18	38 = 18 × 2,1

La conductibilité électrique du *cuivre* diminue beaucoup par l'addition de petites quantités d'or, de zinc, d'étain, de fer, de manganèse, d'aluminium, etc.; ainsi 1 % d'aluminium fait baisser la conductibilité de 65 à 25. Ces différents métaux se dissolvent en effet dans le cuivre solide.

De même pour le *platine* qui forme des solutions solides avec l'iridium, le palladium, le rhodium, le manganèse, le fer, le nickel, le cuivre, etc.

126. Variation de la conductibilité avec la température. — En général, la conductibilité électrique d'un métal diminue, sa résistance

1. *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 419.

augmente, quand la température croît : la courbe qui représente la *résistance spécifique* en fonction de la température monte *régulièrement*. C'est le cas du *platine pur*, et aussi du *platine rhodié* dont la résistance est notablement plus grande (fig. 48).

La variation est continue tant que le métal conserve la même con-

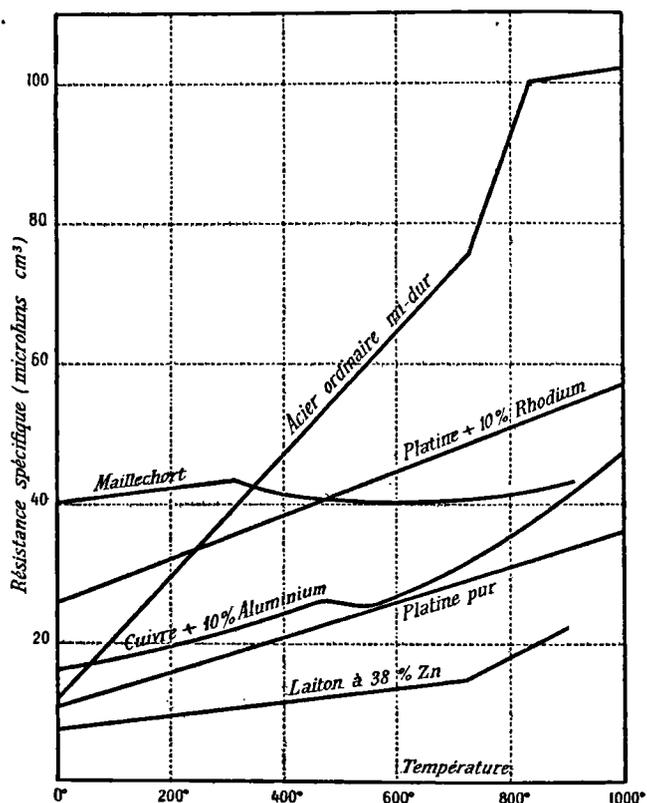


Fig. 48. — RÉSISTANCE ÉLECTRIQUE de quelques alliages. Variation avec la température.

stitution. Si, au contraire, une transformation se produit dans l'alliage à une certaine température, à la nouvelle constitution doit correspondre une autre branche de courbe formant un angle avec la première. Tout *changement brusque* de direction dans la courbe des résistances indiquera donc une température de transformation.

La figure 48 donne quelques-unes de ces courbes d'après les déterminations de M. H. Le Chatelier⁽¹⁾. Elles indiquent une transformation dans le *laiton* vers 730°, dans un *bronze d'aluminium* vers 500°, à partir de 300° dans le *mallechort*; cette dernière transformation embrasse un intervalle considérable de température d'environ 150°.

Toutes les transformations qui se produisent dans un alliage ne sont pas décelées ainsi avec la même netteté : un *acier* accuse très nettement une transformation vers 850°, moins nettement une deuxième vers 700°; il n'accuse pas la transformation magnétique intermédiaire [296-299].

Enfin, la comparaison des points de transformation présentés par les métaux purs et par leurs alliages nous permet de voir si, dans ceux-ci, les métaux existent juxtaposés ou à l'état de solution. Dans le premier cas, on doit retrouver les points de transformation mêmes des métaux constituants; dans le second, ces points se déplacent d'une façon continue avec la composition; c'est ce qui arrive par exemple quand on allie au *fer* des proportions croissantes de *carbone* ou de *nickel* [299-316].

FORCE ÉLECTROMOTRICE DE DISSOLUTION

127. Principe. — Formons une pile en prenant pour l'un des pôles un alliage de deux métaux A et B, pour l'autre un des métaux purs A, et pour électrolyte une solution contenant l'ion A (un sel de A); mesurons la *force électromotrice* de la pile ainsi formée :



Construisons la courbe ayant pour coordonnées la force électromotrice et la composition de l'alliage : son allure dépend de la constitution de celui-ci.

Donnons d'après M. Pouchine⁽²⁾ des exemples des cas principaux. Remarquons tout d'abord que, si une pile a une électrode *hétéro-*

1. *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 414 et 415.

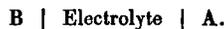
2. *Revue de Métallurgie*, IV (1907), p. 926; *Zeits. f. anorg. Chemie*, 56 (1908), p. 1.

gène, constituée par la juxtaposition de deux corps qui, séparés, donneraient des forces électromotrices différentes, c'est en fait la *plus petite* des deux f. é. m. qui s'établit et que l'on mesure; c'est le constituant correspondant qui seul se dissoudrait tout d'abord par le passage du courant.

1° Cela étant, supposons que les deux métaux alliés ne forment *ni solution solide, ni combinaison* (plomb-bismuth, étain-chrome). Un alliage de composition quelconque renferme toujours juxtaposés les deux métaux purs A et B; la force électromotrice de l'élément



est évidemment nulle; donc la f. é. m. est nulle pour tous les alliages sauf pour le métal B pur; elle prend alors la valeur non nulle

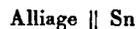


La courbe représentative est donc une *horizontale s'abaissant brusquement* à l'extrémité du diagramme (fig. 49).

2° Les deux métaux sont *miscibles en toutes proportions* (bismuth-antimoine). La force électromotrice varie d'une façon régulière et l'on obtient une *courbe continue* (fig. 50).

3° Les deux métaux forment une ou plusieurs *combinaisons*. Chacune d'elles donne une force électromotrice qui lui est propre: pour chacune d'elles il se produit dans la courbe une variation brusque.

Ainsi les alliages *fer-étain* ont une force électromotrice



qui est nulle tant qu'ils renferment de l'étain pur (horizontale AC, fig. 51); quand celui-ci disparaît, la force électromotrice prend aussitôt la valeur correspondant au composé Fe⁴Sn, et la conserve (horizontale DE) jusqu'au voisinage du fer pur; elle prend alors une troisième valeur



Les courbes des f. é. m. de dissolution comprennent ainsi une série de paliers horizontaux qui correspondent aux alliages formés de deux constituants à composition constante. Dans le dernier exemple, ces paliers se raccordent par des verticales; seul l'alliage de transition

est homogène; c'est l'indice d'une *combinaison* dont la formule est donnée par l'abscisse de la variation brusque.

D'autres fois, le raccordement se fait par une portion de courbe analogue à celle de la figure 50; on en déduit l'existence de *solu-*

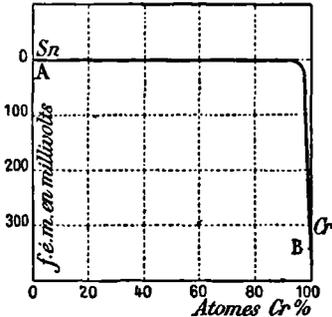


Fig. 49. — Deux métaux juxtaposés.
Alliages ÉTAIN-CHROME.

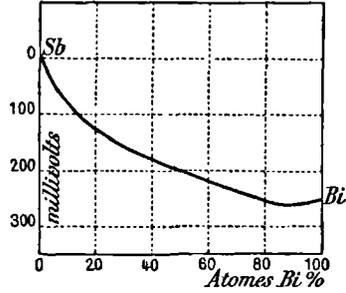


Fig. 50. — Une solution solide.
Alliages ANTIMOINE-BISMUTH.

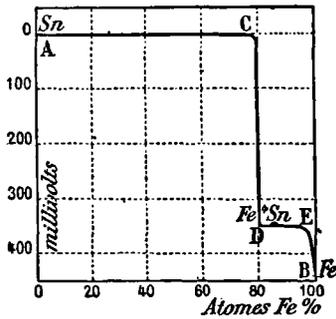


Fig. 51. — Une combinaison.
Alliages ÉTAIN-FER.

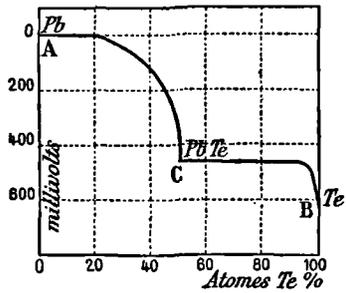


Fig. 52. — Combinaison et solution.
Alliages PLOMB-TELLURE.

FORCE ÉLECTROMOTRICE DE DISSOLUTION. Différentes formes de la courbe suivant la constitution.

tions solides. Ainsi la courbe des alliages *plomb-tellure* (fig. 52) s'interprète par l'existence d'un composé $PbTe$, donnant une série continue de cristaux mixtes avec le plomb, se juxtaposant au contraire avec le tellure.

Remarquons enfin que, dans le cas d'un palier horizontal, les deux constituants de l'alliage peuvent être soit des corps définis (métaux

purs ou combinaisons) comme dans les exemples précédents, soit des solutions limites [100]; la partie horizontale se raccorde alors à ses deux extrémités avec des branches courbes, et les points de raccordement tels que C ne correspondent généralement pas à une formule simple.

128. Difficultés d'application. — L'application de cette méthode dont le principe est très simple présente des difficultés qui peuvent expliquer les discordances obtenues par différents auteurs.

La principale réside dans la *variation de la grandeur à mesurer pendant la durée d'une expérience*. D'après M. Pouchine, la force électromotrice de dissolution d'un métal varie avec le temps, tantôt en croissant, tantôt en décroissant; elle tend asymptotiquement vers une limite qui, en pratique, exige plusieurs heures pour être atteinte. Il importe d'attendre l'établissement de cette limite pour procéder aux mesures.

L'emploi de solutions des sels de l'un des métaux comme électrolytes (concentration voisine d'une molécule par litre) ne donne pas toujours de bons résultats. M. Pouchine les remplace alors par des solutions d'acides ou d'alcalis, ce qui ne change pas l'allure du phénomène.

Malgré ces précautions, nous verrons dans la seconde partie que les résultats obtenus relativement à la constitution ne sont pas toujours en parfait accord avec ceux des autres procédés d'investigation.

La méthode ne s'applique évidemment qu'à l'étude des alliages à la température ordinaire.

THERMO-ÉLECTRICITÉ

129. Variation avec la composition. — On sait que, si l'on soude à leurs extrémités deux fils métalliques et si l'on porte les deux soudures à des températures différentes, le circuit est le siège d'une *force électromotrice* qui dépend de ces températures.

Formons des couples en associant un même métal pur et des alliages de composition variable; opérons aux mêmes températures, par exemple maintenons l'une des soudures à 0°, l'autre à 200°. La

force électromotrice mesurée varie d'une façon considérable avec la composition.

D'après M. N. Toutourine (1), elle se représente par une ligne droite quand les deux métaux ne forment pas de combinaison, qu'ils soient simplement juxtaposés ou bien qu'ils forment une solution solide (alliages *bismuth-antimoine*). S'il existe des combinaisons, la courbe est une ligne brisée, formée d'autant de droites qu'il y a de composés plus un ; les extrémités de chacune des droites correspondent aux combinaisons.

Peu de recherches ont été faites dans cette voie.

130. Variation avec la température. — La thermo-électricité se prête bien à l'étude des *points de transformation*.

Formons un couple avec l'alliage à étudier et un métal ne subissant pas de transformation par échauffement ; celui qui convient le mieux est le *platine* : il ne présente pas de variétés allotropiques et permet d'atteindre une température élevée. Maintenons l'une des soudures à une température fixe, par exemple à 0°, et chauffons l'autre à des températures croissantes données par un thermomètre quelconque, par exemple par un autre couple régulier et étalonné (platine-platine rhodié). Mesurons pour chaque température la force électromotrice du couple étudié ; cela peut se faire simplement en intercalant dans le circuit un galvanomètre à résistance suffisante pour que le changement de résistance des fils du couple par échauffement soit sans influence.

Construisons la courbe donnant la *force électromotrice en fonction de la température* : elle a pour coordonnées les indications des galvanomètres des deux couples, on peut donc l'enregistrer directement au moyen du dispositif de M. Saladin que nous avons décrit précédemment [123]. Les *points anguleux* de cette courbe, ne pouvant être attribués au platine, dénoteront une transformation dans l'alliage étudié.

Cette méthode a été surtout appliquée aux *aciérs* [296-299].

1. Journ. Soc. phys. chim. russe, 37 (1905), p. 1286 et Bull. Soc. Chim., 4^e série, 4 (1908), p. 96.

MAGNÉTISME

131. Les propriétés magnétiques des alliages n'ont guère été étudiées que pour les trois métaux fortement magnétiques ou *ferromagnétiques*, *fer*, *nickel*, *cobalt*, et leurs alliages ('). Elles présentent alors une grande importance au point de vue industriel (construction des dynamos); elles donnent de plus des indications sur la nature

des métaux, particulièrement sur les transformations allotropiques qu'ils subissent.

Rappelons quelques phénomènes généraux en prenant le *fer* comme exemple.

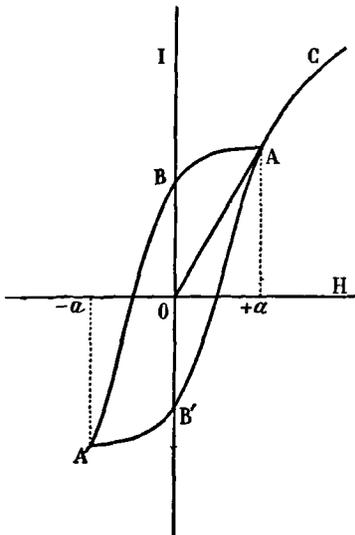


Fig. 53. — Cycle d'hystérésis et courbe d'aimantation.

des métaux, particulièrement sur les transformations allotropiques qu'ils subissent. Rappelons quelques phénomènes généraux en prenant le *fer* comme exemple.

132. Aimantation à température constante. — Plaçons un barreau de *fer* dans un champ magnétique uniforme d'intensité H ; il prend une *intensité d'aimantation* I (moment magnétique par unité de volume) qui n'est pas seulement fonction de la valeur H du champ, mais aussi des états antérieurs d'aimantation du barreau. Faisons osciller le champ entre les valeurs extrêmes $-a$

entre les valeurs extrêmes $-a$ et $+a$; après un certain nombre d'oscillations, nous obtenons des résultats constants représentés par la courbe bien connue $ABA'B'$ de la fig. 53 (*cycle d'hystérésis*).

La courbe OAC , lieu des sommets A des cycles, est la *courbe d'ai-*

1. Signalons aussi les très curieux alliages de *HEUSLER*. Ce sont des alliages ternaires, renfermant du manganèse et du cuivre associés avec de l'aluminium ou de l'étain. Ils sont *ferromagnétiques* alors que tous les métaux constituants sont peu magnétiques ou même diamagnétiques. Un essai de théorie de ces intéressants phénomènes a été présenté par M. Guillaume (voir note, p. 416). — Consulter Charles MAURAIN. *La Revue électrique*, 8 (1907), p. 285 et 304.

mantation. Elle est représentée fig. 54 jusqu'aux champs de 1 000 gauss. On voit qu'à la température de 20°, l'intensité d'aimantation I , correspondant au sommet A du cycle, croît en même temps que H , très rapidement d'abord, puis plus lentement ; elle s'approche d'un maximum qui, pratiquement, est presque atteint dans un champ de 600 gauss et entièrement avec 2 000 gauss ; elle reste enfin constante jusqu'aux champs les plus intenses que l'on ait obtenus.

L'intensité maximum ou *aimantation à saturation* à la température ordinaire a été trouvée voisine de 1 730 unités C. G. S. pour un échantillon de fer très pur de Suède (1).

La *susceptibilité magnétique* est le quotient $\frac{I}{H}$ de l'intensité d'aimantation par le champ. L'allure de la courbe OCD (fig. 54) montre que cette quantité n'est pas constante ; elle décroît et tend vers 0 quand H augmente indéfiniment.

Pour comparer plusieurs alliages ferromagnétiques, qui se comportent comme nous venons de le voir, il faudra comparer les *intensités d'aimantation* pour une même valeur du champ, de préférence au voisinage de la saturation.

On pourra ainsi étudier la *variation* de l'aimantation avec la *composition* dans une série d'alliages tels que les aciers.

133. Variation avec la température. Perte du ferromagnétisme.

— Dans un travail fondamental, P. Curie (2) a étudié l'aimantation du fer doux (dans des champs allant jusqu'à 1 350 gauss) pour des températures croissantes, atteignant 1 375°.

La fig. 54 reproduit quelques courbes d'aimantation. On voit que, quand la température s'élève, les courbes s'abaissent, d'abord lentement, puis plus rapidement à mesure que l'on s'approche de 750° ; elles conservent la même allure générale.

Au delà de 750°, au contraire, leur forme n'est plus la même : ce sont des *droites OF* passant par l'origine. L'intensité d'aimantation est alors proportionnelle au champ ; autrement dit, la *susceptibilité magnétique est constante*.

1. P. Weiss. *Comptes Rendus*, 145 (1907), p. 1155.

2. Propriétés magnétiques des corps à diverses températures. *Annales de Chimie et Physique*, 7^e série, 5 (1895), p. 289.

L'influence de la température apparaît plus nettement en construisant les courbes qui donnent, en fonction de la température, les intensités d'aimantation ou les susceptibilités magnétiques correspondant à des champs fixes.

Les courbes de la fig. 55, construites avec les nombres de P. Curie, représentent la variation de la susceptibilité $\frac{I}{H}$.

1° Au-dessous de 750°, pour chaque valeur de H on a une courbe dif-

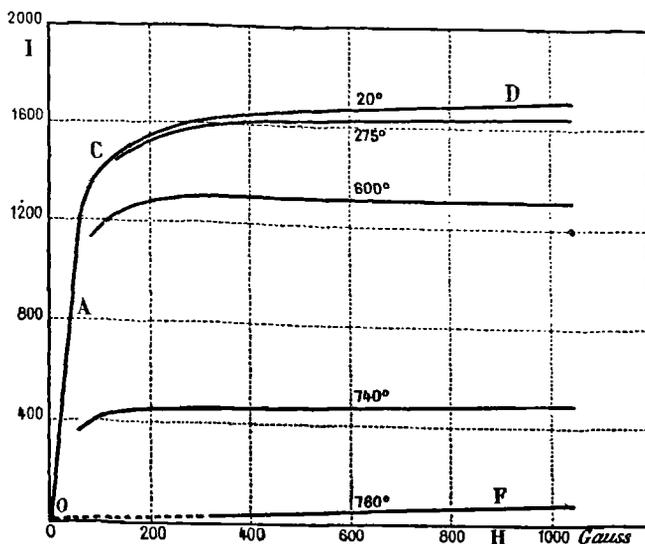


Fig. 54. — Courbes d'aimantation du Fe_2O_3 à différentes températures.

férente puisque la susceptibilité dépend du champ. Elle décroît quand la température s'élève, mais la diminution ne se fait pas brusquement à 750° ; elle commence dès 200°, s'accélère ensuite rapidement, atteint son maximum au point d'inflexion B (environ 750°) et continue ensuite.

Ainsi, dans un champ d'intensité

$$H = 1000,$$

on trouve pour valeurs de I

à 20°	I = 1 700
275°	1 640
600°	1 300
720°	790
748°	245
752°	120
770°	19
800°	6
860°	1,9
920°	0,27
1 280°	0,19

2° Au delà de 750°, toutes les courbes relatives aux différents

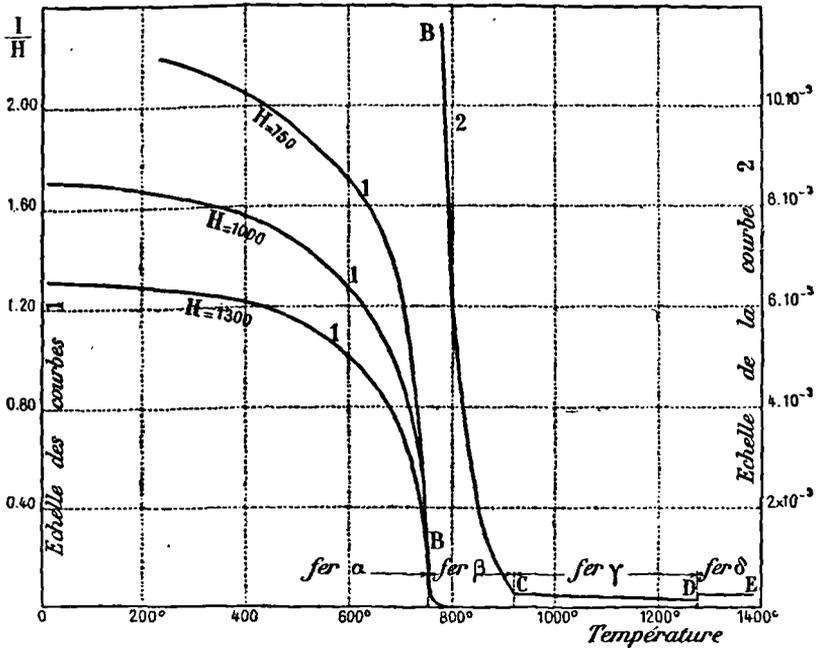


Fig. 55. — Susceptibilité magnétique du fer en fonction de la température.
 Pour la courbe 2, les ordonnées sont à une échelle 100 fois plus grande que pour les courbes 1.

champs se confondent en une seule ; la susceptibilité en effet devient indépendante du champ.

Elle continue à diminuer, si bien que vers 800° , à l'échelle choisie pour les courbes 1, la courbe représentative *unique* se confond avec l'axe des températures. Pour suivre le phénomène, on l'a représenté par la courbe 2, avec une échelle 200 fois plus grande pour les ordonnées. On observe alors deux points remarquables C et D, vers 900° et 1280° .

De 750° à 900° , la susceptibilité, indépendante de H, décroît rapidement depuis environ 150×10^{-3} jusqu'à $0,3 \times 10^{-3}$.

De 900° à 1280° , la susceptibilité, toujours indépendante de H, décroît lentement au contraire; elle est à peu près *inversement proportionnelle à la température absolue* T.

$$\frac{I}{H} = \frac{A}{T}.$$

C'est la loi caractéristique (loi de Curie) suivie par les corps *paramagnétiques* comme l'*oxygène*, le *palladium*, le *sulfate de fer* (1), etc., etc.

Si d'autre part, on remarque que dans cet intervalle la susceptibilité est du même ordre de grandeur que pour ces corps, on dira que, *entre 900 et 1280° , le fer se comporte comme un corps paramagnétique.*

Il en est encore ainsi au delà de 1280° (point D), mais avec un coefficient d'aimantation plus élevé dans le rapport de 2 à 3.

Pour interpréter ces phénomènes, on admet l'existence de quatre variétés allotropiques du fer, au point de vue magnétique :

1° Le *fer α* (au-dessous de 750°), *fortement magnétique*; l'aimantation n'est pas proportionnelle au champ.

2° Le *fer β* (750° à 900°), *faiblement magnétique*; l'aimantation est proportionnelle au champ comme pour les corps paramagnétiques, mais elle ne suit pas la loi de Curie, elle décroît beaucoup plus rapidement quand la température s'élève.

3° Le *fer γ* (900° à 1280°), *paramagnétique*, c'est-à-dire très faiblement magnétique, à aimantation proportionnelle au champ, inversement proportionnelle à la température absolue.

1. Les corps paramagnétiques sont caractérisés par une aimantation très faible, proportionnelle au champ et inversement proportionnelle à la température absolue.

4° Le *fer δ* (au-dessus de 1280°), *paramagnétique* comme γ , avec un coefficient plus élevé.

Des trois transformations se produisant à 750°, 900° et 1280°, la première (750°), qui correspond à une chute rapide de l'aimantation, est la plus facile à constater et la plus importante en pratique. C'est elle que l'on désigne plus spécialement sous le nom de *transformation magnétique* ou *perte du magnétisme*. Il est à peine besoin de rappeler qu'en toute rigueur le magnétisme ne disparaît pas entièrement; il est seulement très diminué.

Les autres corps ferromagnétiques, *magnétite*, *alliages de fer*, *nickel*, *cobalt*, présentent des transformations analogues.

A la température ordinaire, leur susceptibilité magnétique est élevée et dépend du champ. Elle diminue très rapidement à une température dite de transformation magnétique, variable avec le corps (1145° pour le cobalt (1), 1530° pour la magnétite, 325° pour le nickel). Au delà, elle est indépendante du champ et continue à baisser quand la température croît.

Enfin à une température suffisamment élevée, le corps se comporte à tous points de vue comme un corps paramagnétique (2).

134. Détermination de la température de transformation magnétique. — Nous n'avons pas à indiquer ici les procédés qui permettent de mesurer les coefficients d'aimantation. Si l'on se propose seulement de déterminer la température de *transformation magnétique* ou de *perte du ferromagnétisme*, l'opération est assez simple.

M. Dumas, dans des recherches sur les aciers au nickel, place le barreau à étudier à l'intérieur d'un tube de porcelaine entouré d'un fil d'acier à haute teneur en nickel. Ce solénoïde reçoit le courant

1. GUERTLER et TAMMANN. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 45 (1905), p. 213 et 219.

2. M. P. WEISS (*Bulletin des Séances de la Société de Physique*, 1907. *Comptes Rendus*, 30 décembre 1907. *Journal de Physique*, janvier 1908) a établi sur une hypothèse très simple et très ingénieuse une théorie du *ferromagnétisme* qui rend bien compte, qualitativement et quantitativement, des transformations avec la température et aussi de l'anomalie des chaleurs spécifiques dans les corps ferromagnétiques [284]. Nous nous contenterons de la signaler.

qui, d'une part, chauffe le tube, et d'autre part aimante le barreau ; l'ensemble est recouvert d'amiante ; la température est donnée par un couple thermo-électrique. Le tube de porcelaine est orienté dans la direction que prend, sous l'action du champ terrestre, une petite aiguille aimantée placée dans le voisinage. Dès que le courant passe, l'aiguille prend une nouvelle position par suite de l'action du barreau aimanté.

Élevons la température. Quand elle atteint le point de transformation magnétique, l'influence du barreau s'annule presque entièrement, l'aiguille se déplace et se rapproche beaucoup de sa position d'équilibre (elle ne la reprend pas exactement à cause de l'influence du solénoïde). Au refroidissement le phénomène inverse se produit.

Ce dispositif très simple permet de suivre facilement la variation de la température de transformation magnétique lorsque l'on allie au fer d'autres éléments, carbone, nickel, en proportions variables. Il suffit en général pour l'étude des alliages.

Nous indiquerons quelques résultats quand nous parlerons des aciers.

CHALEUR SPÉCIFIQUE

135. L'étude de la variation de la chaleur spécifique d'un alliage en fonction de sa composition n'a pas été faite d'une façon systématique en vue de la recherche de la constitution. En général, la chaleur spécifique d'un alliage est très voisine de la moyenne des chaleurs spécifiques des métaux constituants, et les différences sont trop faibles pour qu'on puisse en tirer des conclusions certaines.

Par contre, la variation de la chaleur spécifique avec la température peut parfois donner d'utiles indications sur les points de transformation. Rappelons en effet [115] que, lorsqu'une transformation se produit dans un solide, elle est accompagnée d'un dégagement ou d'une absorption de chaleur ; la chaleur spécifique observée doit donc présenter des variations rapides dans les intervalles de température où se produisent des transformations. Nous devons obtenir ainsi les mêmes résultats que par la considération des courbes de refroidissement, car les changements dans la vitesse de refroi-

dissement d'un métal ont lieu précisément aux températures où se produit un dégagement de chaleur latente ; ils sont d'autant plus accentués que ce dégagement est plus considérable.

La mesure des chaleurs spécifiques se fait habituellement en plongeant brusquement dans un calorimètre (à eau ou à glace), c'est-à-dire dans un milieu froid, le corps chauffé préalablement à la température voulue ; il en résulte une véritable trempe. Si la transformation recherchée n'a pas le temps de se produire, la mesure des chaleurs spécifiques ne donnera rien.

Cette méthode ne peut donc renseigner que sur les transformations capables de se produire rapidement, sans retard sensible. Son application est ainsi singulièrement limitée.

Nous en verrons un exemple dans l'étude du *fer* [294].

DENSITÉ. — VOLUME SPÉCIFIQUE

136. Principe. — Considérons un alliage formé par la *juxtaposition* de deux métaux ayant respectivement v_1 et v_2 pour volumes spécifiques. Représentons sa composition par le pourcentage *en poids* p du métal 2. Le volume spécifique V de l'alliage ou volume de 1 gramme est donné par la relation

$$100 V = (100 - p)v_1 + pv_2$$

ou

$$V = v_1 + \frac{p}{100}(v_2 - v_1).$$

Autrement dit, dans un *mélange mécanique* de deux métaux, le **volume spécifique est une propriété additive**. Il est représenté, en fonction de la composition *en poids*, par une droite.

Il n'y a évidemment aucune raison pour qu'il en soit de même lorsque, dans l'alliage, les deux métaux, au lieu d'être simplement juxtaposés, forment une combinaison ou une solution.

Si nous recherchons alors ce que peuvent être les courbes du volume spécifique suivant la constitution de l'alliage, nous pourrons répéter tout ce qui a été dit pour la conductibilité [125]. Tant qu'il y a deux phases de composition constante en présence, le volume

spécifique varie linéairement; une solution solide de composition variable donne un arc de courbe. L'ensemble doit être constitué par une série de droites et de courbes dont les points d'intersection indiquent les compositions des solutions saturées et des combinaisons.

Or, la mesure de la *densité*, quantité inverse du volume spécifique, est une opération assez simple et rapide. Elle semble donc constituer une bonne méthode pour étudier la constitution des alliages.

137. Application. — Cependant, les mesures faites dans cette voie (1) n'ont pas fourni beaucoup de résultats intéressants.

Cela tient, d'une part, à ce que *la densité d'un alliage donné n'est pas une constante bien déterminée*. Ainsi, d'après Riche, on n'obtient pas le même nombre en opérant sur un barreau ou sur de la limaille; les écarts, fréquemment de 2 à 3%, peuvent dépasser 6%. Ces différences proviennent de causes assez mal connues: dans les *barreaux*, il y a des vides qui résultent soit des bulles de gaz dégagées pendant la solidification du métal fondu, soit des solutions de continuité amenées par l'inégale contraction des cristaux juxtaposés; dans la préparation de la *limaille*, la désagrégation du métal ne peut être obtenue sans un écrouissage qui fait varier irrégulièrement la densité.

D'autre part, quand il y a combinaison ou solution solide, les *différences* entre le volume spécifique observé et la moyenne des volumes des métaux sont *généralement faibles*; elles dépassent rarement 3%. Elles sont alors du même ordre de grandeur que les variations rap-pelées ci-dessus pour la densité d'un même alliage, et l'on ne peut évidemment rien conclure.

Dans quelques cas particuliers cependant, les différences sont assez grandes et permettent d'affirmer que les deux métaux ne sont pas simplement juxtaposés.

M. Riche a trouvé pour les alliages *cuivre-étain* une densité à peu près constante et égale à 8,9 depuis le cuivre pur jusqu'à la composition SnCu^3 , diminuant ensuite régulièrement jusqu'à la densité de l'étain pur 7,3 (voir fig. 86). Une telle variation s'accorde avec

1. Voir en particulier A. RICHE, Recherches sur les alliages. *Annales de Chimie et Physique*, 4^e série, 30 (1873), p. 359. — E. МАКЪ. *Zeits. f. physikal. Chemie*, 38 (1901), p. 289 et 292; 50 (1904), p. 200.

l'existence d'une combinaison SnCu³ ayant à peu près la même densité que le cuivre [199].

M. Guillet⁽¹⁾ a isolé, dans les alliages *cuivre-aluminium* [246], des combinaisons formées à partir des éléments avec des contractions ou dilatations notables :

	Densité trouvée pour l'alliage.	Densité calculée pour un mélange Cu-Al de même composition.	
Cu ³ Al.	6,7	7,5	} diminution de
CuAl.	5,0	5,8	
CuAl ² .	5,4	4,0	} augmentation.

Des différences aussi grandes sont exceptionnelles.

DILATATION

138. Principe. — L'étude de la dilatation d'un alliage revient à étudier la *variation avec la température* de son *volume spécifique* ou de sa *densité*.

Seulement ici les mesures se font sur un *même* barreau porté à différentes températures : on est donc à l'abri des causes d'erreur signalées plus haut [137] et l'on peut obtenir des résultats précis.

En fait, la comparaison des coefficients de dilatation pour différentes compositions et surtout la variation de la dilatation avec la température ont donné des résultats intéressants, particulièrement pour l'étude des *fers* et des *aciers*. Nous les indiquerons plus tard [295-299].

Pour l'étude des *points de transformation*, cette méthode, aussi bien d'ailleurs que celle de la conductibilité électrique, présente sur d'autres, telles que l'emploi des courbes de refroidissement, l'avantage de pouvoir être appliquée à des températures *stationnaires*, ou du moins variant très lentement. C'est un point très important, car l'emploi d'échauffements ou de refroidissements trop rapides exagère l'importance des *retards* aux transformations et peut masquer leur réversibilité.

1. *Thèse, Paris, 1902, p. 23.*

139. Méthodes de mesure. — La détermination de la dilatation linéaire aux *températures relativement basses* (0 à 100°) se fait par les deux méthodes classiques : *comparateur, méthode de Fizeau*. La première a été employée en particulier par M. Guillaume dans l'étude des aciers au nickel [319]. La seconde, qui permet d'opérer sur de petites longueurs, a été appliquée à l'étude des alliages par M. H. Le Chatelier⁽¹⁾ avec un dispositif expérimental particulièrement simple.

Pour les *hautes températures*, ces méthodes ne conviennent plus. Nous indiquerons le principe de celle qui a été proposée et employée par M. Le Chatelier⁽²⁾, et reprise avec quelques modifications par MM. Charpy et Grenet⁽³⁾ pour l'étude des fers et des aciers [295].

C'est une *méthode par comparaison*, donnant la différence entre la dilatation du corps étudié et celle d'un support dont la dilatation absolue doit être déterminée directement une fois pour toutes.

Le *support* est en porcelaine dure. Il a la forme d'une baguette plate CD (fig. 56) longue d'environ 6 centimètres ; il porte en D, sur

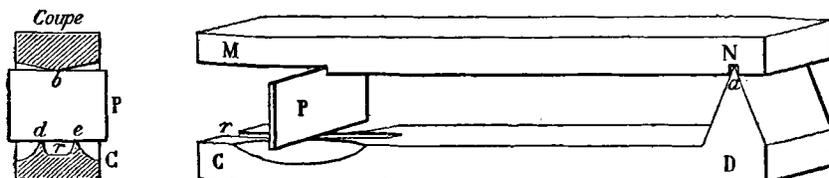


Fig. 56. — Mesure de la DILATATION à haute température.
Méthode de M. H. Le Chatelier.

sa face supérieure, une proéminence prismatique dont l'arête supérieure a est perpendiculaire au plan de symétrie de la pièce. A l'autre extrémité C se trouvent une gouttière longitudinale r et, de part et d'autre, deux entailles obliques de façon à former, par intersection avec les faces latérales de la gouttière, deux angles vifs d et e .

On donne au *métal à étudier* la forme d'un barreau plat MN d'en-

1. *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 387.

2. *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 398.

3. *Comptes Rendus*, **134** (1902), p. 540 et 598.

viron 1 centimètre de largeur et 5 millimètres d'épaisseur. Sur la face inférieure, à l'extrémité N, une rainure est destinée à recevoir l'arête *a* du support. A l'autre extrémité, on abat les dièdres contigus à la même face inférieure de façon que la rencontre des plans d'abatage donne une arête *b* sensiblement dirigée suivant l'axe du système.

Un miroir plan P est disposé verticalement entre le support et l'échantillon. Il est formé d'une plaque de silice fondue ou d'argile réfractaire très cuite, soigneusement polie sur une face, ayant 1 millimètre environ d'épaisseur et 9 millimètres de hauteur. Les deux arêtes horizontales de la face non polie sont abattues de façon à former deux arêtes vives; l'arête inférieure repose sur les arêtes vives *d* et *e* de la gouttière. Le miroir, maintenu par les trois points *b*, *d*, *e*, conserve sa position verticale sous l'influence du poids de la tige supérieure. Le système ainsi formé est suffisamment stable pour que de petits chocs ne produisent aucun changement dans la position des différentes pièces.

Si l'on chauffe l'ensemble, toute différence dans la dilatation des deux tiges se traduit par une inclinaison du miroir. Pour la mesurer, on place à une certaine distance (45 centimètres) du miroir P une règle divisée verticale le long de laquelle peut se déplacer un repère (trait horizontal éclairé par une petite lampe). On vise, avec une lunette munie d'un réticule, l'image du repère donnée par le miroir P, et on amène la coïncidence du réticule et de l'image en déplaçant le système lumineux le long de la règle. La coïncidence étant établie au début, on chauffe le système des deux tiges; le miroir s'incline et la coïncidence n'existe plus; on la rétablit en déplaçant le système lumineux d'une quantité *l* que l'on peut mesurer au $\frac{1}{10}$ de millimètre.

Avec les dimensions indiquées pour les différentes pièces, un calcul très simple et qu'il est inutile de reproduire montre qu'un tel déplacement *l* est produit par une différence entre la longueur des deux barres de $\frac{l}{100}$. Cette différence de dilatation se rapporte à une longueur du barreau égale à la distance des deux plans verticaux P et *a*, distance qui, dans les expériences de M. Le Chatelier, était de 5 centimètres.

On mesure donc à $\frac{1}{1000}$ de millimètre la dilatation d'une longueur de 5 centimètres.

Le *chauffage* se fait en plaçant le système des deux tiges dans un tube de terre réfractaire entouré par le tube d'un four à gaz Mermet et le dépassant. Les extrémités du tube réfractaire intérieur peuvent alors reposer sur des supports indépendants des parois du four, de façon à ne pas recevoir de mouvements provenant de l'échauffement de ces parois.

MM. Charpy et Grenet emploient un tube à chauffage électrique. Pour que le système soit avec certitude tout à fait indépendant du four, la tige de porcelaine CD servant de support est considérablement allongée; elle dépasse les extrémités du tube et repose sur des galets qui permettent sa libre dilatation.

CHAPITRE X

PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

140. L'étude des propriétés mécaniques des métaux et alliages est particulièrement importante au point de vue des applications industrielles.

Les pièces employées ont presque toujours à supporter un effort qui tend à les déformer : traction, compression, flexion, choc, etc., et il importe de s'assurer que cet effort peut être imposé sans inconvénient. Aussi est-ce surtout par des essais mécaniques que, au moment de la réception, le consommateur cherche à apprécier la qualité d'un métal ; ce sont de pareils essais qui constituent les prescriptions essentielles des cahiers des charges.

DES ESSAIS

141. Généralités. — Les essais peuvent porter sur la *pièce finie*, ayant reçu sa forme définitive : on s'efforce de les rendre aussi semblables que possible aux conditions réelles d'emploi ; ils renseignent directement sur la façon dont la pièce se comportera à l'usage. La nature de tels essais varie évidemment avec chaque cas particulier.

Plus fréquemment, les essais portent sur le *métal* lui-même, par exemple sur une éprouvette prélevée dans la pièce ; ils doivent nous renseigner sur ses propriétés mécaniques caractéristiques. C'est de ceux-là seulement que nous parlerons.

Ces derniers essais sont assez nombreux.

Nous ne savons pas, en effet, ramener toutes les propriétés mécaniques d'un métal à un nombre très restreint de facteurs, et déduire avec certitude, de la connaissance de quelques coefficients, la façon dont le métal se comporte dans toutes les circonstances. On a donc été conduit à rechercher des *essais empiriques* se rapprochant plus ou moins des différentes conditions d'emploi, et à multiplier leur nombre d'une façon souvent excessive.

Les essais mécaniques se classent suivant la manière dont l'effort est appliqué : *traction, compression, flexion*, etc. ; et aussi suivant que l'effort s'exerce *graduellement* ou, au contraire, *brusquement*, par *choc*.

142. Essai à la traction. — Phénomènes généraux. — Soumettons une tige métallique à une traction longitudinale, elle se déforme et s'allonge.

Proposons-nous de déterminer à chaque instant les valeurs correspondantes de l'effort supporté et de la déformation. Nous pouvons employer deux techniques fondamentales distinctes (1) : ou bien nous imposons l'*effort*, le faire croître suivant une loi arbitraire, par exemple proportionnellement au temps, et mesurer à chaque instant la déformation produite ; ou bien au contraire nous imposons la *déformation*, la faire croître suivant une loi arbitraire, par exemple proportionnellement au temps, et mesurer l'effort correspondant. Les résultats ne sont pas forcément les mêmes.

C'est la seconde méthode que l'on emploie généralement dans les essais habituels.

Disposons donc l'expérience de manière à laisser *immobile* l'une des extrémités de la tige qui est reliée à un appareil dynamométrique quelconque mesurant l'effort ; tirons sur l'autre extrémité dont les déplacements donneront les allongements ou déformations de la tige.

Augmentons graduellement la *déformation*, par exemple à *vitesse*

1. Pour les notions fondamentales relatives aux déformations des corps solides, consulter H. BOUASSE, *Essais des matériaux*. Gauthier-Villars, 1905.

constante, et notons à chaque instant la charge ou effort correspondant. Voici à peu près ce que l'on observe :

1° Dans une première période, dite période *élastique*, les déformations sont *temporaires*. Quand l'effort cesse, la tige reprend sa longueur primitive. Les efforts sont alors sensiblement proportionnels aux déformations et, si nous traçons une courbe ayant pour coordonnées x et y les *allongements* et les *efforts* (fig. 57), nous obtenons une droite OA, toujours très voisine de l'axe Oy car les déformations restent petites.

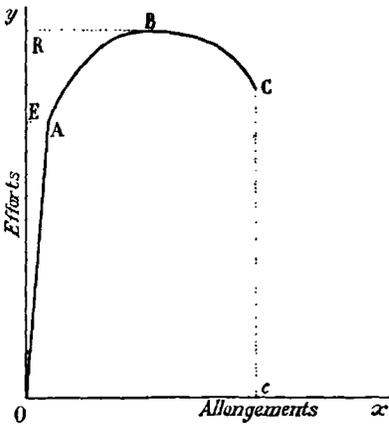


Fig. 57. — Courbe de TRACTION.

2° Au delà d'une certaine valeur correspondant à un effort E, les déformations deviennent *permanentes*; la période élastique est dépassée. Généralement la proportionnalité n'existe plus; les charges croissent moins vite que les allongements et l'on a une branche de courbe telle que AB.

3° Pendant ces deux premières périodes, les allongements sont *répartis* sur toute la longueur du barreau.

3° Enfin, pour un allongement suffisant, en un point déterminé de l'éprouvette, généralement en son milieu, il se produit une diminution de la section ou *striction* et un allongement *localisé*; en même temps l'effort de traction diminue (1). La déformation continuant à croître, on arrive à la rupture qui se produit au point de striction. C'est la troisième période; elle se traduit par la courbe BC.

Cette troisième période de striction aboutissant à la rupture est due à un phénomène local, à un *manque d'homogénéité* soit du

1. Si l'expérience était disposée de manière que la charge ne puisse diminuer, la barre s'allongerait à partir de ce moment sous charge constante, avec une *vitesse de plus en plus grande*, jusqu'à la rupture.

métal, soit de la forme de la tige. Si l'on pouvait imaginer une pièce parfaitement homogène comme matière et comme forme, ou bien elle s'allongerait indéfiniment avec le temps, sans striction (les fils de certains métaux comme le plomb et surtout comme l'eutectique plomb-étain s'allongent de 6 ou 7 fois leur longueur sous des charges faibles), ou bien elle se sectionnerait dans toute sa longueur comme une veine liquide.

En général, pour toute déformation provoquée par un effort quelconque, compression, flexion, etc., on trouve trois périodes analogues : 1° période élastique à déformation temporaire ; 2° déformation permanente répartie ; 3° déformation localisée aboutissant à la rupture.

La courbe que nous venons de tracer a une forme caractéristique pour chaque métal.

En fait et en toute rigueur, cette forme ne dépend pas seulement du métal, mais aussi de la façon dont l'expérience est conduite, de la loi suivant laquelle la déformation ou la charge croissent avec le temps.

Les solides en effet *n'obéissent pas immédiatement à l'effort qui les sollicite* ; si, à un moment donné, on laisse la charge constante, la longueur continue à croître de plus en plus lentement. Ce phénomène est particulièrement sensible avec certains métaux comme le zinc, le plomb, les alliages plomb-étain, etc., mais il se produit plus ou moins avec tous.

L'allongement n'est donc pas fonction seulement de l'effort, mais encore du temps, et pour avoir des résultats comparables il faudrait préciser exactement le mode opératoire.

Dans les essais usuels, on se borne à fixer des limites extrêmes (1 à 6 minutes) entre lesquelles doit se maintenir la durée totale de l'expérience, et on s'efforce de faire croître la déformation d'une manière continue. Avec les principaux métaux que l'industrie emploie pour supporter des efforts mécaniques, on obtient ainsi pour un même métal des résultats suffisamment identiques.

Au lieu d'utiliser toute la courbe de traction, on se contente en général d'envisager quelques grandeurs qui en dérivent. Ce sont :

1° La *limite élastique E*, charge maximum que peut supporter l'éprouvette avant d'éprouver de déformation permanente.

2° La *résistance à la traction* ou *charge de rupture R*, charge maximum que peut supporter l'éprouvette avant de se rompre. Ce n'est pas la charge effective au moment précis de la rupture, correspondant au point C de la courbe ; l'observation de ce point serait fort difficile et de peu d'intérêt. Il s'agit de la charge correspondant au maximum B de la courbe, point de départ des déformations localisées.

Les deux quantités, limite élastique E et charge de rupture R, sont exprimées en kilogrammes par millimètre carré de la *section primitive*.

3° L'*allongement total pour 100, A %*, allongement de la barre au moment de la rupture, rapporté à 100 millimètres de la longueur primitive. Pour le déterminer, on a marqué sur la tige à éprouver deux points à une distance connue (100 mm. par exemple). Après rupture, on rapproche les deux tronçons et on mesure avec un compas la nouvelle distance.

Remarquons que l'allongement ainsi déterminé est la somme de deux quantités de nature différente : 1° l'allongement permanent réparti dans toute la longueur et correspondant à la deuxième période ; 2° l'allongement localisé au point de rupture pendant la troisième période.

4° La *striction*, qui représente l'étranglement au moment de la rupture. C'est

$$\Sigma = 100 \frac{S - s}{S}$$

où S est la section primitive et s la plus petite section après rupture. La détermination en est facile au moyen d'un palmer.

143. **Essai à la traction. — Méthodes de mesure.** — Avec le métal à examiner, on confectionne des *éprouvettes* ayant une forme

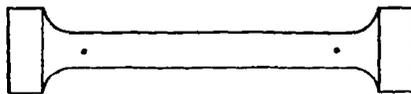


Fig. 58. — Éprouvette pour essai à la traction.

cylindrique ou prismatique, terminées par deux têtes de plus grand diamètre (fig. 58). Près de celles-ci, on marque deux points comme repères.

On a adopté pour les éprouvettes cylindriques les dimensions suivantes :

Longueur entre les repères. $l = 200 \text{ mm}$
 Section. $S = 600 \text{ mm}^2$ ($D = 27^{\text{mm}},64$)

ou toute autre forme géométriquement semblable, telle que l'on ait

$$l = \sqrt{\frac{200}{3} S}.$$

Pendant la confection de ces éprouvettes, il faut évidemment avoir soin de ne pas modifier la nature du métal ; on évite autant que possible de chauffer, de marteler, d'écrouir, ces opérations influant beaucoup sur les propriétés mécaniques.

Les types de *machines* destinées à l'essai de traction sont nombreux. On peut les ramener à deux :

1° Machines où l'effort s'exerce par une presse hydraulique et se mesure par un *manomètre* métallique ou à mercure.

2° Machines à *leviers*, constituant une balance romaine à grande multiplication. Les têtes de l'éprouvette sont serrées dans des mâchoires ; sur l'une on exerce une traction, par exemple au moyen d'une vis ; l'autre est attachée à l'extrémité d'une série de leviers qui aboutissent, comme dernier organe, à un fléau de balance romaine. La traction exercée sur l'éprouvette tend à faire remonter l'extrémité du fléau ; on la ramène constamment à une position fixe, indiquée par un repère, en déplaçant un *curseur* dont la position à chaque instant donne l'effort. Lorsque celui-ci atteint la valeur R de la charge de rupture définie plus haut, l'allongement continuant, l'effort diminue : on constate que le fléau s'abaisse, puis la rupture se produit.

La *charge de rupture* R est donnée par la position extrême du curseur à partir de laquelle se produit l'abaissement du fléau.

L'*allongement pour cent* se détermine comme nous l'avons vu [142], en rapprochant les deux tronçons de l'éprouvette brisée.

L'opération de traction menée jusqu'à la rupture doit être conduite de façon à avoir une durée totale comprise entre 1 et 6 minutes.

Il est commode d'employer des *procédés d'enregistrement* qui donnent la courbe des efforts en fonction des allongements.

Parmi les dispositifs utilisés, signalons celui indiqué par M. Mesnager (1) :

Le curseur C d'une machine à leviers est arrêté à un point fixe. L'extrémité du levier est reliée en A (fig. 59) à un appareil produisant des efforts antagonistes proportionnels aux déplacements du

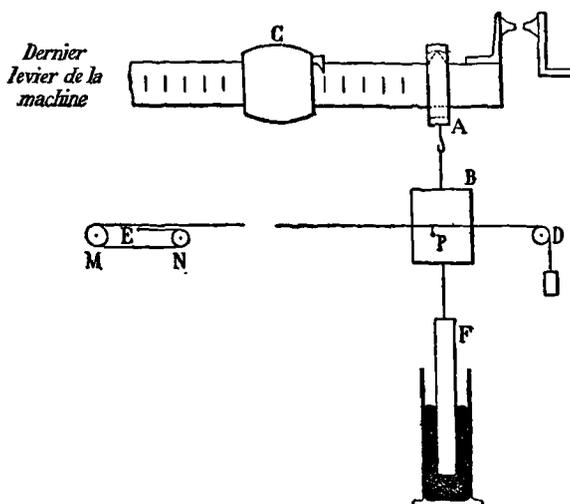


Fig. 59. — Enregistrement d'une courbe de traction.
Dispositif de M. Mesnager.

levier ; c'est un ressort à boudin, ou bien encore un flotteur vertical cylindrique qui charge le levier proportionnellement à la longueur dont il émerge ; ce flotteur F plonge dans du mercure. A la tige qui le supporte, on fixe un tableau vertical B destiné à l'enregistrement. Ses mouvements verticaux sont ainsi *proportionnels aux efforts*.

Il faut pouvoir donner à une plume P des déplacements horizontaux *proportionnels aux allongements* de l'éprouvette. A cet effet, la plume est attachée à un fil, tendu en D par un contrepoids, et rattaché par l'autre extrémité E au bâti de la machine, après avoir passé sur deux poulies M et N dont les centres sont solidaires des repères

1. *Revue de Métallurgie*, I (1904), p. 193.

de l'éprouvette. Tant que celle-ci ne change pas de longueur, on peut la déplacer parallèlement au fil sans faire bouger la plume.

On obtient ainsi directement la courbe de la fig. 57. L'ordonnée maximum donne la charge de rupture ; le point anguleux A donne la limite élastique.

Les efforts que l'on doit mesurer dans ces essais peuvent être considérables.

Une grande éprouvette de 600 mm² de section, d'un acier à 50 kg, exige pour la rupture

$$50 \times 600 = 30\,000 \text{ kg.}$$

On emploie assez couramment des systèmes de leviers donnant une multiplication par 10 000.

Détermination de la limite élastique. — D'après la définition donnée précédemment, pour déterminer la limite élastique, il faudrait exercer un effort, puis le supprimer, voir si l'éprouvette revient alors à ses dimensions primitives, recommencer avec un effort plus grand, et chercher ainsi par tâtonnement la charge à partir de laquelle ce retour ne se produit plus. Un tel procédé serait très long et pas toujours très net, car l'élasticité n'est pas absolue.

On adopte généralement comme limite élastique la charge à partir de laquelle *les allongements ne sont plus proportionnels* aux efforts, c'est-à-dire la charge E qui correspond au point A de la courbe de traction (fig. 57). On admet que la quantité ainsi définie est pratiquement identique à la première.

Ce point A où la courbe change d'orientation est souvent très net ; beaucoup d'aciers donnent même alors un petit palier horizontal. Mais fréquemment aussi les deux branches OA et AB se raccordent d'une façon continue, sans point anguleux : la fin de la période élastique n'est pas bien visible et comporte une certaine incertitude.

La limite élastique peut encore être déterminée par une méthode particulièrement intéressante due à M. Frémont.

Soumettons à la traction, jusqu'à rupture, une éprouvette parfaitement polie, formée de deux troncs de cône se raccordant par leur petite base ; c'est en ce point de section minimum que se fera la rup-

ture. Si R est la charge qui la provoque, l'effort maximum que supporte par millimètre carré une section quelconque, de surface S , est $\frac{R}{S}$.

Cet effort est *variable avec la tranche considérée*. Pour la plus petite section et les sections voisines, il est évidemment supérieur à la limite élastique puisqu'il y a rupture ; pour la plus grande il peut être inférieur. Nous trouverons alors, entre les deux, une section intermédiaire pour laquelle l'effort subi atteint juste la limite élastique ; elle sépare deux régions : l'une n'ayant subi que des déformations temporaires, l'autre des déformations permanentes. Si la surface de l'éprouvette a été préalablement polie, la première région aura conservé son brillant, l'autre au contraire sera dépolie ; il suffira d'un examen au microscope pour les distinguer. La section de séparation se laisse ainsi reconnaître avec une netteté suffisante ; on en mesure le diamètre, on calcule sa surface S_1 ; le quotient

$$E = \frac{R}{S_1}$$

est la limite élastique cherchée

Les *essais de traction* sont d'un prix de revient assez élevé. Ils nécessitent l'emploi de machines coûteuses et encombrantes, la confection toujours longue d'éprouvettes volumineuses : la préparation des éprouvettes d'essai suffit dans certaines usines pour occuper un atelier spécial.

Néanmoins ces essais sont encore aujourd'hui les plus fréquemment pratiqués.

On se sert couramment de la *charge de rupture* pour caractériser la résistance mécanique ou *ténacité* d'un métal et pour le dénommer : ainsi un acier qui se rompt sous une charge de 50 kg par millimètre carré est dit un *acier à 50 kilos*. L'*allongement* indique la déformation que peut supporter le métal sans se rompre ; il représente la *ductilité*.

144. Essai de compression. — Cet essai peut se faire avec une machine d'essais à la traction en ajoutant un dispositif convenable dit *inverseur*.

Si l'on veut déterminer seulement la résistance maximum à l'ékra-

sement, on emploie des éprouvettes courtes, de 20 millimètres de longueur et de 300 millimètres carrés de section.

145. Essai de flexion. — Un effort *continu* est exercé transversalement sur une tige ou une lame ; on mesure la déformation, c'est-à-dire la *flèche*, en fonction de l'effort. Comme pour la traction, l'essai peut être poussé jusqu'à la rupture.

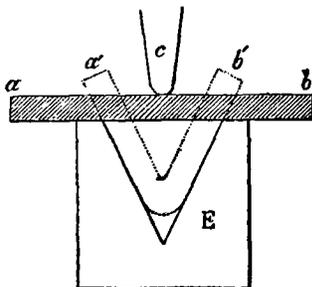


Fig. 60. — Essai de **PLIAGE**.

Les essais de *pliage*, de *cintrage*, sont des épreuves simplement *qualitatives*. Une lame de métal d'épaisseur déterminée est placée dans la position *ab* (fig. 60) sur une empreinte *E* à faces inclinées. On applique au milieu un coin ou mandrin *c*, de

rayon de courbure donné, sur lequel on pèse avec une presse hydraulique ou un marteau-pilon ; la lame prend la position *a'b'*. On achève de rapprocher les deux extrémités jusqu'à obtenir l'angle voulu ou même le pliage complet. Il ne doit se produire ni *rupture*, ni *fissure*.

C'est une épreuve particulièrement simple et facile, qui donne de précieuses indications sur la façon dont le métal pourra supporter le travail.

146. Essai de cisaillement. — Deux mâchoires *M* et *M'* (fig. 61), percées chacune d'un trou, sont disposées de manière que les deux trous soient exactement en regard l'un de l'autre. On y insère, comme une goupille ou une clavette, le barreau *B* à essayer ; il a de petites dimensions et une section de forme quelconque, rectangulaire ou circulaire.

Les deux mâchoires peuvent être adaptées à une machine de traction quelconque qui permettra d'exercer un effort suivant *x* et *y*, de le mesurer ou encore de l'inscrire.

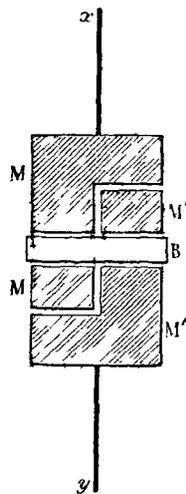


Fig. 61. — Essai de **CISAILLEMENT**.

On détermine en particulier l'effort maximum produisant la rupture par cisaillement, et l'on divise par la section exprimée en millimètres carrés.

Il semble exister une relation entre la *résistance au cisaillement* ainsi mesurée et la *résistance à la traction* ⁽¹⁾ : pour les fers et les aciers, la résistance est un peu plus faible au cisaillement qu'à la traction, la différence étant de 10 à 20 %.

147. Essai de dureté. — Pour caractériser la *dureté superficielle*, plusieurs méthodes consistent à *rayer* le métal au moyen d'une pointe verticale ; on apprécie ou bien la charge nécessaire pour produire une raie visible, ou bien la largeur de la rayure obtenue sous une charge constante.

La *méthode de Brinell*, proposée en 1900 et dont l'emploi tend à se généraliser, repose sur un principe un peu différent.

Sur la surface du métal à examiner on appuie, sous une pression déterminée et toujours la même, une *bille d'acier trempé* très dur (semblable à celles que l'on emploie dans les roulements).

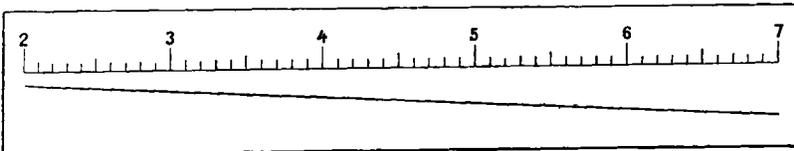


Fig. 62. — Règlette de M. Le Chatelier pour mesurer le diamètre des empreintes à l'essai de Brinell.
(Grandeur naturelle).

Il se produit une empreinte permanente, d'autant plus forte que le métal essayé est moins dur. On en mesure le diamètre d , soit au microscope, soit plus simplement en l'intercalant entre les deux côtés d'un angle tracé sur une réglette de verre (fig. 62), ce qui donne facilement le $\frac{1}{10}$ de millimètre.

1. *Commission des Méthodes d'essai des matériaux de construction*. Paris, 1894, I, p. 143. — Voir aussi CH. FRÉMONT. Résistance au cisaillement des aciers de construction. *Revue de Métallurgie*, III (1906), p. 289.

Soit a la surface en mm^2 de la calotte sphérique imprimée (calculée au moyen du diamètre d de l'empreinte et du diamètre D de la bille), P la pression en kg ; le **nombre de dureté** ou **chiffre de Brinell** Δ est défini par la relation

$$\Delta = \frac{P}{a}.$$

Pour un même métal, ce nombre varie un peu avec le diamètre des billes et la pression employée (1). Il convient donc d'opérer toujours dans les mêmes conditions pour avoir des résultats comparables.

Avec les métaux d'une dureté analogue à celle du fer, on emploie habituellement des billes d'un diamètre de 10 millimètres et une pression de 3000 kilogrammes; celle-ci est donnée par une presse hydraulique ou un appareil à levier (2).

Ainsi un acier ayant donné à l'essai de traction $R = 46 \text{ kg par mm}^2$ fournit, avec une bille de 10 mm. sous une pression de 3000 kg, une empreinte ayant un diamètre

$$d = 5^{\text{mm}}, 2.$$

On en tire pour la surface de la calotte

$$a = \pi \frac{D}{2} (D - \sqrt{D^2 - d^2}) = 22,8.$$

Le nombre de dureté est alors

$$\Delta = \frac{3\,000}{22,8} = 132.$$

A priori, rien n'indique qu'il doive exister une *relation définie entre ce nombre de dureté et la résistance à la traction*. En fait, on constate qu'il y a *proportionnalité* entre ces deux quantités, au moins pour certaines catégories de métaux usuels.

1. Les lois de cette variation ont été déterminées, ce qui permettrait au besoin de ramener des observations quelconques à des conditions comparables. — Voir LE CHATELIER. *Revue de Métallurgie*, III (1906), p. 689.

2. Signalons l'intéressant appareil, particulièrement simple et peu volumineux, de M. GUILLERY. *Revue de Métallurgie*, I (1904), p. 409.

Dans l'exemple précédent on a, pour le rapport de la résistance au nombre de Brinell,

$$\frac{R}{\Delta} = \frac{46}{132} = 0,35.$$

Avec tous les aciers au carbone dans leur état naturel, on trouve sensiblement la même valeur et l'on peut écrire

$$R = C\Delta,$$

C étant une constante égale à 0,35 pour les aciers ordinaires.

Avec d'autres espèces d'alliages, par exemple avec les aciers spéciaux, la relation se vérifierait encore, mais avec une autre valeur pour la constante. Ainsi les aciers *mangano-siliceux* donneraient (1) : C = 0,39.

L'essai de Brinell est extrêmement rapide et simple; il ne nécessite que de petites éprouvettes de confection facile et peu coûteuses; il peut même s'appliquer à des pièces fabriquées sans les détériorer. Par la possibilité de rapprocher et de multiplier les empreintes sur une même surface, il convient particulièrement bien pour étudier l'*homogénéité* d'une pièce terminée.

Aussi a-t-on proposé de *substituer l'essai de Brinell à l'essai de traction*.

Au moyen de la relation $R = C\Delta$ on peut, avec les résultats obtenus, calculer la charge de rupture, quantité utilisée jusqu'ici dans les cahiers des charges et sur laquelle sont basées les classifications usuelles (voir la classification des aciers [284]). Il faudrait alors faire des déterminations systématiques de la constante C pour toutes les catégories de métaux.

M. H. Le Chatelier a préconisé l'emploi de cette méthode *indépendamment* de toute relation avec l'essai de traction et sans utiliser les coefficients de transformation. Des essais portant sur des pièces ayant satisfait aux essais de réception actuels permettraient de fixer les nombres de dureté à substituer dans les cahiers des charges à ceux de ténacité.

1. LOUIS RÉVILLON. *Revue de Métallurgie*, V (1908), p. 270.

148. Essai au choc. Fragilité. — Les essais au choc ont pour but de caractériser une propriété nouvelle, distincte de la ténacité et de la ductilité, et qui ne se manifeste pas dans les essais par *effort gradué* ; c'est la *résistance au choc*, qualité inverse de la *fragilité*.

Un corps est plus ou moins fragile suivant la facilité avec laquelle il est brisé par un choc. Le bismuth, l'antimoine, le verre sont les types des corps fragiles. Ils se cassent toujours avec des déformations à peu près nulles ; leur rupture exige une dépense très faible de travail.

Il est inutile de faire ressortir l'importance pratique de ce caractère. Les ruptures accidentelles se produisent le plus fréquemment à la suite de *chocs* et non d'*efforts statiques*. Certaines pièces d'ailleurs sont régulièrement soumises à des chocs répétés : attelages de wagon, câbles pour puits de mine, etc...

On a rattaché parfois la *fragilité* à la *résistance* et à l'*allongement* mesurés par l'essai ordinaire de traction. Au moment où se produit la rupture par *effort gradué*, le métal a absorbé un certain travail représenté par l'aire comprise entre la courbe de traction et l'ordonnée correspondant à la rupture (fig. 57). Par le choc, on communique brusquement une certaine quantité d'énergie ; on pourrait croire que celle-ci doit dépasser le travail précédent pour que la rupture se produise. La résistance au choc serait alors caractérisée par le *travail de rupture*, c'est-à-dire à peu près par la résistance et l'allongement. Pour une même charge de rupture, un métal résisterait d'autant mieux au choc qu'il présenterait un meilleur allongement.

Un tel raisonnement est inexact.

On ne peut pas en effet appliquer au cas d'efforts *brusques* les résultats obtenus pour des efforts *lents* ; l'influence du temps, que nous avons déjà signalée à propos des phénomènes de traction [142], joue alors un rôle prépondérant. D'autre part, dès que les efforts deviennent brusques, on ne peut plus imaginer que les déformations se répartissent uniformément : elles n'ont pas le temps de se propager dans toute la masse. Il suffit de rappeler l'expérience classique qui consiste à briser, d'un coup rapide, une tige de bois reposant sur deux verres, sans que ceux-ci soient endommagés : la rupture s'est produite avant que les pressions aient pu se transmettre aux extrémités de la tige de bois.

En fait, beaucoup d'alliages, particulièrement certains aciers, présentent une grande fragilité tout en donnant, à l'essai statique, des nombres élevés pour la résistance et l'allongement.

Il importe donc de faire des *essais spéciaux* relatifs à la fragilité.

Les méthodes d'essai indiquées précédemment pourraient toutes être employées en changeant seulement le mode d'action qui deviendrait brusque au lieu d'être gradué.

Dans la pratique on n'utilise guère que des essais de *flexion* ; on cherche à *briser une barre par un choc*.

Ce qu'il convient alors de mesurer, ce qui caractérise un choc, ce n'est pas l'intensité d'un *effort*, c'est une quantité d'*énergie* ou de force vive. On n'*équilibre* pas en effet un effet dynamique, on l'*absorbe* ; et quand une pièce métallique, comme un attelage de wagon, est destinée à subir des chocs, il convient, pour éviter la rupture, non pas d'augmenter sa résistance et ses dimensions, mais de la mettre à même d'absorber la force vive, par les déplacements élastiques d'un ressort par exemple.

On s'efforcera donc de mesurer le *travail* nécessaire pour briser une éprouvette déterminée.

Ainsi, on peut chercher par tâtonnement de quelle hauteur minimum il faut laisser tomber un *mouton* sur une éprouvette pour la briser. Le produit de cette hauteur par le poids du mouton donnera la quantité d'énergie qu'il a fallu appliquer pour provoquer la rupture.

En réalité, celle-ci n'absorbe pas *entièrement* le travail dépensé ; une partie disparaît dans l'ébranlement du support et dans l'échauffement de l'enclume. Ce qu'il importe de mesurer, c'est la *quantité d'énergie réellement absorbée* par la rupture. C'est le principe de la méthode récente dite des barreaux entaillés.

Méthode des barreaux entaillés. — Le métal est découpé en forme de petit barreau, et *entaillé* pour créer une zone fragile (1).

Les dimensions et la forme du barreau et de l'entaille doivent être

1. La fragilité localisée résulte non seulement de la diminution de la section, mais encore de l'écroutissage produit par la confection de la rainure. Un écroutissage analogue se produit précisément, en pratique, dans les pièces métalliques percées de trous pour la rivure.

bien déterminées ; le choix en est évidemment arbitraire. Par exemple, on prend des barreaux de 10×10 mm² de section, reposant sur deux appuis distants de 40 mm, et entaillés à la fraise suivant une rainure arrondie de 2 millimètres de profondeur (fig. 63).

On provoque la rupture *d'un seul coup*, en frappant l'éprouvette sur la face *opposée à l'entaille* avec un couteau dont on mesure la force

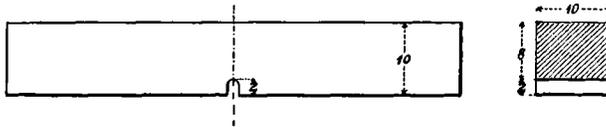


Fig. 63. — Barreau entaillé pour essai au choc.

(Grandeur naturelle).

vive *avant et après* le choc ; la différence donne le travail absorbé, c'est la quantité cherchée ; nous l'appellerons **résistance au choc** ou **travail de rupture**.

Cette quantité rapportée au centimètre carré de la *section nette* (qui est 10×8 dans le cas de la figure) a reçu aussi le nom de **résilience**. Elle ne dépend pas uniquement de la qualité du métal : toutes les conditions de l'essai (dimensions du barreau, distance des appuis) influent beaucoup et doivent être indiquées (*).

Pour l'application de cette méthode plusieurs dispositifs ont été proposés.

Dans le **mouton de M. Frémont**, le couteau est fixé à un marteau de poids connu (15 kg) tombant d'une hauteur constante (4 mètres). Aussitôt après la rupture, ce marteau vient en contact avec des *ressorts à boudin* qui absorbent l'énergie résiduelle en se comprimant d'une certaine hauteur facile à mesurer.

Dans le **pendule de M. Charpy**, le couteau est fixé à l'extrémité d'un pendule oscillant autour d'un axe horizontal. Le pendule est levé à une certaine hauteur H ; on le laisse retomber sur l'éprouvette qui doit être brisée d'un seul coup ; il continue son mouvement et ne

1. Sur l'influence des dimensions des barreaux et de la forme de l'entaille, voir H.-C. EHRENSBERGER. L'essai au choc sur barreaux entaillés, *Revue de Métallurgie*, V (1908), p. 207. — L. RÉVILLON. La définition de la résilience et les essais au choc, *Revue de Métallurgie*, V (1908), p. 887.

remonte plus qu'à une hauteur h représentant l'énergie résiduelle. L'énergie consommée pendant la rupture se déduit de la différence $H - h$.

Dans le *mouton rotatif* de M. Guillery (1), le couteau A, en

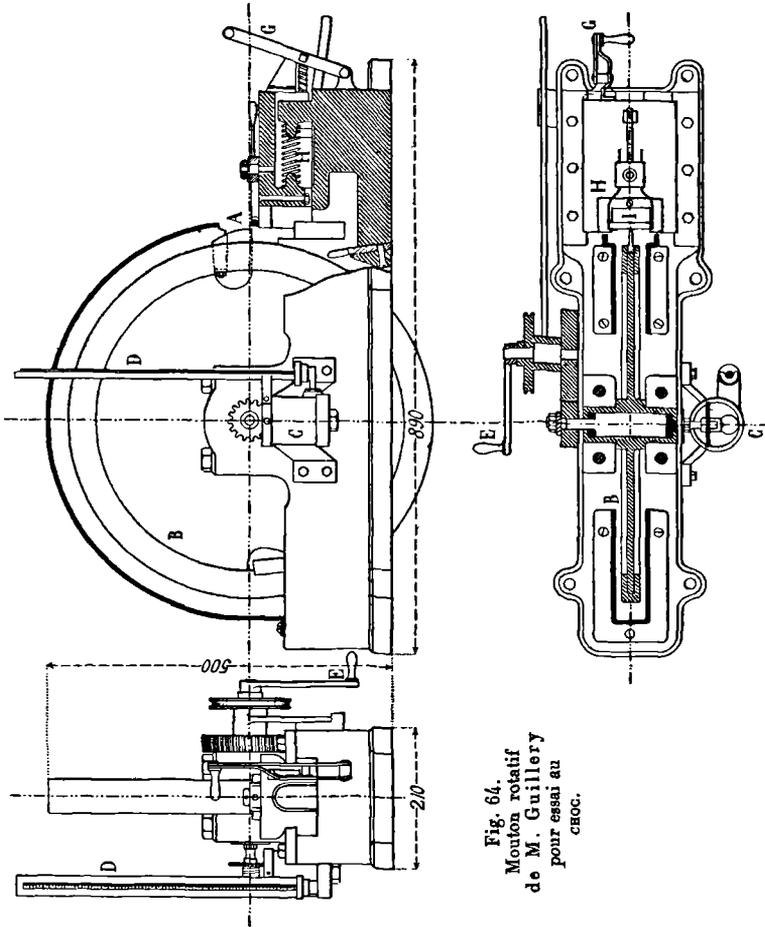


Fig. 64.
Mouton rotatif
de M. Guillery
pour essai au
choc.

forme de bec, est porté par un volant B (fig. 64). On l'amène soit mécaniquement, soit à la main par la manivelle E, à une vitesse telle

1. *Revue de Métallurgie*, I (1904), p. 412.

que le travail accumulé soit suffisant pour produire la rupture ; avec les dimensions données à l'appareil, on fait tourner à 293 tours à la minute ; la vitesse du couteau est alors 8^m,80 à la seconde (correspondant à une chute libre de 4 mètres), et l'énergie accumulée dans la masse est 60 kilogrammètres (la vitesse et l'énergie au moment du choc sont ainsi les mêmes que dans le mouton de M. Frémont et les résultats des deux appareils sont comparables).

Le barreau entaillé I est placé sur une enclume mobile H, constamment sollicitée vers le volant par un ressort à boudin assez puissant, mais retenue par une came d'enclanchement. Quand la vitesse a atteint la valeur voulue, on déclanche brusquement l'enclume au moyen du levier de manœuvre G ; le couteau vient ensuite frapper sur l'éprouvette. Immédiatement la vitesse tombe ; on mesure sa nouvelle valeur.

On emploie comme *tachymètre* ou *indicateur de vitesse* une *petite pompe centrifuge* sans débit C qui, par un niveau d'eau gradué, donne la vitesse à chaque instant. Dans cet appareil, la hauteur d'eau est proportionnelle au carré de la vitesse ; il en est de même de l'énergie du volant. Si donc on gradue le tube D directement en travail absorbé, on aura une échelle régulière avec des divisions équidistantes ; le zéro est à la partie supérieure de l'échelle et correspond à un travail accumulé de 60 kilogrammètres.

Remarquons que l'essai sur barreaux entaillés a l'avantage de se faire sur des éprouvettes ayant de faibles dimensions. Cela permet d'étudier la qualité du métal dans une région très restreinte.

Or il suffit d'une petite zone fragile, de la trace d'une retassure par exemple [41], pour qu'une fissure se produise et se propage ensuite de proche en proche. Pour la sécurité, il est donc nécessaire de connaître non pas la valeur *moyenne* de la fragilité dans toute la pièce, mais un *minimum* de qualité locale.

Il faudra prélever les barreaux destinés à l'essai sur les points que l'on présume être les plus fragiles (1). On pourra se laisser guider par un essai de corrosion [41, note] fait au préalable, essai qui précisément indique la présence de défauts locaux.

1. CH. FRÉMONT. *Revue de Métallurgie*, V (1908), p. 700

149. Exemples de cahiers des charges. — Nous croyons utile de donner, à titre d'exemple, l'indication de la nature des *essais mécaniques* exigés par quelques cahiers des charges. Nous laisserons de côté les prescriptions relatives à la forme ou à la composition chimique.

Les *cahiers des charges unifiés des chemins de fer français* comportent :

Pour les *fers de forge* :

Essai de pliage et de soudabilité.

- traction (résistance et allongement).
- rabatement à chaud.
- perçage de trous.

Pour les *barres rondes en acier pour rivets, boulons et tirants* :

Essai de pliage ordinaire, à froid et à chaud.

- pliage après trempe.
- traction.
- confection de têtes de rivets.

Pour les *barres d'acier à ressorts* :

Essai de flexion (mesure de la flèche, de la limite élastique).

- choc (barrette devant résister à un certain nombre de chocs d'un mouton).
- pliage sur trous.

Pour les *corps de roues en acier moulé* :

Essai de traction sur éprouvettes (résistance et allongement).

- choc sur éprouvettes (nombre de chocs sans rupture).
- défonçage du moyeu et d'équilibrage sur les pièces elles-mêmes.

Pour les *barres en cuivre rouge pour entretoises et rivets* :

Essai de traction (résistance et allongement).

- pliage.
- poinçonnage (agrandissement d'un trou au moyen d'un poinçon conique).

Pour les *fils de laiton* :

Essai de traction.

- pliage.

Pour les *tubes de cuivre ou de laiton* :

Essai de pression (le tube doit supporter une pression intérieure sans suintement ni altération).

- d'éclatement.
- d'aplatissement à chaud et à froid.
- de courbage.

150. Unification des méthodes d'essais. — D'après ce qui a été dit précédemment, en particulier pour les phénomènes de traction, on voit que les nombres fournis par un essai mécanique ne représentent pas de véritables *constantes physiques*.

La conductibilité électrique d'un alliage, par exemple, est une quantité bien déterminée si le produit est homogène ; sa valeur ne dépend que de la nature du corps et non de la méthode de mesure. Au contraire, la résistance à la traction, ou charge par mm^2 que peut supporter une tige sans se rompre, dépend beaucoup du mode opératoire : forme et dimensions de l'éprouvette, loi du temps suivant laquelle s'exerce l'effort, etc.

Pour que les résultats de ces essais mécaniques aient un sens, pour qu'ils puissent donner lieu à des *comparaisons*, à des *identifications*, et c'est là leur rôle essentiel, il faut donc qu'ils soient obtenus dans des conditions bien connues et *toujours les mêmes*.

En fait, les cahiers des charges indiquent en général d'une façon très précise les conditions des essais de réception, mais souvent ces conditions varient d'un consommateur à l'autre, ce qui empêche la comparabilité des résultats.

Il y aurait un grand intérêt, tant au point de vue scientifique que pour la commodité des transactions commerciales, à voir se réaliser l'*unification des méthodes d'essai*, pour laquelle on fait actuellement de nombreux efforts ⁽¹⁾.

Quand les essais mécaniques ont surtout pour but d'identifier un métal avec un échantillon ayant donné de bons résultats à l'emploi, il ne semble pas qu'il y ait intérêt à en multiplier le nombre ; leur na-

1. Travaux de la *Commission française des Méthodes d'Essai* instituée en 1891 par le Ministère des Travaux publics ; de l'*Association internationale des Méthodes d'Essai*, fondée en 1895.

ture même est jusqu'à un certain point indifférente. On doit surtout rechercher ceux dont l'exécution est la plus rapide, la plus facile et la moins coûteuse. Les nombres de *dureté* (Brinell) et de *fragilité* (barreaux entaillés) sont particulièrement intéressants à cet égard : l'on a pu proposer de s'en contenter et de remplacer par eux la *résistance à la traction* et l'*allongement*, quantités qui sont les plus habituellement mesurées jusqu'ici.

INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES (1)

151. Températures inférieures à 100°. — La variation des propriétés mécaniques des alliages pour des températures comprises entre 0 et 100° est généralement *très faible* quand il s'agit d'*efforts lents*. Les plus grands écarts de la *température ambiante* (30 à 40°) ne produisent dans la *résistance à la traction* ou l'*allongement* que des changements comparables aux erreurs d'expérience.

Donc quand il s'agira de métaux utilisés ou essayés à la température ordinaire pour des efforts lents, il n'y aura pas lieu de s'inquiéter du facteur température.

Il n'en est pas de même dans le cas de *chocs* ou *efforts rapides* : la *fragilité* augmente notablement à mesure que la température s'abaisse ; l'influence d'un écart de 30 à 40° n'est pas négligeable. Dans les essais au choc, il conviendra donc de se rapprocher autant que possible d'une température fixe, par exemple en plongeant le barreau, avant l'essai, dans un bain d'eau ou d'huile à + 15°.

L'augmentation de fragilité est particulièrement sensible quand on aborde les températures inférieures à 0°. L'expérience des chemins de fer dans les pays froids montre en effet que les ruptures de matériel sont beaucoup plus fréquentes aux températures très basses. Cette influence est même assez marquée pour qu'en Russie on ait cherché à effectuer des essais de réception, pour les rails par exemple, sur des échantillons refroidis à — 15° dans un mélange réfrigérant.

1. A. LE CHATELIER. *Revue générale des Sciences*, II (1891), p. 513 et *Travaux de la Commission française des Méthodes d'Essai*, t. I (1894), p. 89 (rapport général), t. II (rapports particuliers). — G. CHARPY. *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 241.

152. Températures supérieures à 100°. — L'étude de l'influence des températures supérieures à 100° sur les propriétés des alliages a pris une grande importance depuis l'extension de l'emploi de la *vapeur surchauffée*.

Les chaudières de locomotives ont fréquemment à supporter des pressions de 14 à 15 kilos par centimètre carré, ce qui correspond à une température d'environ 200°. L'effort se porte surtout sur les pièces filetées qui joignent les deux parois du foyer et que l'on appelle des *entretoises* ; elles doivent être constituées par un métal qui conserve une résistance suffisante à des températures supérieures à 200°.

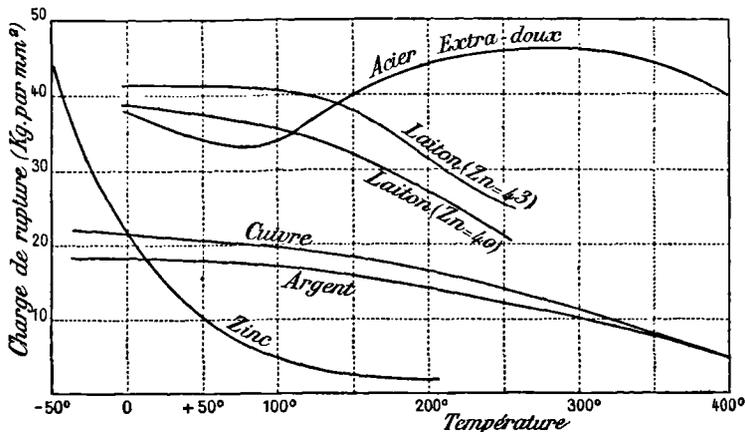


Fig. 65. — Résistance à la traction de quelques métaux et alliages en fonction de la température.

Pour ces usages, il conviendrait de faire des essais à température élevée.

Les propriétés mécaniques, en effet, varient en général rapidement quand la température monte à partir de 100°. Les nombreux travaux faits sur la question peuvent se résumer ainsi :

1° Les *allongements décroissent*, passent par un minimum (généralement au delà de 400°), puis croissent jusqu'aux températures de forge.

2° Pour les *aciers*, la *résistance à la traction* passe par un minimum vers 80° et par un maximum vers 250° (fig. 65).

3° Pour les autres alliages, la *résistance décroît constamment* quand la température s'élève, et d'autant plus vite que la température est plus haute.

Ainsi, d'après M. A. Le Chatelier, la résistance du *cuivre pur* recuit se représente bien par la formule

$$R \text{ (en kg)} = 21 - 0,025 t$$

qui donne à 200°

$$R = 16 \text{ kg.}$$

Au delà, la diminution est encore plus rapide et à 500° la résistance tombe à 7 kg. En même temps la malléabilité diminue rapidement.

4° La loi suivant laquelle la résistance diminue quand la température s'élève est très variable suivant la nature de l'alliage (fig. 65).

En exceptant les aciers (pour lesquels R croît de 80° à 200°), le métal le moins sensible à l'action de la chaleur est l'alliage *cuivre-manganèse* (Mn < 6 %); ensuite vient le *cuivre rouge*; les alliages *cuivre-aluminium* sont parmi les plus sensibles.

Le métal qui convient le mieux pour la fabrication des entretoises est donc le *cuivre au manganèse* [191].

VARIATION DES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES AVEC LA COMPOSITION

153. — Si l'on étudie les propriétés mécaniques des alliages de deux ou plusieurs métaux en faisant varier le pourcentage de l'un des éléments constituants, la courbe qui représente ces propriétés en fonction de la composition peut montrer des changements brusques d'orientation : on doit en déduire l'existence d'un changement dans la constitution.

Mais les grandeurs mécaniques sont déterminées avec une faible précision. Il faudra que la variation soit importante pour qu'on puisse en tirer une conclusion.

Nous en verrons des exemples particulièrement intéressants avec les aciers spéciaux.

154. Relation entre la malléabilité et la constitution. — M. Guillet (1) a indiqué une relation intéressante et qui paraît générale entre la constitution d'un alliage et l'une de ses propriétés mécaniques, la *malléabilité*. Cette relation, que nous vérifierons fréquemment au cours de la seconde partie, peut se ramener à ce qui suit :

I. Les deux métaux sont juxtaposés à l'état pur.

- a) S'ils sont malléables, tous les alliages le sont ;
- b) S'ils ne sont pas malléables, aucun alliage ne l'est ;
- c) Si un métal est malléable et l'autre non, l'alliage *eutectique* sera malléable ou non suivant que sa composition le rapproche davantage du premier ou du second métal.

Les alliages formés du métal et d'un eutectique, tous les deux malléables ou non malléables, jouissent évidemment de la même propriété que ces deux constituants.

Ceux formés par un métal non malléable et un eutectique malléable ne sont malléables que si le métal est en *proportion très faible*.

II. Les métaux forment des solutions solides dans le voisinage des métaux purs, **aux extrémités du diagramme** (fig. 37).

Chacune de ces solutions se comporte comme le métal pur auquel elle se relie.

Ainsi une solution riche en cuivre sera malléable comme le cuivre pur ; au contraire une solution dans le bismuth ne sera pas malléable.

S'il n'existe pas de combinaison ni d'autre solution solide que les deux extrêmes, on raisonnera sur les alliages où les deux solutions limites coexistent comme pour le cas précédent I.

III. Les métaux forment des combinaisons ou des solutions qui ne se relient pas à un métal pur, dont le domaine *n'est pas à une extrémité du diagramme*.

Ces constituants ne sont généralement *pas malléables à froid*. Quant aux alliages qui les renferment, on déduira leur façon de se comporter de ce que nous avons dit pour I et II, en se rappelant qu'il suffit de petites proportions d'un constituant non malléable pour rendre l'alliage non malléable.

On en conclura que seuls les alliages qui sont aux extrémités du diagramme peuvent être malléables.

1. *Comptes Rendus*, **144** (1907), p. 1273.

IV. Les métaux sont miscibles en toutes proportions.

Il n'existe qu'une seule solution solide. Or, si l'on part d'un métal malléable, la solution solide qui s'y rattache l'est également (cas II); comme elle occupe la totalité du diagramme, il s'ensuit que tous les alliages sont malléables, en particulier l'autre métal.

Donc deux métaux isomorphes sont tous deux ou malléables ou non malléables. Ainsi *cuivre* et *nickel*, *argent* et *or*, sont malléables, *antimoine* et *bismuth* ne le sont pas.



CHAPITRE XI

RÉSUMÉ

155. Dans les chapitres précédents, nous avons vu comment on peut faire l'étude chimique et micrographique des alliages, l'étude de leur solidification, de leurs principales propriétés physiques et mécaniques; et nous avons essayé de montrer le *double intérêt* que présente une pareille étude systématique.

Résumons les points essentiels.

1° *Intérêt théorique.* — Cette étude permet tout d'abord d'atteindre la *constitution* de l'alliage, c'est-à-dire le nombre, la nature, la composition et la structure de ses éléments constituants.

a) Pour un alliage de composition déterminée, la variation d'une propriété quelconque avec la température nous indique, par les changements brusques de la courbe représentative, les transformations, modifications allotropiques, réactions chimiques qui se passent dans le solide.

b) Pour les alliages de deux métaux associés en proportions quelconques, étudiés à une même température (ordinaire), la variation d'une propriété quelconque avec la composition doit indiquer, par ses changements brusques, tout changement dans la constitution.

Des points anguleux d'une courbe peuvent ne pas être toujours visibles. Il convient donc d'employer *simultanément* plusieurs méthodes et de les *contrôler* l'une par l'autre.

Il s'en faut d'ailleurs que toutes les méthodes indiquées aient la même valeur pour l'étude de la constitution.

Les unes, comme l'étude du magnétisme, sont restreintes à une catégorie très limitée d'alliages ; d'autres, comme l'étude des densités, donnent peu de résultats.

La plus générale, celle qui fournit le plus rapidement des renseignements nombreux, est la détermination des *points de solidification* et des *points de transformation* par l'examen des courbes de refroidissement. Les résultats serviront ensuite de guide pour les *essais micrographiques* qui contrôleront le diagramme obtenu et qui seuls peuvent renseigner sur la texture.

Si nous voulons classer les autres procédés d'étude par ordre d'importance, nous placerons ensuite l'*étude chimique*, puis la *conductibilité électrique*, la *dilatation*, la *force électromotrice de dissolution*, le *magnétisme*, la *densité*, etc.

L'emploi de ces différentes propriétés est souvent délicat, il a parfois conduit à des résultats contradictoires qui devront être repris et complétés.

Dans la seconde partie, nous montrerons l'application de ces différentes méthodes à quelques exemples particuliers, choisis de préférence parmi les alliages usuels.

2° Intérêt pratique. — C'est par des déterminations de propriétés, par des *essais*, que l'on reconnaît si un métal convient pour un usage déterminé ou s'il est *identique* à un échantillon donné.

Quand les qualités nécessaires s'expriment par une propriété bien définie et mesurable (conductibilité électrique pour les câbles, par exemple) la nature de l'essai est tout indiquée, c'est la mesure précise de la grandeur utile.

Le plus fréquemment au contraire, les qualités à l'emploi sont complexes et ne se laissent pas ramener à des grandeurs bien définies. On utilise alors des essais plus ou moins *empiriques* (tels les *essais mécaniques*). Ils rendront d'autant plus de services qu'ils seront plus rapides et que l'on connaîtra mieux la relation entre la quantité plus ou moins arbitraire que l'on mesure et les qualités à l'emploi.

La recherche systématique de pareilles relations est un des pro-

blèmes les plus importants que l'on doit se poser dans l'étude industrielle des alliages.

Parmi les essais possibles, l'un des plus rapides et des plus intéressants est l'*examen microscopique*. En faisant l'étude particulière de quelques alliages, nous verrons bientôt jusqu'à quel point l'on sait aujourd'hui déduire d'un aspect micrographique quelques qualités directement utiles.

SECONDE PARTIE

CHAPITRE XII

OR, ARGENT, LEURS ALLIAGES

156. On a étudié la constitution des alliages formés par *l'or* et par *l'argent* avec un assez grand nombre d'autres métaux (1).

Les plus importants au point de vue industriel sont :

Les alliages or-argent ;

Les alliages or-cuivre ;

Les alliages argent-cuivre, et quelques alliages complexes renfermant plus de deux métaux.

Avant d'en entreprendre l'étude, nous rappellerons les caractères essentiels des métaux purs.

157. Or. — *L'or pur* est un métal jaune, prenant un vif éclat par le polissage.

Il est inattaquable par l'air, par l'eau et par tous les acides excepté l'eau régale. Il se dissout facilement dans le mercure, propriété utilisée dans le procédé de dorure au mercure.

1. Consulter le traité de M. GUILLET sur *les Alliages Métalliques*, et les travaux sur les Alliages du laboratoire du P^r TAMMANN (*Zeits. f. anorg. Chemie*, années 1904 et suiv.), reproduits par M. A. PORTEVIN dans *Revue de Métallurgie*, V (1908), p. 144 et 182.

Sa *densité* est environ 19,5 ; elle peut s'élever à 19,6 par le travail mécanique.

Il fond à 1064° (1), et se volatilise à une température plus élevée en donnant des vapeurs qui sont vertes par transparence et violettes par réflexion.

Sa *ténacité* est assez grande. L'essai à la traction donne(2)

$$\begin{aligned} R &= 11 \text{ kg par } mm^2; \\ A\% &= 30. \end{aligned}$$

L'or est peu élastique et peu sonore.

Il est particulièrement *ductile* et *malléable*. On sait que, par le battage au marteau, on l'obtient en feuilles dont l'épaisseur peut atteindre $\frac{1}{1000}$ de millimètre. Sa *dureté* n'est pas beaucoup plus grande que celle du plomb.

L'or natif est souvent cristallisé dans le système cubique ; il présente habituellement les faces du cube et de l'octaèdre, plus rarement celles du dodécaèdre rhomboïdal. L'or qui a été fondu montre à l'examen microscopique une structure *cristallisée*. Si la solidification s'est produite lentement les cristaux sont très développés.

L'or commercial est très pur. Il est trop *tendre* pour pouvoir être travaillé et utilisé couramment ; on ne l'emploie que pour fabriquer les feuilles destinées à la *peinture* et à la *décoration*.

Généralement l'or est utilisé sous forme d'alliages ayant une dureté beaucoup plus grande que le métal pur, tout en conservant la même malléabilité.

L'addition à l'or de très petites quantités d'autres métaux modifie beaucoup ses *propriétés mécaniques*. D'après le travail cité de Roberts-Austen, la *résistance à la rupture* et l'*allongement* prendraient les valeurs suivantes par addition de $\frac{2}{1000}$ environ d'un métal étranger :

1. DANIEL BERTHELOT. *Comptes Rendus*, 134 (1902), p. 708.

2. ROBERTS-AUSTEN et OSMOND, *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 74.

MÉTAL AJOUTÉ (PROPORTION DE $\frac{2}{1000}$).	R	A %.
»	11,0	30
Plomb	6,5	5
Étain.	9,8	12
Argent	11,2	33
Cuivre	13,0	43

Le *plomb*, l'*étain* et aussi l'*antimoine* sont donc à éviter, même en très petite quantité : ils diminuent beaucoup la malléabilité.

Au contraire, le *cuivre* et l'*argent* donnent à l'*or* la dureté nécessaire sans être nuisibles aux autres propriétés mécaniques. Ce sont ces deux métaux que l'on allie à l'*or* dans la pratique industrielle.

158. Argent. — L'*argent pur* est le plus blanc de tous les métaux : c'est celui qui par le poli acquiert le plus bel éclat.

Comme l'*or*, il est *inaltérable* à l'air, mais il noircit par l'hydrogène sulfuré ; il est attaqué par l'acide azotique.

Sa *densité* est environ 10,5.

Il fond à 962° et se volatilise à une température plus élevée en donnant des vapeurs bleues. A l'état fondu, il peut dissoudre de l'oxygène dont il abandonne brusquement la plus grande partie quand il se solidifie (*rochage*).

L'*argent* est le métal qui présente la plus grande *conductibilité électrique*.

A l'examen microscopique, il montre une structure analogue à celle de l'*or* : on voit de très petits *cristaux* plus ou moins bien formés appartenant au système cubique. C'est le système auquel appartiennent les *cristaux d'argent natif* (cube, octaèdre, et plus rarement dodécaèdre).

L'*argent* a une *malléabilité* comparable à celle de l'*or* ; par le battage on peut le réduire en feuilles de $\frac{1}{500}$ de millimètre d'épaisseur. Il est plus *dur* que l'*or*, mais plus mou que le *cuivre*.

On ne l'utilise à l'état pur que pour quelques usages spéciaux (fabrication des *feuilles*, *décoration*). Pour d'autres usages, il serait trop tendre ; on l'emploie sous forme d'alliages.

ALLIAGES OR-ARGENT

159. Constitution. — Sur la figure 66 nous avons réuni la courbe de *solidification* (*) (le liquidus seul a été déterminé) et la courbe de

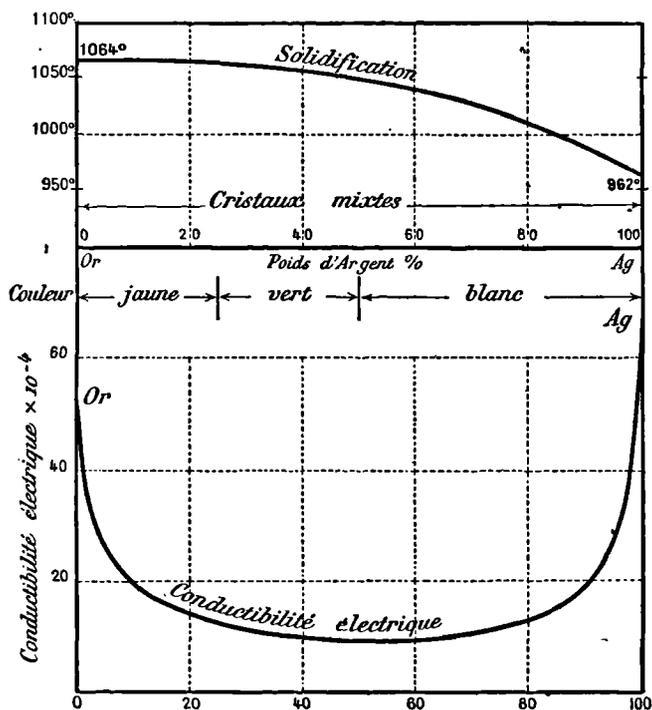


Fig. 66. — Alliages OR-ARGENT.
Solidification. Couleur. Conductibilité électrique.

la *conductibilité électrique* (*) résultant des observations de plusieurs auteurs.

La première comprend une branche unique joignant les deux points

1. ROBERTS-AUSTEN et KIRKE ROSE. *Proceedings of the Royal Society of London*, **74** (1903), p. 162.

2. Voir GUERTLER. *Zeits. f. anorg. Chemie*, **51** (1906), p. 403.

de fusion des métaux purs ; elle est presque horizontale en partant de l'or et s'abaisse très rapidement quand la valeur en argent dépasse 50 %. La courbe des conductibilités est également continue, sans point anguleux.

Toutes deux s'accordent avec une constitution très simple [98-125] : l'existence d'un *seul constituant*, mélange isomorphe d'or et d'argent en proportions quelconques.

Ce résultat est confirmé par l'*examen micrographique*. Sous un fort grossissement (1 500), tous les alliages montrent une seule espèce de petits cristaux irréguliers du système cubique. Dans un alliage maintenu longtemps (2 mois) vers 700°, les cristaux sont beaucoup plus gros, mais la structure reste homogène.

160. Propriétés. Emplois industriels. — La *conductibilité électrique* diminue très rapidement à partir de chacun des métaux. Nous savons [125] que c'est une loi générale quand il se fait des solutions solides. Le minimum, très large, correspond au $\frac{1}{5}$ de la valeur donnée par l'or pur.

Tous les alliages sont *malléables*, ce qui est d'accord avec leur constitution [154]. Les deux métaux purs sont en effet malléables ; ils se mélangent en toutes proportions pour donner des cristaux mixtes qui le sont aussi.

Les alliages or-argent sont notablement plus *durs*, plus *résistants* que les métaux constituants.

Leur *couleur* varie du *jaune* (0 à 25 % d'Ag) au *vert* (25 à 50), puis au blanc (50 à 100). C'est cette propriété qui fait utiliser ces alliages en *joaillerie*.

L'*or vert* le plus employé a pour composition

Or.	70
Argent.. . . .	30

ALLIAGES OR-CUIVRE

161. Constitution. — Malgré l'importance industrielle des alliages or-cuivre, leur constitution n'a été élucidée que récemment.

MM. Roberts-Austen et Kirke Rose⁽¹⁾ ont déterminé la courbe de début de *solidification*; trouvant un minimum, ils en ont déduit l'existence d'un alliage eutectique renfermant 18% en poids de cuivre.

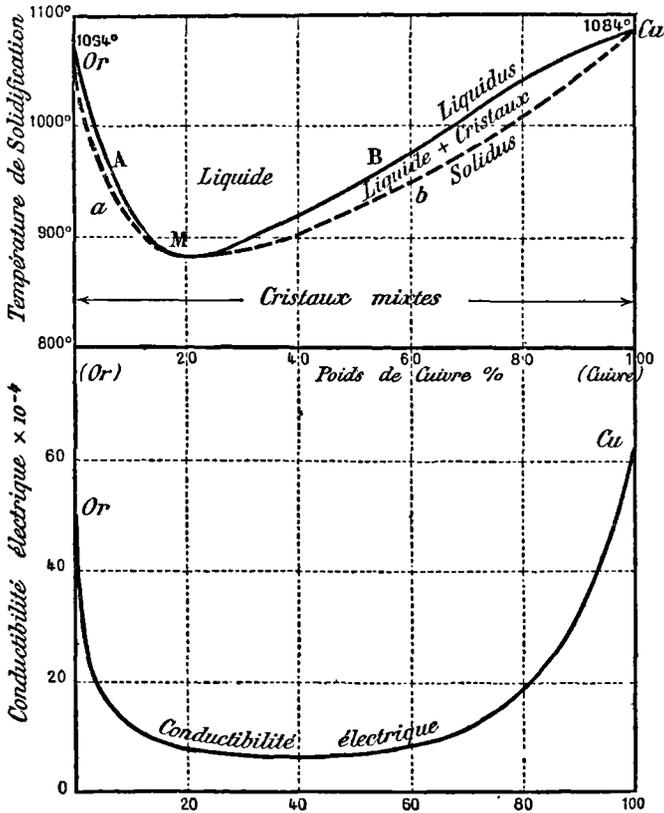


Fig. 67. — Alliages or-cuivre.
Diagramme de solidification. Conductibilité électrique.

MM. Kurnakow et Zemczuzny⁽²⁾ ont repris la question et ont déterminé les températures de début et de fin de solidification. Le *liquidus* AMB (fig. 67) est une courbe *continue* présentant un minimum en M

1. *Proc. Roy. Society*, 67 (1901), p. 105.
2. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 54 (1907), p. 163.

(Cu = 18 %). Le *solidus*, placé au-dessous, est aussi une courbe *continue* *aMb*, tangente à la première en M. L'absence de partie horizontale dans le *solidus* doit faire rejeter l'existence d'un eutectique, et nous avons vu [99] qu'un pareil diagramme indique l'existence d'une *série continue* de cristaux mixtes, comme pour les alliages or-argent.

Cette conséquence est vérifiée par l'*étude micrographique* (1) et aussi par la *conductibilité électrique*. La courbe inférieure de la figure 67 représente les résultats de Matthiesen (2) rapportés à la composition en poids. Comme celle des alliages or-argent, elle est constituée par une seule branche; elle a la forme caractéristique donnée par les alliages de deux métaux miscibles en toutes proportions. On remarquera que, en accord avec la constitution, la conductibilité des alliages est beaucoup plus faible que celle des métaux purs.

On doit donc considérer l'or et le cuivre comme formant une série ininterrompue de cristaux mixtes. C'est un exemple intéressant et assez peu fréquent d'une solution solide donnant un minimum dans la courbe de solidification.

162. Propriétés. Emplois. — Les alliages or-cuivre sont plus *durs* que l'or pur. Ils ont sensiblement la même *malléabilité* que l'or, au moins tant que le cuivre ne dépasse pas 11 à 12 % [156]. Tous sont malléables quelle que soit leur composition ce qui, d'après la remarque de M. Guillet [154], s'accorde avec leur constitution.

Ce sont les alliages d'or les plus employés.

En France les titres légaux pour alliages employés en *joaillerie* sont :

0,750
0,840
0,920.

1. Si le refroidissement n'est pas particulièrement lent, on observe en général des grains formés de couches à concentration variable; nous avons expliqué sur les alliages antimoine-bismuth [98] la genèse de cette structure caractéristique des mélanges isomorphes.

2. *Pogg. Annalen*, **110** (1860), p. 217; voir aussi GUERTLER, *Zeits. f. anorg. Chemie*, **51** (1906), p. 407.

Voici les titres de quelques alliages pour *monnaies* :

France, Allemagne, Belgique, Espagne, Italie, Russie, États-Unis. . .	0,900
Angleterre, Portugal.	0,91666
Autriche-Hongrie (ducat).	0,986
Pays-Bas (ducat).	0,983

ALLIAGES ARGENT-CUIVRE

163. Constitution. — La *solidification* des alliages argent-cuivre

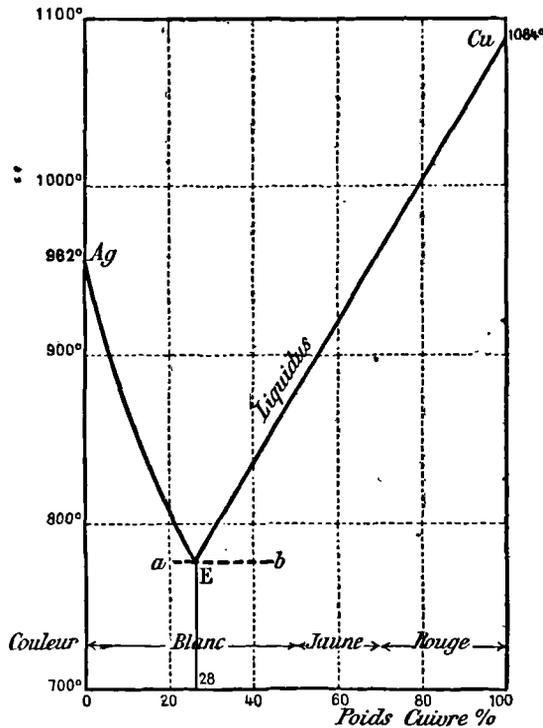


Fig. 68. — Alliages ARGENT-CUIVRE.
Diagramme de Solidification. Couleur.

a été étudiée par MM. Heycock et Neville⁽¹⁾ et leurs résultats sont reproduits dans la figure 68.

1. *Philosophical Transactions A*, 189 (1897), p. 58.

Le liquidus se compose de deux branches qui se coupent au point minimum E. L'alliage *eutectique* correspondant renferme 28 % de cuivre et se solidifie intégralement à 778°.

L'observation directe n'a donné pour le solidus qu'une petite partie horizontale *ab*, et n'a pas permis de voir si cette horizontale se prolonge jusqu'aux extrémités du diagramme ou si elle doit être arrêtée avant. D'autre part les durées de cristallisation eutectique [91-100] n'ont pas été déterminées. On ne peut donc dire si l'eutectique renferme les métaux purs ou bien deux solutions limites, et dans ce dernier cas quelle est la composition de celles-ci.

L'*examen microscopique* permet de trancher la question. Il a été fait par M. Osmond⁽¹⁾ en employant comme réactif d'attaque l'*oxygène* ; on chauffe la surface polie à l'air : les parties riches en cuivre se patinent, celles qui sont riches en argent restent blanches.

L'alliage à 28 %, correspondant au point E, montre des lamelles courbes alternantes jaunes et blanches ; c'est la structure particulière aux eutectiques.

Dans les autres alliages, on voit l'eutectique enveloppant soit des cristallites jaunes, soit des cristallites blancs. Ces cristallites ne sont pas des métaux purs mais des solutions solides, l'une formée d'un peu d'argent dans le cuivre, l'autre d'un peu de cuivre dans l'argent. En effet, les alliages qui renferment moins de 2 % de cuivre sont homogènes, de même ceux qui en renferment plus de 98 %.

L'existence de ces solutions s'accorde avec la diminution rapide de la *conductibilité électrique* de chacun des deux métaux purs par addition d'une petite quantité de l'autre⁽²⁾.

En résumé, le cuivre et l'argent présentent la solubilité réciproque ; ils forment *deux solutions solides* dont les limites probables sont :

Solution α	de 0 à 2 %	de cuivre
— β	98 à 100 %	—

Les alliages intermédiaires, renfermant de 2 à 98 % de cuivre, son

1. *Comptes Rendus*, **124** (1897), p. 1094 et 1234.

2. MATTHIENSEN, *Pogg. Annalen*, **110** (1860), p. 220.

formés par un eutectique des deux solutions limites enveloppant les cristaux de l'une d'elles.

Ce sont précisément ces alliages que nous avons pris comme exemple de la solubilité réciproque à l'état solide [100].

164. Propriétés. Emplois. — Tous les alliages argent-cuivre sont *malléables*, ce qui s'accorde avec leur constitution [154]. Les métaux purs, en effet, sont tous deux malléables ; il en est de même des solutions α et β qui sont isomorphes avec eux et dont les domaines sont aux extrémités du diagramme ; les constituants étant toujours malléables, les alliages le sont aussi.

Les alliages argent-cuivre, quelle que soit leur composition, se prêtent aussi bien au travail (laminage, martelage, étirage, etc.), que l'argent pur. Ils ont en outre plus de *dureté*, d'élasticité et de sonorité.

Leur *couleur* est *blanche* jusqu'à une proportion d'environ 50 % de cuivre ; au-dessus elle devient *jaunâtre*, puis *rouge* au delà de 70 %.

Les compositions reconnues légalement et poinçonnées en France sont les suivantes :

	Argent.	* Cuivre.
Alliages pour monnaies : pièces de 5 fr. . . .	900	100
— — pièces de fr. 2, 1 et 0,50.	835	165
— vaisselle (premier titre). . . .	950	50
— bijouterie et divers (second titre) .	800	200

Enfin, on peut employer des alliages à tous titres pour l'exportation seule. D'autres titres sont également utilisés à l'étranger. On adopte généralement des alliages renfermant moins de 50 % de cuivre, limite de ceux qui ont la couleur blanche.

ALLIAGES COMPLEXES

165. Alliages or-argent-cuivre. — Ces alliages ternaires sont assez employés par la *joaillerie* pour obtenir des *ors* de *couleurs* différentes, et aussi comme *soudure* pour or.

Voici, d'après Knab⁽¹⁾, quelques types de composition :

	Or.	Argent.	Cuivre.
Or jaune	1 000	»	»
— vert.	750	250	»
— rouge	750	»	250
— rose.	750	200	50
— anglais jaune.	750	125	125
— anglais blanc.	750	150	100
Soudure pour objets d'or à 0,750.	666	166	166

166. Alliages complexes d'argent. — Par raison d'économie, on emploie beaucoup comme *métaux blancs* des alliages renfermant, avec de l'*argent* et du *cuivre*, soit du *nickel*, soit du *zinc*, soit ces deux métaux réunis. Il est possible alors de descendre la teneur en argent au-dessous de 50 % tout en conservant la couleur blanche.

Ainsi le métal *Ruolz* renferme environ

Ag.	20 à 30
Cu.	35 à 50
Ni.	25 à 30.

Alliages pour soudures d'argent. — Une *soudure* doit être *plus fusible* que les objets qu'elle est destinée à réunir. D'autre part, la jonction est d'autant meilleure que le métal et la soudure sont plus semblables en dureté, en malléabilité, en fusibilité. Si la fusibilité de la soudure est presque la même que celle du métal, il faut une grande habileté de la part de l'ouvrier pour ne pas fondre celui-ci, mais la soudure est plus parfaite. Pour souder un alliage déterminé, on prendra donc en général un alliage analogue d'une fusibilité un peu plus grande.

Les soudures pour alliages argent-cuivre renferment de l'*argent*, du *cuivre* et aussi du *zinc* qui donne de la fusibilité. L'introduction du zinc se fait en général par addition de *laiton*.

Voici une formule :

Argent monnayé	75
Laiton (à 33% Zn)	25

ce qui correspond à

Ag.	75
Cu.	17
Zn.	8.

1. *Traité des Alliages et des Dépôts Métalliques* (1892), p. 417 et 435.

CHAPITRE XIII

PLOMB, ÉTAÏN, ANTIMOÏNE, BISMUTH LEURS ALLIAGES

167. Le plomb, l'étain, l'antimoine et le bismuth forment entre eux des alliages fort importants au point de vue industriel.

Nous rappellerons d'abord les caractères essentiels des métaux purs, puis nous étudierons les alliages binaires, et enfin quelques alliages plus complexes.

168. Plomb. — Le *plomb raffiné commercial* renferme encore de petites quantités de *cuivre*, de *fer*, d'*argent*, d'*arsenic*, d'*antimoine* et de *bismuth*, dont la proportion totale reste en général inférieure à 0,5 %.

C'est un métal gris bleuâtre. Sa coupure fraîche est très brillante; elle se ternit rapidement à l'air par suite d'une attaque superficielle.

Il est attaqué à froid par l'acide azotique étendu, mais résiste aux acides chlorhydrique et sulfurique, d'où son utilisation dans l'industrie chimique (chambres de plomb, chaudières pour évaporation de l'acide sulfurique, etc.).

Le plomb a pour *densité* 11,3 environ.

Il appartient aux métaux facilement *fusibles* (température de fusion $F = 326^{\circ}$). Si on le maintient à l'air à cette température, il s'oxyde et peut dissoudre de l'oxyde, ce qui le durcit. Il bout entre 1600 et 1800°.

La cassure du plomb est uniforme; elle devient cristalline si le

métal a été chauffé assez longtemps au voisinage du point de fusion. Les *cristaux* de plomb sont en général des octaèdres du système cubique.

Le plomb est particulièrement *mou* ; on le coupe au couteau, on le raye à l'ongle ; il laisse une trace grise sur le papier.

Il est très *malléable*, très *plastique*, et se laisse facilement écraser, laminier ou marteler en feuilles.

Par contre, sa *résistance à la traction* est très faible ; il est difficile de donner un chiffre, car le résultat d'un essai dépend beaucoup du temps pendant lequel la charge est appliquée. Un fil de plomb se comporte à ce point de vue comme un corps visqueux ; sous une faible charge il se déforme très lentement et peut, si l'on prolonge suffisamment l'expérience, s'allonger de plusieurs fois sa longueur avant de se briser, alors que le même fil supportera, pendant quelques secondes seulement, une charge beaucoup plus considérable [142].

Cette faible résistance a pour conséquence la difficulté d'obtenir à la *filière* des fils de petit diamètre : le métal se rompt sous l'effort.

Usages. — La plasticité, la flexibilité du plomb le rendent propre à de nombreux usages. On l'emploie en *feuilles* pour la couverture des toits, pour les gouttières, en *tuyaux* pour les conduites d'eau ou de gaz d'éclairage. Ces tuyaux sont obtenus sans soudure en comprimant, dans un moule convenable, le métal suffisamment chauffé.

Le *plomb de chasse* est granulé en le versant fondu dans une passoire ou une chaudière en tôle, hémisphérique, munie de trous ronds ; les gouttelettes sont reçues dans de l'eau, après une chute assez longue pour que la solidification ait pu se produire. Pour cette fabrication on n'emploie pas le plomb pur ; on l'allie avec de 0,3 à 0,8 % d'*arsenic* qui augmente la dureté et facilite la granulation.

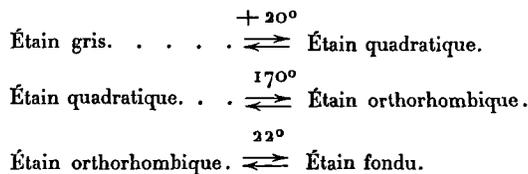
Le plomb est, après le fer, le *meilleur marché* des métaux communs (voir le tableau p. 14). Son introduction dans les alliages, quand elle est possible, est donc particulièrement intéressante au point de vue économique.

169. *Étain.* — L'étain présente à l'état solide plusieurs *variétés*

allotropiques que nous avons déjà signalées [110]. En tenant compte du métal fondu, les différentes formes de l'étain sont :

Étain gris pulvérulent.	Densité env.	5,8
— blanc quadratique.	—	7,2
— orthorhombique.	—	6,5
— fondu.	—	7,3 ⁽¹⁾ .

Ces variétés donnent lieu aux équilibres suivants, sur lesquels nous avons marqué les températures de transformation (2) :



L'étain gris pulvérulent est pratiquement inutilisable.

L'étain métallique ordinaire est la variété blanche ou quadratique. Au-dessous de $+ 20^{\circ}$, cette forme n'est pas la plus stable. Néanmoins elle persiste en général, et ce n'est que dans des cas très exceptionnels (refroidissement intense, trépidation) que l'on a vu la transformation se produire *spontanément*. Pour la provoquer à coup sûr, il suffit de l'*amorcer* avec une parcelle d'étain gris. La vitesse avec laquelle se poursuit alors cette transformation dépend de la température : elle a une tendance à augmenter à mesure que l'on s'écarte de la température d'équilibre ; d'autre part, comme toute vitesse de réaction, elle doit diminuer quand la température baisse ; le résultat de ces influences contraires est qu'il existe un maximum de vitesse vers $- 48^{\circ}$.

La transformation de l'étain ordinaire en étain gris se produit avec augmentation de volume, les objets tombent en poussière.

Nous n'avons pas à la faire intervenir dans les produits industriels.

L'**étain commercial** renferme généralement du *plomb*, de l'*arsenic*, de l'*antimoine* et fréquemment du *fer* et du *cuivre*. Les produits de très bonne qualité titrent plus de 99,5 % d'étain pur.

1. D'après les densités, on voit que l'étain solide surnage à la surface du métal fondu.

2. COHEN, *Zeits. f. physikal. Chemie*, 50 (1904), p. 225.

L'étain a une couleur blanc d'argent. Sa texture est nettement *cristalline*.

C'est le plus *fusible* des métaux usuels ($F = 232^\circ$). Il n'est pas volatil.

Ses propriétés mécaniques sont analogues à celles du plomb. Il est un peu plus tenace, plus dur. Sa *malléabilité* est très grande : on peut le réduire en feuilles très minces, le plier sans le briser.

L'inaltérabilité de l'étain à l'air, l'innocuité de ses composés, le font employer pour l'*étamage* des ustensiles de cuisine en fer ou en cuivre, pour la fabrication du *fer-blanc*; en *feuilles* minces, il sert à envelopper les matières alimentaires. On en fait aussi des tubes, de la vaisselle. Pour ce dernier usage, on préfère aujourd'hui des alliages d'étain présentant plus de dureté [181].

L'étain est un des métaux usuels les plus *coûteux* (voir le tableau p. 14); son prix dépasse celui du cuivre. On doit chercher à en introduire le moins possible dans les alliages.

170. Antimoine. — L'*antimoine commercial* renferme du *soufre*, de l'*arsenic*, du *plomb*, du *fer* et des traces de *cuivre*, la proportion totale de ces impuretés dépassant fréquemment 1 %.

C'est un corps blanc d'argent. Sa densité est environ 6,7.

Il fond à 632° et, par solidification lente, *cristallise* facilement en rhomboèdres. Le métal solide a une texture cristalline : au microscope, il montre en général de grandes lamelles brillantes.

L'antimoine est plus dur que le cuivre. Très *fragile*, il se brise sans déformation sensible. Il n'est ni malléable, ni ductile, et se pulvérise facilement sous le marteau.

Par suite de ces propriétés mécaniques, il n'est pas employé seul, mais seulement à l'état d'alliage.

Sa valeur marchande est plus faible que celle du cuivre.

171. Bismuth. — Le *bismuth* présente avec l'antimoine les plus grandes analogies. On sait qu'au point de vue chimique ces deux métaux se rangent dans la même famille.

Le bismuth fond à 268° ; par solidification, il *cristallise* facilement en rhomboèdres, et l'on peut obtenir ainsi des cristaux dont les dimensions sont de l'ordre du centimètre.

Le bismuth n'est pas malléable ; il est *dur, fragile*, et peut être facilement pulvérisé.

On rattache parfois la grande *fragilité* de l'antimoine et du bismuth à leur *texture cristalline* très accentuée : ils sont constitués par un enchevêtrement de cristaux relativement gros. Il est fréquent en effet qu'un métal soit d'autant plus fragile que son grain est plus gros. On ne saurait cependant y voir une loi tout à fait générale. Nous savons en particulier que l'or, refroidi lentement, peut être constitué par des cristaux très développés sans cesser d'être ductile.

Le bismuth, comme l'antimoine, est employé seulement à l'état d'alliage, mais beaucoup plus rarement.

C'est un métal cher (8 à 10 francs le kg) et d'une faible importance commerciale.

ALLIAGES ANTIMOINE-BISMUTH

172. Constitution. Propriétés. — Les cristaux rhomboédriques

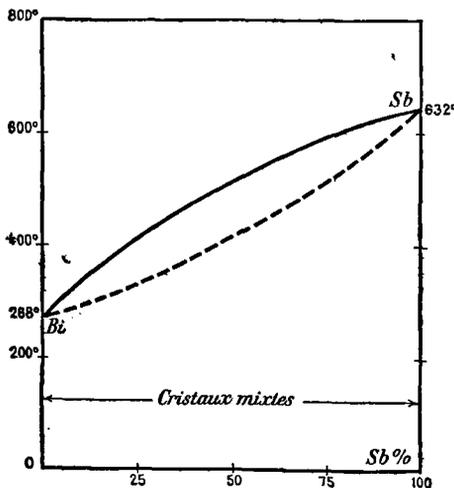


Fig. 69. — Alliages ANTIMOINE-BISMUTH.
Diagramme de solidification.

d'antimoine et de bismuth sont isomorphes ; ils se mélangent *en toutes proportions* pour donner une seule série de *cristaux mixtes*.

Cette constitution très simple résulte des observations suivantes :

a) Dans le *diagramme de solidification* (fig. 69) le liquidus et le solidus comprennent chacun une seule branche de courbe. Nous avons précédemment étudié ce diagramme [98] comme type pour les alliages de deux métaux entièrement miscibles à l'état solide. Rappelons aussi que si le re-

froidissement est assez lent pour que, à chaque instant, l'équilibre puisse s'établir, l'examen *micrographique* montre des cristaux

homogènes ; sinon, les cristaux élémentaires sont au contraire formés de couches successives de composition variable, le noyau étant plus riche en antimoine que la périphérie.

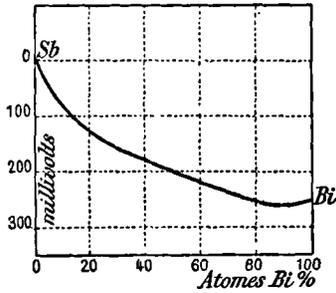


Fig. 70. — Alliages ANTIMOINE-BISMUTH.
Force électromotrice de dissolution.

b) La *force électromotrice de dissolution* [127] varie d'une façon régulière et se représente par une courbe continue (fig. 70).

c) Le *pouvoir thermo-électrique* (force électromotrice d'un couple cuivre-alliage) varie également

d'une façon continue avec la composition et se représente par une droite [129].

Nous ajouterons seulement que tous ces alliages, formés de cristaux isomorphes de deux métaux non malléables, ne sont *pas malléables* [154]. Comme les métaux purs, ils sont *durs et fragiles*. Ils n'ont aucune application.

ALLIAGES ÉTAIN-PLOMB

173. *Constitution*. — Le *diagramme de solidification* est reproduit fig. 71 (').

Le *liquidus* se compose de deux branches qui se coupent en un point minimum. L'alliage *eutectique* correspondant renferme 37 % de Pb et fond à 182°. En l'absence de la courbe des durées de cristallisation eutectique, on ne peut affirmer s'il s'agit d'un eutectique de plomb et d'étain purs, ou d'un eutectique de deux solutions limites.

Mais la courbe des *conductibilités électriques* [125] est une

1. CHARPY. *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 220. — KAPP. *Inaug. Diss. Königsberg* (1901). — STOFFEL. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 53 (1907), p. 138. — WIESENGRUND. *Annalen der Physik und Chemie*, 52 (1894), p. 777.

droite (*) ; le *volume spécifique* [136] se représente aussi par une droite (**); la *force électromotrice de dissolution* est constante quelle que soit la composition de l'alliage.

Tous ces faits sont concordants ; ils indiquent l'absence de combi-

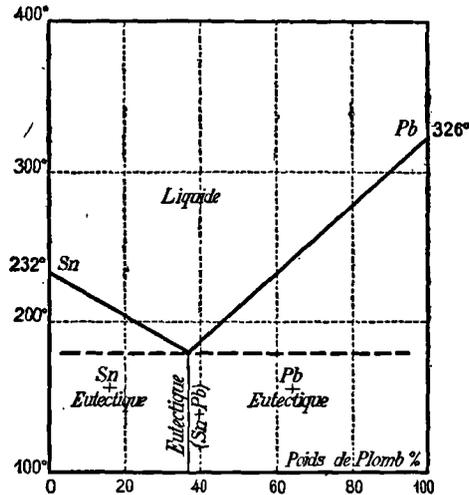


Fig. 71. — Alliages ÉTAÏN-PLOMB.
Diagramme.

raison et de solution solide. Nous avons précisément pris ces alliages plomb-étain comme exemple dans l'étude générale des alliages formés par la *juxtaposition des métaux purs* [84 et suiv.].

Leur constitution est alors la suivante :

- 0 < Pb < 37. Cristaux d'étain noyés dans l'eutectique.
- Pb = 37. Eutectique (plomb + étain).
- 37 < Pb < 100. Plomb noyé dans l'eutectique.

Cette constitution se vérifie par l'*examen micrographique* (3). L'attaque se fait à l'acide chlorhydrique qui dissout l'étain et recouvre le plomb d'une couche blanche de chlorure, ou à l'acide azotique qui dissout le plomb et recouvre l'étain d'une couche blanche d'acide métastannique. Ces deux attaques produisent des figures inverses.

1. MATTHIESEN. *Pogg. Annalen*, 410 (1860), p. 206.
2. MARY. *Zeits. f. physikal. Chemie*, 38 (1901), p. 295.
3. CHARPY. *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 132.

Le photogramme 1 (Pl. I) représente un alliage à 8% de Pb; on y voit des cristallites d'étain entourées d'eutectique. Le photogramme 2 se rapporte à l'eutectique vu sous un grossissement suffisant pour faire apparaître la structure caractéristique.

174. Propriétés. — Les alliages plomb-étain se préparent facilement, les deux métaux étant très fusibles.

Ils sont tous *malléables*, un peu plus durs que le plomb.

Leurs propriétés mécaniques participent ainsi de celles des deux métaux purs, simplement juxtaposés dans l'alliage. Elles ne sont cependant pas exactement la moyenne; par exemple l'alliage Pb = 37 a une résistance à la traction supérieure à celle des deux constituants. La texture, en particulier la texture très spéciale de l'eutectique, joue donc un rôle non négligeable.

175. Emplois industriels. — Les emplois de ces alliages sont assez nombreux.

Vaisselle. — Alliages riches en étain.

L'addition de plomb à l'étain lui donne plus de malléabilité et diminue le prix de revient. Elle est limitée par les propriétés toxiques du plomb.

La composition la plus répandue est :

Étain.	82
Plomb.	18.

La teneur de 18 % en plomb est le maximum admis par la loi française pour les appareils de mesure servant aux liquides: vin, vinaigre, etc.

La vaisselle d'étain est beaucoup moins usitée qu'autrefois; on la remplace fréquemment aujourd'hui par d'autres métaux blancs.

Jouets, objets de Paris. — Les soldats de plomb et jouets similaires sont généralement préparés avec le type suivant, parfois utilisé pour les *tuyaux d'orgue* :

Étain.	4
Plomb	96.

Soudures tendres. — Les soudures des *ferblantiers* et des *zinguers* sont des alliages plomb-étain. Le plus fusible est l'alliage

eutectique à 37 % de plomb; il fond à 182°. On augmente en général la quantité de plomb pour diminuer le prix. Voici la composition habituelle, fusible vers 230° :

Étain.	40
Plomb	60.

ALLIAGES PLOMB-ANTIMOINE

176. Constitution. — Le *diagramme* des alliages plomb-antimoine a été entièrement déterminé ⁽¹⁾ (fig. 72). Il est tout à fait analogue à celui des alliages plomb-étain.

Le liquidus montre un point eutectique E. L'alliage correspondant renferme environ 13 % d'antimoine et se solidifie vers 245°.

Le solidus comprend toute l'horizontale eutectique $\alpha E\beta$.

La courbe $\alpha\epsilon\beta$ des durées de cristallisation à 245° [91] a son ordonnée maximum pour la composition eutectique, tandis que les ordonnées nulles correspondent aux métaux purs. On en conclut que ce sont ces métaux purs qui constituent l'eutectique.

Le plomb et l'antimoine, comme le plomb et l'étain, ne forment donc ni combinaison ni solution; ils sont simplement *juxtaposés*.

Ceci est confirmé par l'*étude micrographique* ⁽²⁾.

Les alliages renfermant plus de 13 % de Sb montrent, par simple *polissage*, des cristaux durs, blancs, englobés dans un eutectique, et qui ressemblent à des cristaux d'antimoine. Leur proportion augmente régulièrement avec la teneur en antimoine (phot. 3, 4 et 5, Pl. II). Le photogramme 6, à un plus fort grossissement, représente spécialement l'eutectique.

Les alliages renfermant moins de 13 % de Sb ont un tout autre aspect; ils sont plus difficiles à polir et montrent de grandes dendrites noircissant par l'hydrogène sulfuré, solubles dans l'acide azotique et englobées dans un eutectique. Ces dendrites se comportent donc comme du plomb.

1. ROLAND-GOSSELIN. *Contribution à l'étude des Alliages* (1901), p. 101, 107. — GONTERMANN. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 55 (1907), p. 419.

2. CHARPY. *Contribution à l'étude des Alliages* (1901), p. 131. — GONTERMANN. *Mémoire cité*, p. 424.

Même dans les alliages ne renfermant que 1 % de plomb ou 1 % d'antimoine, la présence d'eutectique est nettement visible au micros-

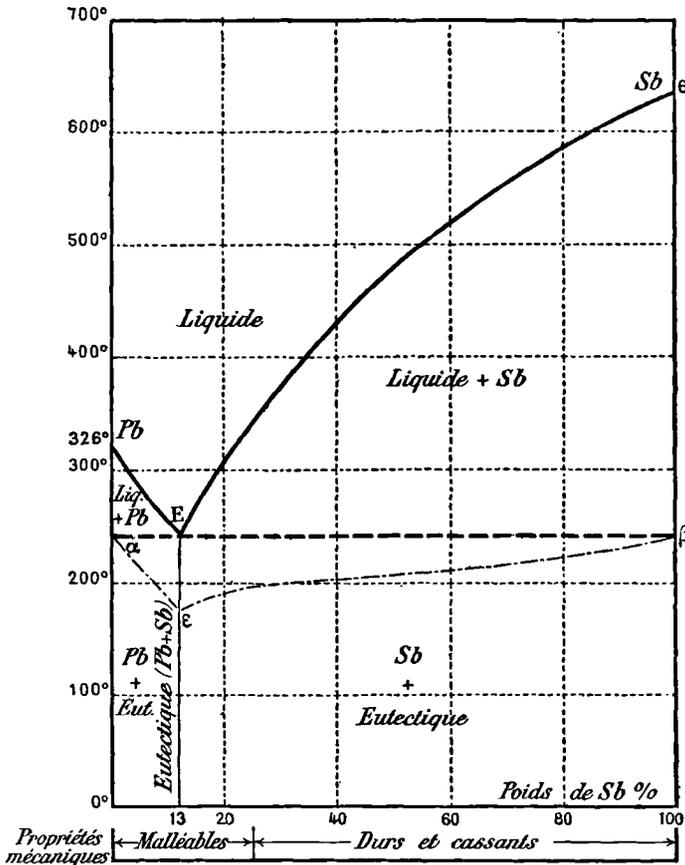


Fig. 72. — Alliages PLOMB-ANTIMOINE.
Diagramme, Propriétés mécaniques.

cope. Les métaux restent donc isolés, nullement miscibles, et la constitution des alliages est la suivante :

- 0 < Sb < 13. Plomb dans Eutectique.
- Sb = 13. Eutectique (plomb + antimoine).
- 13 < Sb < 100. Antimoine dans Eutectique.

Remarquons toutefois que les mesures de *force électromotrice*

de dissolution faites par M. Pouchine (1) ne s'accordent pas avec

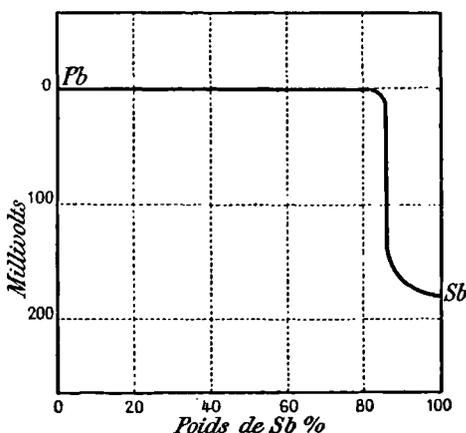


Fig. 73. — Alliages PLOMB-ANTIMOINE.
Force électromotrice de dissolution (Pouchine).

cette constitution. La courbe représentative (fig. 73), d'abord horizontale, s'abaisse brusquement pour $Sb = 85$ environ, puis s'incurve comme s'il se formait une solution solide.

D'autre part, les valeurs trouvées par Matthiesen (2) pour la *conductibilité électrique* d'un petit nombre d'alliages de compositions différentes ne varient pas linéairement avec la

composition, comme cela devrait être pour un mélange mécanique. De nouvelles recherches sur ce sujet seraient nécessaires.

177. Propriétés. — Le plomb et l'antimoine sont deux métaux très différents au point de vue des *propriétés mécaniques* : le plomb est *mou* et *malléable*, l'antimoine *dur* et *cassant*. Il est intéressant de voir comment se comportent leurs alliages et de vérifier sur eux la relation entre la malléabilité et la constitution [154].

Les alliages qui renferment peu d'antimoine sont malléables et plus durs que le plomb ; la dureté augmente avec la teneur en antimoine. L'alliage eutectique ($Sb = 13$), plus rapproché du plomb malléable que de l'antimoine, est encore malléable et plastique. Au delà, l'apparition et l'accroissement de l'antimoine, constituant dur, font diminuer rapidement la malléabilité ; celle-ci disparaît pour des teneurs en antimoine voisines de 25 % : les alliages sont alors durs et cassants. Ces faits sont rappelés dans la fig. 72.

1. *Revue de Métallurgie*, IV (1907), p. 933.

2. *Pogg. Annalen*, 110 (1860), p. 210.

178. **Emplois industriels.** — Les principaux emplois de ces alliages sont les suivants :

Antifrictions. — Nous y reviendrons dans une étude spéciale [263].

Plaques d'accumulateurs. Balles. — Dans les accumulateurs au plomb, les plaques, de forme souvent très complexe, ne peuvent généralement pas être préparées avec du plomb pur qui serait trop mou. On donne de la dureté, sans fragilité, en ajoutant de petites quantités d'antimoine (de 5 à 8 %).

Des alliages analogues servent pour obtenir des balles d'une dureté assez élevée.

Caractères d'imprimerie. Planches à graver. — La confection des caractères d'imprimerie exige un alliage fusible à température peu élevée, se dilatant pendant la solidification pour prendre fidèlement les empreintes au moulage, suffisamment dur pour ne pas s'écraser, et d'autre part assez peu fragile pour ne pas se briser sous la presse.

L'alliage suivant

Plomb	85
Antimoine.	15.

constitué par quelques cristaux durs noyés dans une grande masse d'eutectique, répond assez bien à ces desiderata. C'est l'ancien alliage des caractères d'imprimerie. Il présente cependant une fragilité trop grande et n'est plus guère utilisé que pour les *blancs*.

Aujourd'hui, les caractères sont faits avec des alliages ternaires, par exemple le suivant

Plomb	60
Antimoine.	30
Étain.	10.

L'addition d'étain diminue la fragilité des grains durs et augmente la résistance à la compression de l'eutectique.

Les planches à graver sont formées d'alliages analogues, pouvant cependant comporter plus de fragilité : on augmente la proportion d'antimoine.

ALLIAGES ÉTAIN-ANTIMOINE

179. **Constitution.** — La constitution des alliages étain-antimoine a

donné lieu à d'assez nombreuses recherches (1) dont les résultats ne sont pas tous absolument concordants. Voici ce qui paraît le plus probable.

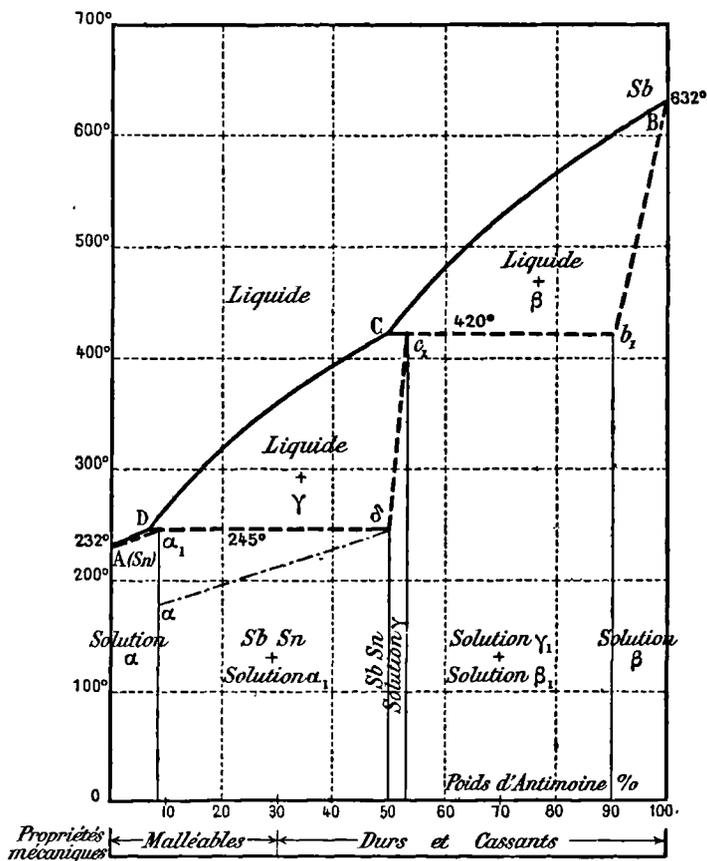


Fig. 74. — Alliages ÉTAÏN-ANTIMOÏNE.
Diagramme d'équilibre. Propriétés mécaniques.

De l'étude du *refroidissement* et de l'étude *micrographique* M. Williams (2) a déduit le diagramme de la fig. 74.

1. Voir en particulier ROLAND-GOSSELIN. *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 101, 114. — CHARPY. *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 144. — REINDERS. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 25 (1900), p. 113.

2. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 55 (1907), p. 12.

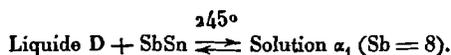
Le liquidus comprend trois branches AD, DC, CB qui se coupent en deux points de transition : D à 245° et C à 420°; à chacune des courbes correspond le dépôt d'un solide différent. Les trois constituants distincts sont les suivants :

1° *Solution* α , isomorphe avec l'étain, renfermant de 0 à 8 % d'antimoine.

2° *Solution* β , isomorphe avec l'antimoine, renfermant de 0 à 10 % d'étain ou de 100 à 90 % d'antimoine. Les alliages compris entre ces limites sont homogènes et ont la structure de l'antimoine (Pl. III, phot. 10).

3° *Solution* γ , renfermant de 50 à 53 % d'antimoine; ses limites de composition sont ainsi très étroites. La limite inférieure (50 %) correspond à la formule simple SbSn. On pourra donc admettre l'existence de la *combinaison* définie SbSn; le constituant γ serait alors une solution de Sb dans SbSn.

Ce constituant se produit pendant la solidification des alliages contenant de 8 à 50 % d'antimoine; le dépôt commence à une température indiquée par la courbe CD et comprise entre 420° et 245°. Lorsque la température atteint 245°, la masse est formée par des cristaux γ de composition limite (c'est-à-dire SbSn), baignés par un liquide de composition D. Par un mécanisme que nous avons étudié à propos des points de transition [96], le liquide réagit alors sur *une partie* du solide SbSn pour donner la solution limite α_1 (à 8 % d'antimoine) d'après la transformation à température constante

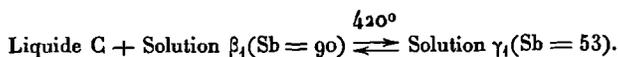


La *durée* de cette transformation est représentée par la courbe $\alpha\delta$ dont l'ordonnée maximum $\alpha_1\alpha$ correspond à la composition de α limite et l'ordonnée nulle δ à SbSn.

Après solidification complète, les alliages sont donc formés des deux constituants α_1 et SbSn. Leur structure apparaît par simple *polissage*: la combinaison SbSn se présente en cristaux cubiques blancs, durs, se détachant facilement sur le fond sombre de la solution α_1 qui a une plasticité analogue à celle de l'étain pur. La comparaison des phot. 7, 8 et 9 (Pl. III) montre que la proportion des cristaux cubiques augmente avec la teneur en antimoine. Pour Sb = 50, ils envahissent tout l'alliage.

Les alliages renfermant de 50 à 53 % d'antimoine sont homogènes s'ils sont longtemps maintenus à 360° et très lentement refroidis. Sinon, les transformations n'ont pas le temps de s'accomplir intégralement et la structure est complexe.

Enfin, les alliages renfermant de 53 à 90 % d'antimoine se solidifient en donnant tout d'abord des cristaux β qui, lorsque la température atteint 420°, ont la composition limite β_1 (Sb = 90). Par le même mécanisme que nous venons de rappeler, la solidification s'achève à température constante suivant la réaction



L'alliage solide est formé des deux solutions limites γ_1 et β_1 .

La courbe des *forces électromotrices de dissolution* (1) (fig.

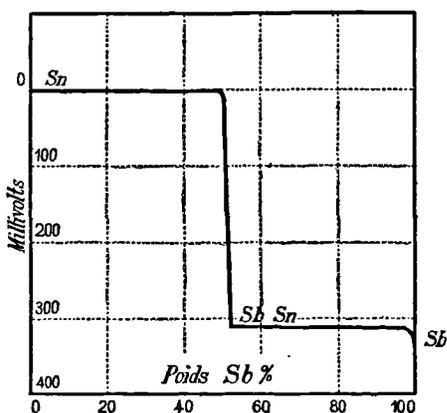


Fig. 75. — Alliages ÉTAIN-ANTIMOINE.
Force électromotrice de dissolution.

75) donne bien une variation brusque aux environs de Sb = 50 pour la composition SbSn. Elle n'indique rien relativement aux deux solutions α et β .

La *conductibilité électrique* a été mesurée par Matthiesen (2) seulement pour un petit nombre d'alliages ; la courbe est très incomplète (fig. 76). Nous y trouvons une partie rectiligne AB qui correspondrait aux mélanges $\alpha_1 + \text{SbSn}$, et une partie montante ASn

qui correspondrait à la solution solide α riche en étain ; elles se rencontrent en A, pour une composition d'à peu près 8 % en volume ou 7,5 % en poids, ce qui concorde suffisamment avec le diagramme de la fig. 74.

1. POUCHINE. *Revue de Métallurgie*, IV (1904), p. 933.
2. *Pogg. Annalen*, 110 (1860), p. 213.

En résumé, à l'état solide l'étain dissoudrait jusqu'à 8 % d'antimoine et l'antimoine jusqu'à 10 % d'étain. De plus, il existerait une

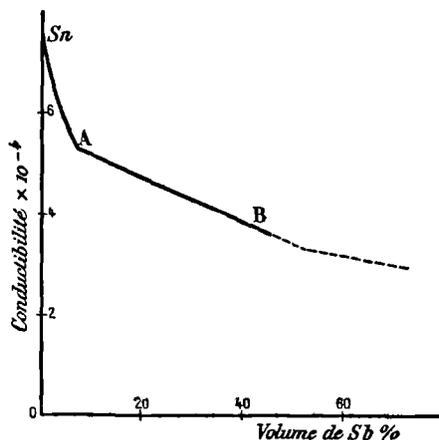


Fig. 76. — Alliages ÉTAIN-ANTIMOINE.
Conductivité électrique.

combinaison $SbSn$, en cristaux cubiques durs, pouvant dissoudre un peu d'antimoine.

La constitution des alliages *lentement refroidis* serait alors la suivante :

- 0 < Sb < 8. Solution α , isomorphe avec Sn.
- 8 < Sb < 50. Solution α_1 (à 8 %) + Combinaison $SbSn$.
- Sb = 50. Combinaison $SbSn$.
- 50 < Sb < 53. Solution γ .
- 53 < Sb < 90. Solution γ_1 (à 53 %) + Solution β_1 (à 90 %).
- 90 < Sb < 100. Solution β , isomorphe avec Sb.

180. Propriétés. — L'étain est assez mou et très malléable. L'addition d'antimoine, tant qu'elle n'est pas considérable, le durcit beaucoup sans trop diminuer sa *malléabilité*. L'alliage à 20 % d'antimoine est encore très malléable ; il peut être laminé et forgé à froid. Au delà, la *dureté* augmente mais en même temps la *fragilité* ; à partir de 30 % jusqu'à 100 %, les alliages sont trop cassants pour être utilisés.

Si l'on rapproche ces propriétés de la constitution (fig. 74), on voit qu'elles vérifient la relation générale indiquée [154] :

La solution α isomorphe avec l'étain est, comme lui, malléable. La combinaison $SbSn$ est fragile et dure ; quand ses cristaux sont noyés dans une assez grande masse de solution α ($8 < Sb < 20$), ils donnent de la dureté à l'alliage qui reste malléable ; si leur proportion est trop grande ($30 < Sb < 50$), la malléabilité disparaît, l'alliage est cassant. La solution γ , dont le domaine est au centre du diagramme, est cassante comme $SbSn$; de même la solution β , isomorphe avec l'antimoine, métal non malléable. Tous les alliages renfermant ces deux constituants ($50 < Sb < 100$) seront ainsi non malléables, durs et cassants.

181. Emplois industriels. — Les alliages étain-antimoine forment la base du *métal anglais* qui remplace l'ancienne poterie d'étain et qui est utilisé pour quantité d'*objets de table* (cuillers, cafetières, etc.), de *toilette*, d'*ornementation*.

De tels alliages sont aussi *blancs* que l'étain, mais ils sont beaucoup plus durs et résistent beaucoup mieux à l'usure.

Le métal anglais type a pour composition

Étain.	91
Antimoine.	9.

Souvent on ajoute d'autres métaux, du *plomb*, du *zinc*, du *cuivre*, etc. ; les alliages complexes obtenus ainsi ont en général moins de blancheur et de brillant que celui formé uniquement d'étain et d'antimoine.

Les alliages étain-antimoine sont encore utilisés comme *antifric-tions* [264], et pour *planches à graver*. On recherche alors la dureté : on augmente la quantité d'antimoine, de façon à produire des cristaux de la combinaison $SbSn$.

Voici une composition pour planche à graver :

Étain.	80
Antimoine.	20.

Signalons enfin l'emploi d'alliages renfermant de 5 à 15 % d'antimoine pour la fabrication des *fausses monnaies* d'argent ; l'alliage est simplement fondu et coulé dans des moules obtenus à l'aide de pièces légales [78].

ALLIAGES COMPLEXES

Parmi les alliages ternaires que l'on peut former avec les quatre métaux : plomb, étain, antimoine, bismuth, il en est qui offrent un intérêt industriel.

Les uns servent comme métaux *antifrictions*. Nous en parlerons plus loin (chap. XXI).

D'autres sont employés à cause de leur point de fusion peu élevé. Ce sont les *alliages fusibles*.

182. Alliages fusibles. — Les alliages renfermant seulement du plomb et de l'étain ne permettent pas de descendre au-dessous de 182°, qui est la température eutectique (fig. 71). On augmente la fusibilité en ajoutant un troisième corps, bismuth ou cadmium, ou les deux ensemble.

On emploie donc comme alliages fusibles des alliages ternaires ou quaternaires des quatre métaux suivants : *plomb, étain, bismuth, cadmium*.

La détermination de la *constitution* de pareils alliages est évidemment beaucoup plus complexe que pour un alliage binaire. Elle peut se faire par l'examen micrographique, et par l'étude du refroidissement qui permet de construire les *surfaces de solidification*.

On a ainsi étudié complètement les alliages *plomb-étain-bismuth* (1), *plomb-étain-cadmium* et *étain-cadmium-bismuth* (2).

Nous avons donné précédemment [107] le résultat des recherches de M. Charpy sur les alliages *plomb-étain-bismuth*. Rappelons l'essentiel :

Les alliages binaires plomb-étain ne présentent ni combinaison ni solution ; ils sont constitués par des cristaux de l'un des métaux noyés dans un eutectique [173].

Les deux autres séries d'alliages binaires : étain-bismuth et plomb-bismuth, se comportent de même, comme le montrent l'examen

1. CHARPY. *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 220.

2. STOFFEL. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 53 (1907), p. 159 et 167.

micrographique et les courbes de solidification (fig. 77) ; celles-ci ont la même forme que pour les alliages Pb-Sn (1).

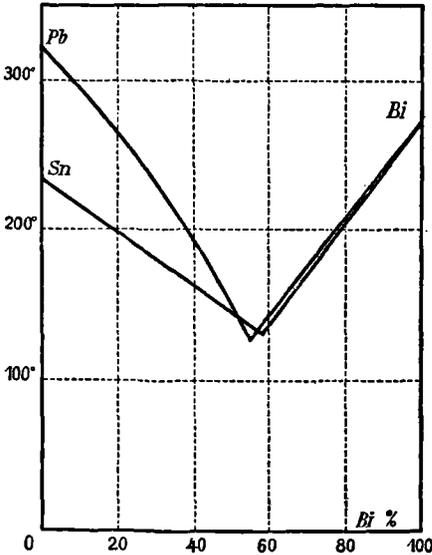


Fig. 77. — Alliages ÉTAÏN-BISMUTH.
— PLOMB-BISMUTH.
Courbes de solidification.

Dans les alliages ternaires, les trois métaux sont alors à l'état libre et simplement juxtaposés.

Pour une certaine composition déterminée, la solidification se fait d'un bloc à température constante. C'est un eutectique ternaire ; son point de fusion est 96° et sa composition

$$\begin{aligned} \text{Pb} &= 32 \\ \text{Sn} &= 15,5 \\ \text{Bi} &= 52,5. \end{aligned}$$

Un alliage de composition quelconque se solidifie en trois périodes. Il abandonne d'abord un métal pur, puis un eutectique binaire dont

la composition varie à mesure que la température baisse, et enfin l'eutectique ternaire à la température la plus basse que puisse atteindre l'alliage liquide.

L'eutectique ternaire fondant à 96°, il est impossible, avec ces trois métaux seuls, d'atteindre une température inférieure.

1. En réalité, il est probable que le plomb peut dissoudre à l'état solide une certaine quantité de bismuth, et qu'ainsi les alliages plomb-bismuth riches en plomb sont formés d'une solution solide homogène, sans eutectique. On ne trouve pas en effet de second point d'arrêt pendant la solidification de ces alliages. D'autre part, d'après les mesures de Matthiesen, la conductibilité électrique ne varie pas linéairement avec la composition (Voir sur les alliages plomb-bismuth : GUERTLER, *Zeits. f. anorg. Chemie*, 51, p. 411. — STOFFEL, *id.*, 53, p. 150).

L'existence d'une pareille solution solide ne modifierait pas notablement les conclusions de M. Charpy ; le constituant des alliages ternaires qui ressemble au plomb serait alors non du plomb pur, mais une solution d'un peu de bismuth dans le plomb.

On obtient des alliages plus fusibles en remplaçant le plomb par du *cadmium*, ou bien encore en ajoutant du cadmium aux alliages précédents.

Voici quelques formules d'alliages fusibles (la composition n'est pas centésimale ; les points de fusion sont donnés d'après le diagramme de M. Charpy) :

	Pb	Sn	Bi	Cd	TEMPÉRATURE de FUSION COMPLÈTE
Alliage de Darcet.	1	1	2	»	125°
— de Newton.. . . .	8	5	3	»	98°
— —	»	2	3	1	95°
— de Wood.	4	2	5	2	70°

L'alliage de Newton est très voisin de l'eutectique ; sa composition centésimale est en effet

$$\text{Pb} = 31,3$$

$$\text{Sn} = 18,7$$

$$\text{Bi} = 50.$$

Quelques-uns de ces alliages se dilatent pendant le refroidissement alors qu'ils ne sont pas encore entièrement solidifiés, ce qui les rend précieux pour prendre des empreintes.

A cause de la présence du bismuth et surtout du cadmium, ces alliages fusibles sont coûteux. On les utilise comme *soudure* très tendre, pour les *moulages* délicats, et surtout comme *bain de trempé* ou de *revenu* pour les aciers [119].

CHAPITRE XIV

CUIVRE. — ALLIAGES DÉSOXYDANTS

183. Cuivre. — Le *cuivre raffiné* du commerce renferme généralement plus de 99 % de cuivre pur. Les principales matières étrangères sont le *fer*, le *nickel*, l'*arsenic*, l'*antimoine*, le *plomb*, l'*argent* et l'*or*.

Le *raffinage électrolytique* donne un métal d'une remarquable pureté, où la proportion des matières étrangères est presque toujours inférieure à $\frac{1}{5\ 000}$.

Voici, à titre d'exemple, quelques analyses de cuivres industriels (1) :

	Cu	Ag	As	Ni + Co	Fe	Pb
Cuivre du Chili.	98,623	0,085	0,047	0,114	0,295	0,021
— Lac supérieur.. . . .	99,862	0,045	0,037	0,007	traces	traces
— Japon.	99,372	0,024	0,077	0,066	»	0,018
— Electro.	99,947	»	0,008	0,009	0,006	»
— id.	99,994	0,004	»	»	traces	»

Pour préciser le degré de pureté que l'on peut exiger d'un métal

1. HOLLARD, cité par GUILLET. *Étude industrielle des alliages métalliques*, p. 1105.

commercial, nous dirons que, d'après les cahiers des charges des chemins de fer français, le cuivre rouge pour plaques de foyers et pour rivets ne doit pas renfermer plus de 0,4 % de matières étrangères.

Le cuivre résiste beaucoup mieux que le fer aux différents agents chimiques (oxygène, acides étendus, etc.).

Le métal pur est d'une *couleur* rouge.

Sa *densité* varie de 8,81 à 8,95 suivant le traitement mécanique subi. Celle des cuivres industriels ne dépasse guère 8,5.

Le point de *fusion* du cuivre est voisin de celui de l'or. Les nombres donnés par différents auteurs ne sont pas très concordants; cela peut tenir à la présence de matières étrangères, en particulier d'oxygène. En effet, lorsque l'on fond le métal sans précaution dans un creuset ouvert, il fixe de l'oxygène en formant un peu d'oxyde cuivreux qui abaisse le point de fusion [184]. D'après M. Dejean (1), le cuivre pur, désoxydé au rouge par l'hydrogène et maintenu sous une couche réductrice de charbon de bois, fond à 1085° (soit à 20° au-dessus de l'or).

Bien que cette température soit facilement abordable industriellement, le cuivre convient mal pour la fabrication directe des objets par simple *moulage* : il prend mal les empreintes, ou bien il donne un métal poreux, manquant de compacité, sans doute par suite de l'absorption de gaz carbonique pendant la fusion réductrice.

Le cuivre est, après l'argent, le métal ayant la plus grande *conductibilité électrique*.

La valeur de la conductibilité spécifique, exprimée en unités électromagnétiques, est

Pour l'argent.	67 × 10 ⁴
Pour le cuivre.	63 × 10 ⁴

D'où l'emploi du cuivre pour les *fils conducteurs, câbles, etc.*

Nous avons déjà dit [125] que cette conductibilité est fortement diminuée par la présence de petites quantités d'autres corps entrant en solution dans le cuivre solide. L'addition de 1 % de fer, d'alu-

1. *Revue de Métallurgie*, III (1906), p. 233.

minium, d'arsenic, suffit pour faire descendre la conductibilité jusqu'au voisinage de 15 ou 20.

Pour les usages électriques, il importe donc d'avoir un métal particulièrement pur tel que le cuivre *électrolytique*.

Les *propriétés mécaniques* du cuivre sont également des plus intéressantes et en font un métal très précieux pour l'industrie.

Le métal *recuit* donne à la traction environ :

Résistance à la rupture.	R	= 20 kg
Allongement.	A %	= 50.

La *ténacité*, inférieure à celle du fer, est encore notable, et les *allongements* sont considérables. Le cuivre est ainsi particulièrement malléable et flexible; il se travaille très bien au laminoir, à la filière, au marteau.

A côté de ses qualités, le cuivre a des propriétés nuisibles pour certains usages : nous avons vu qu'il ne se prête pas au moulage; il se travaille mal au tour ou à la lime; il manque de dureté et s'use au frottement.

Le cuivre est employé *seul* pour fabriquer des alambics et des réfrigérants, des parois de chaudières et de foyers intérieurs, des tubes, des feuilles pour le doublage des navires.

Il entre dans la composition de nombreux alliages industriels : les principaux sont les *bronzes* et les *laitons*.

Les emplois du cuivre, soit à l'état libre, soit à l'état d'alliages, sont donc nombreux et variés. Aussi, bien que la production soit abondante et place le cuivre au troisième rang des métaux industriels, son prix reste élevé [20].

184. Cuivre oxydé. — Le cuivre, qui résiste bien à l'air à la température ordinaire, s'oxyde à température élevée.

Pendant la fusion, surtout au four à réverbère, cette oxydation se produit et donne de l'*oxyde cuivreux* Cu_2O . Les cuivres du commerce en renferment presque toujours une petite quantité.

Dans le métal solide, l'oxyde cuivreux reste *isolé* à l'état de con-

stituant juxtaposé au cuivre pur (1) ; à mesure que sa quantité augmente, le point de solidification commençante s'abaisse (fig. 78) jusqu'à l'*eutectique* ($\text{Cu} + \text{Cu}^{\circ}\text{O}$) qui, d'après M. Dejean, fond à 1065° et renferme 4,5 % de $\text{Cu}^{\circ}\text{O}$.

Les deux constituants, cuivre et oxyde, sont visibles à l'examen micrographique.

La présence de l'oxyde cuivreux est extrêmement *nuisible* aux propriétés mécaniques du cuivre et de ses alliages : elle rend les métaux

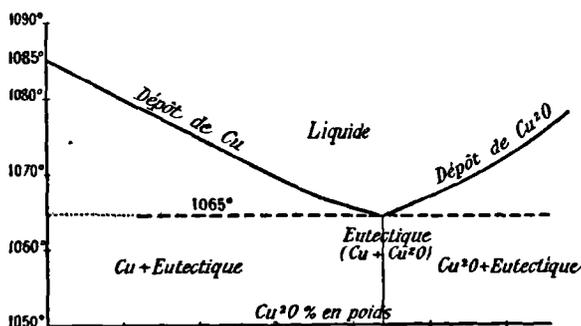


Fig. 78 — Diagramme de solidification du cuivre oxydé.

cassants et difficiles à travailler. C'est à la réduction de cet oxyde que correspond la dernière opération du traitement du cuivre brut (perchage), et c'est pour éviter autant que possible sa formation qu'habituellement l'on fond le cuivre et ses alliages sous une couche de charbon de bois. Cette précaution ne suffit pas pour écarter toute trace d'oxyde.

185. Désoxydants. — La *désoxydation complète améliore* beaucoup le cuivre et ses alliages.

Elle s'obtient par l'addition d'un corps plus avide d'oxygène : on utilise surtout le *phosphore*, le *manganèse*, le *silicium*, l'*aluminium* et le *magnésium*. L'oxyde qui se forme s'élimine soit par volatilisation (cas du phosphore), soit dans les scories.

1. HEYN. *Bulletin de la Société d'Encouragement* (1901), p. 276 et *Zeits. f. anorg. Chemie*, 39 (1904), p. 1. — DEJEAN. *Revue de Métallurgie*, III (1906), p. 239.

Si l'on doit obtenir finalement un alliage complexe renfermant l'élément désoxydant, on emploiera un excès calculé.

Quelques désoxydants peuvent être introduits à l'état libre, ainsi l'aluminium ; mais en général, vu les petites quantités nécessaires, il est préférable d'engager au préalable l'élément utile dans des alliages ; le mélange se fait beaucoup mieux. Les alliages les plus fréquemment employés comme désoxydants sont les suivants :

Cuivre-aluminium ;

Cuivre-phosphore ;

Cuivre-manganèse ;

Cuivre-silicium ;

Cuivre-magnésium.

Nous allons en faire l'étude succincte, sauf pour les premiers (alliages Cu-Al) dont il sera question plus tard (chapitre XIX).

ALLIAGES CUIVRE-PHOSPHORE

186. Préparation. — Dans l'industrie, on prépare en général les alliages cuivre-phosphore par union directe des deux éléments :

1° La vapeur de phosphore est dirigée sur des lingots de cuivre disposés dans des allonges et chauffés au rouge sombre vers 600 à 800°. Elle est absorbée et il se forme le composé cristallin Cu_3P (à 14 % de P).

2° Dans un creuset de fonte A (fig. 79), on met la quantité voulue de phosphore ; on relie par deux serre-joints D avec un creuset supérieur B. Le cuivre,

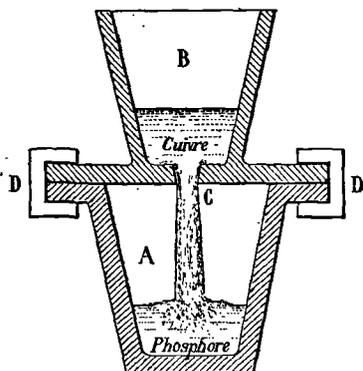


Fig. 79. — Préparation du CUIVRE PHOSPHORÉ.

fondu à part, est versé dans le creuset B et coule sur le phosphore à travers l'ouverture C. Le phosphore qui se vaporise doit s'échapper à travers le métal fondu : il est complètement absorbé.

On emploie généralement des alliages contenant de 9 à 15 % de

phosphore ; cette dernière teneur ne peut être pratiquement dépassée.

187. Constitution. — L'étude des alliages renfermant de 0 à 15 % de phosphore a été faite par M. Guillet (1) et par MM. Heyn et Bauer (2). Les résultats sont concordants.

Le *diagramme de solidification* (fig. 80) montre l'existence

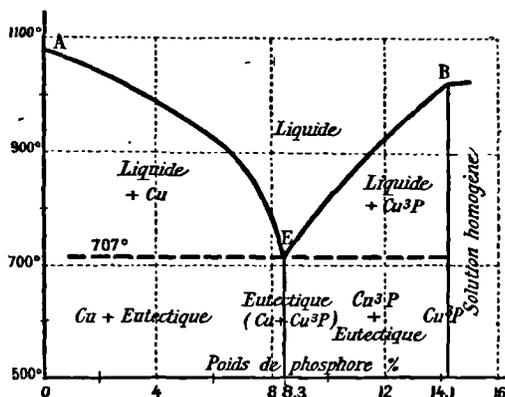


Fig. 80. — Alliages CUIVRE-PHOSPHORE.
Diagramme de solidification.

d'un *eutectique* (P = 8,3) fondant à 707°, très net à l'*examen micrographique* (Pl. IV, phot. 12).

Pour des teneurs inférieures, les alliages montrent des cristallites de cuivre entourées d'eutectique (phot. 11). Ces cristallites sont vraisemblablement, non pas du cuivre pur, mais une solution renfermant moins de 0,2 % de phosphore.

Quand P dépasse 8,3, on voit apparaître des cristaux (phot. 13), qui augmentent jusqu'à remplir tout le champ (phot. 14) pour une teneur de P = 14,1 ; la température de fusion est alors 1022°. La composition P = 14,1, pour laquelle l'alliage est homogène, s'exprime par une formule simple et correspond à une *combinaison* définie Cu^3P .

L'existence de cette combinaison est mise aussi en évidence par les

1. *Étude industrielle des alliages métalliques*, p. 767.
2. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 52 (1907), p. 129.

courbes (fig. 81) qui représentent le *volume spécifique* des diffé-

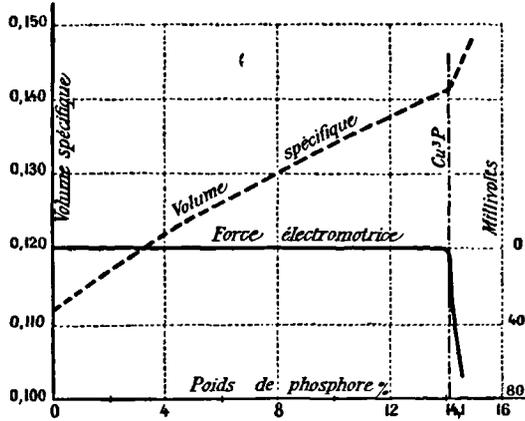


Fig. 81. — Alliages cuivre-phosphore.
Force électromotrice de dissolution.
Volume spécifique.

rents alliages et la *force électromotrice* de la pile



La constitution des alliages cuivre-phosphore est alors la suivante :

- $0 < P < 8,3$ Cu + Eutectique.
- $P = 8,3$ Eutectique (Cu + Cu^3P .)
- $8,3 < P < 14,1$ Cu^3P + Eutectique.
- $P = 14,1$ Combinaison Cu^3P .

De 14,1 à 15 % de phosphore, on a une solution homogène (cristaux mixtes de Cu^3P et de Cu^5P^2 ?) dont le point de fusion est sensiblement constant (1 022°).

Il est possible d'obtenir des alliages renfermant plus de 15 % de phosphore, mais il faut pour cela opérer à température relativement basse, au-dessous de la fusion ; par exemple, on chauffe longtemps, à 300-400°, des copeaux de cuivre avec du phosphore : on obtient une masse solide, noire, poreuse, pouvant contenir jusqu'à 30 % de P. Cette masse perd du phosphore quand on la chauffe : il s'établit des équilibres où intervient la phase *vapeur*. Lorsqu'on atteint la

fusion, la teneur en phosphore n'est plus que de 15 %; c'est la teneur maximum des produits commerciaux.

188. Propriétés et emplois. — Les alliages industriels (*cuivre phosphoré* ou *cupro-phosphore*) renferment au plus 15 % de phosphore; ils peuvent être chauffés longtemps sans perte sensible de phosphore.

Ils sont gris d'acier, très fragiles et très durs.

La *dureté* de la combinaison Cu^3P est supérieure à celle du constituant Cu^3Sn des bronzes [202] et comparable à celle des aciers durs trempés. Il est à remarquer que le phosphore et l'étain qui, tous deux, donnent avec le cuivre des alliages particulièrement durs, forment des combinaisons de même formule : Cu^3P et Cu^3Sn .

Pour l'emploi industriel, l'alliage à 15 % (combinaison) se brise trop facilement et donne dans la manipulation des déchets importants. On lui préfère généralement l'alliage à 10 %, constitué surtout par l'eutectique.

Le cuivre phosphoré est uniquement employé comme *désoxydant* : il est ajouté aux alliages de cuivre au moment de la coulée (v. Bronzes au phosphore [210]). On le remplace quelquefois par un alliage *étain-phosphore* à 10 % de P, alliage très cassant, renfermant SnP , moins fixe que le cuivre phosphoré : il perd du phosphore à chaque fonte.

ALLIAGES CUIVRE-MANGANÈSE

189. Préparation. — Le *cupro-manganèse* industriel est un alliage riche en manganèse; il renferme habituellement 25 à 30 % de manganèse.

On le préparait autrefois en chauffant au creuset de plombagine un mélange de cuivre divisé en copeaux, de charbon de bois et d'oxyde de manganèse, résidu de la fabrication du chlore.

Aujourd'hui que l'industrie prépare, au four électrique ou par aluminothermie, du manganèse suffisamment pur, on remplace cette méthode par l'union directe des deux métaux.

Le cupro-manganèse est utilisé pour introduire du manganèse

dans les alliages de cuivre. En particulier, les alliages cuivre-manganèse à faible teneur, qui ont un emploi industriel [191], s'obtiennent en fondant du cuivre et du cupro-manganèse en proportions calculées.

190. Constitution. — L'étude *métallographique* et la recherche des *diagrammes de solidification* ont donné récemment, à différents auteurs (1), des résultats non concordants. C'est un exemple, entre beaucoup d'autres, de la difficulté de pareilles recherches et de la prudence avec laquelle il convient de conclure.

M. Wologdine employait un manganèse contenant de 2 à 2,5 %.

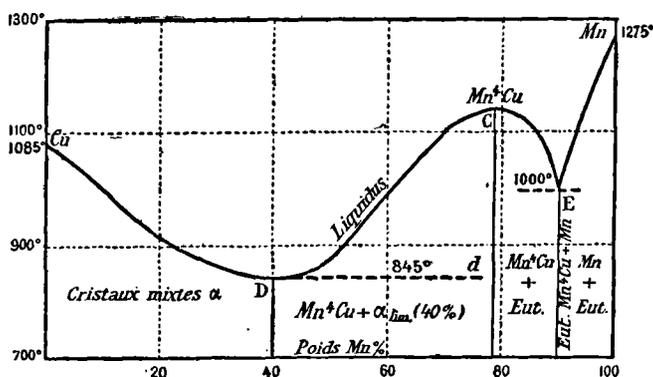


Fig. 82. — Alliages CUIVRE-MANGANÈSE.
Diagramme d'après M. Wologdine.

d'impuretés. Pour protéger la surface du métal fondu contre l'oxydation, il la recouvrait d'une petite quantité de charbon de bois.

Le diagramme obtenu (fig. 82) indique l'existence des constituants suivants :

1° *Cristaux mixtes α*, isomorphes avec le cuivre, renfermant de 0 à 40 % de Mn. Le solidus correspondant est trop voisin du liquidus pour s'en distinguer.

1. WOLOGDINE. *Revue de Métallurgie*, IV (1907), p. 25. — SAHMEN. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 57 (1908), p. 23. — S. ZEMCZUZY, G. URASOW et A. RYKOWSKOW. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 57 (1908), p. 253.

- 2° *Combinaison* Mn⁴Cu, correspondant au maximum C du liquidus.
- 3° *Manganèse pur*, formant un eutectique E avec Mn⁴Cu.

D'après M. Zemczuzny, la constitution serait beaucoup plus simple. Le liquidus AMB ne comprend ni maximum, ni point eutectique ; il se compose (fig. 83) d'une seule branche de courbe continue présentant un minimum (Mn = 30, T = 868°). Le solidus aMb passe également par ce minimum. Cette forme de diagramme, déjà rencontrée dans les alliages or-cuivre [161], indique l'existence d'une *seule série continue de cristaux mixtes* pouvant renfermer du cuivre et du manganèse en toutes proportions.

Cette constitution s'accorde avec la courbe de la *conductibilité*

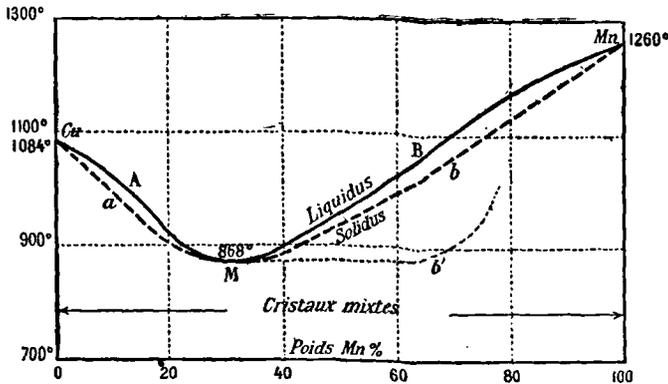


Fig. 83. — Alliages CUIVRE-MANGANÈSE.
Diagramme d'après M. Zemczuzny.

électrique qui, elle aussi, est composée d'une seule branche avec minimum.

La détermination exacte du solidus est difficile, surtout pour les alliages où Mn > 30. Avec des vitesses de refroidissement qui ne sont pas exceptionnellement faibles, l'équilibre ne peut pas s'établir à chaque instant ; d'après un mécanisme que nous avons étudié en prenant comme exemple les alliages antimoine-bismuth [98] (fig. 25), le métal solidifié n'est pas homogène et la fin de solidification est retardée : le solidus observé prend la forme Mb' (fig. 83) qui le rapproche de la branche Dd tracée par M. Wologdine (fig. 82).

C'est surtout pour les alliages contenant de 70 à 100 % de Mn que la différence est grande entre les deux diagrammes. Elle peut être due à l'emploi, par M. Wologdine, d'une couche de charbon de bois qui aurait produit une *carburation* du manganèse. Dans les recherches de M. Zemczuzny, les alliages étaient protégés de l'oxydation par un courant d'hydrogène ou mieux par une couche de chlorure de baryum fondu ; le manganèse employé était préparé par le procédé Goldschmidt (aluminothermie), donc bien exempt de carbone.

Remarquons enfin que les deux diagrammes sont d'accord pour les produits industriels qui renferment en général moins de 30 % de manganèse : ils sont formés d'une solution solide isomorphe avec le cuivre.

191. Propriétés et emplois. — Les alliages riches en cuivre (Mn < 40) ont une *couleur* qui passe du rouge au blanc grisâtre quand le manganèse augmente.

Ils se travaillent bien à froid et à chaud ; leur *dureté* s'élève avec la teneur en manganèse.

Le manganèse est un *désoxydant*, mais beaucoup moins énergique que le phosphore : on s'adressera au *cupro-manganèse* quand on voudra laisser du manganèse dans le métal. Il servira en particulier pour préparer les alliages cuivre-manganèse à faible teneur.

Ces derniers alliages, qui ont un emploi industriel, renferment en général moins de 7 % de manganèse.

Le type le plus courant est

Cuivre.	95,5
Manganèse.	4,5.

Nous venons de dire qu'ils sont malléables. Ils sont plus tenaces que le cuivre, sans être plus fragiles : ils résistent aussi bien au choc. Nous empruntons à M. Guillet les résultats suivants :

Mn %	R	A %	Résistance au choc.
0	20 kg	50	»
3	22	45	34 kgm
4,4	24	42	33
6,5	27	34	32

Ces nombres se rapportent à des métaux complètement recuits. Naturellement, les mêmes métaux écrouis par travail mécanique ont des résistances plus grandes.

Leur propriété la plus remarquable est d'être *peu sensibles à l'action de la chaleur*, de présenter encore une grande résistance à haute température (vers 300°).

Nous avons dit [152] l'importance de cette question pour la fabrication des pièces de chaudières à haute pression.

Aussi ces alliages sont-ils actuellement utilisés, par les principales compagnies françaises de chemins de fer, pour la fabrication des *entretoises de locomotives*, des *tuyaux et soupapes pour vapeur surchauffée*.

ALLIAGES CUIVRE-SILICIUM

192. Constitution. — *L'étude chimique* des alliages cuivre-silicium a conduit différents auteurs à des résultats contradictoires : on a signalé ainsi soit la combinaison Cu^2Si (1), soit Cu^4Si (2).

M. Rudolphi (3) en a fait l'étude *thermique et micrographique* complète ; du diagramme obtenu, il conclut à l'inexistence des combinaisons précédentes, mais à l'existence des deux suivantes : Cu^3Si et $\text{Cu}^{19}\text{Si}^4$; il y aurait aussi deux solutions solides.

Le diagramme complet est assez compliqué. Nous en retiendrons seulement ceci :

Le cuivre peut *dissoudre le silicium jusqu'à la teneur limite de 4,5 %*. Les alliages renfermant de 0 à 4,5 % de silicium sont homogènes, formés de cristaux mixtes isomorphes avec le cuivre.

193. Propriétés et emplois. — Le silicium influe beaucoup sur la *couleur* : une addition de 1 % suffit pour que la couleur rouge du cuivre tire sur le jaune ; les alliages sont *jaunes* de 2 à 5 % Si, *blancs* de 5 à 10 ; au-dessus de 10 %, ils ont la couleur *gris d'acier* du silicium.

1. VIGOUROUX. *Thèse*, Paris (1896), p. 102.

2. LEBEAU. *Comptes Rendus*, 141 (1905), p. 889.

3. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 53 (1907), p. 216.

Jusqu'à 5 % de silicium, les alliages sont assez *ductiles* et peuvent être étirés en fils. Au delà, ils sont cassants et durs, d'autant plus qu'ils renferment plus de silicium.

On prépare industriellement des *cupro-siliciums*, alliages à forte teneur (10 à 35 % de Si). Ces produits sont obtenus au four électrique en réduisant de la silice par le charbon en présence de cuivre.

Ils sont très cassants. On les utilise :

1° Comme *désoxydants* pour le cuivre rouge, les bronzes ou les laitons ; le silicium est en effet un réducteur énergique.

2° Pour la fabrication d'alliages cuivre-silicium à faible teneur (*cuivre silicié*) ; les plus employés renferment

Silicium. 0,02 à 0,05 %.

Ces derniers alliages présentent un grand intérêt pour la fabrication des *canalisations électriques*, des *fils téléphoniques*. Ils ont en effet une *conductibilité électrique* peu inférieure à celle du cuivre pur et une résistance mécanique beaucoup plus grande.

Voici par exemple les résultats annoncés par des fabricants pour des fils dont l'état d'érouissage n'est pas indiqué :

Si %	R	Conductibilité relative.
0	28	100
0,02 à 0,05	45	98
0,5	50	28
3,5	95	7

ALLIAGES CUIVRE-MAGNÉSIUM

194. Constitution. — M. Boudouard (1) a déterminé seulement la courbe de solidification commençante : il a trouvé trois maxima correspondant aux combinaisons Cu^2Mg , CuMg , CuMg^2 ; par *voie chimique*, il a isolé celles-ci sous forme de poudres cristallines, en traitant pendant plusieurs jours des alliages de composition convenable par l'acide chlorhydrique très dilué (1 ou 5 pour 1000).

Cette étude a été reprise par M. Sahmen (2) qui a déterminé

1. *Bulletin de la Société Chimique*, 29 (1903), p. 629.

2. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 57 (1908), p. 26.

complètement le *diagramme de solidification* (liquidus, solidus et durées de cristallisation eutectique). Les résultats diffèrent un peu de ceux de M. Boudouard.

Le liquidus (fig. 84) n'a que deux maxima C et E ; il n'indique que

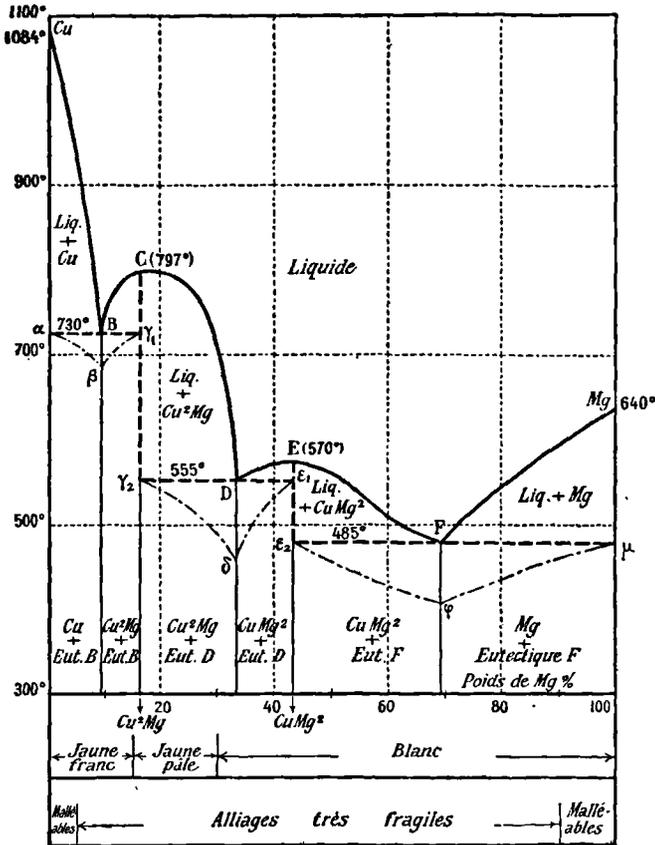


Fig. 84. — Alliages CUIVRE-MAGNÉSIUM.
Diagramme de solidification, Propriétés.

deux combinaisons : Cu^2Mg et CuMg^2 . Ces maxima étant très aplatis, les compositions correspondantes sont déterminées par la considération des trois courbes des durées de cristallisation eutectique, β , δ et φ [93].

Les mêmes courbes nous indiquent qu'il ne se forme pas de solution solide.

En *résumé*, les constituants des alliages cuivre-magnésium seraient :

- 1° Cuivre pur
 - 2° Magnésium pur
 - 3° Combinaison Cu^2Mg ($\text{Mg} = 16,1$) fusible à 797°
 - 4° — CuMg^2 ($\text{Mg} = 43,4$) — 570°
- auxquels il faut ajouter les trois eutectiques
- B. Eutectique ($\text{Cu} + \text{Cu}^2\text{Mg}$) ($\text{Mg} = 9$) fusible à 730°
 - D. — ($\text{Cu}^2\text{Mg} + \text{CuMg}^2$) ($\text{Mg} = 33$) — 555°
 - F. — ($\text{CuMg}^2 + \text{Mg}$) ($\text{Mg} = 69$) — 485° .

Les combinaisons sont des cristaux qui se voient nettement à l'examen microscopique.

195. Propriétés et emplois. — Les alliages conservent à peu près la *couleur* du cuivre jusqu'à la combinaison Cu^2Mg : ils sont *rouges* ou *jaunes* et peuvent prendre un beau poli. La couleur jaune disparaît totalement quand la proportion de magnésium dépasse 30 % ; les alliages sont alors *blancs* (Boudouard).

Malléabilité. — Le cuivre et le magnésium sont tous deux malléables.

Conformément à la règle générale [154], les deux combinaisons sont au contraire très fragiles ; il en est de même de leur eutectique D. Les eutectiques B et F, formés par un métal malléable et une combinaison fragile, ne sont pas malléables : ainsi, l'alliage à 70 % (eutectique $\text{CuMg}^2 + \text{Mg}$) est si fragile qu'il se brise entre les doigts.

Ne sont malléables que les alliages constitués par une assez grande quantité de métal pur, juxtaposée avec peu d'eutectique, c'est-à-dire ceux qui renferment une grande proportion de magnésium (plus de 90 %) ou de cuivre. La malléabilité ne se rencontre ainsi qu'aux deux extrémités du diagramme (fig. 84).

Nous retrouverons des propriétés très voisines dans les alliages cuivre-aluminium [247].

Le magnésium est un *réducteur* puissant. Aussi les alliages précédents sont-ils parfois utilisés comme épurateurs, comme *désoxydants*, notamment pour le moulage du *maillechort*.

CHAPITRE XV

ALLIAGES CUIVRE-ÉTAIN BRONZES ORDINAIRES

196. Préparation. — Les *bronzes ordinaires*, alliages binaires de cuivre et d'étain, s'obtiennent par fusion directe des deux métaux. Généralement on ajoute des vieux bronzes, déchets, tournures, etc.

La fusion se fait le plus souvent au creuset, parfois aussi dans des fours à réverbère pour les coulées importantes. On fond d'abord le cuivre, le plus rapidement possible pour éviter l'oxydation ; on ajoute ensuite les déchets et à la fin seulement l'étain. On recouvre la surface de charbon en poussière pour empêcher l'oxydation.

Le bronze est surtout employé sous forme de pièces moulées.

CONSTITUTION.

197. Étude thermique et métallographique. — La constitution des alliages cuivre-étain a donné lieu à d'importantes recherches.

Dans un remarquable travail, MM. Heycock et Neville (1), par l'étude du refroidissement et la métallographie, ont établi le *dia-*

1. *Philosophical Transactions* [A], 202 (1903), p. 1-69. Un extrait assez complet a été donné dans *Revue de Métallurgie*, I (1907). Extraits, p. 72.

gramme des états d'équilibre ; il a été complété ensuite et légèrement modifié par MM. Shepherd et Blough (1).

Les alliages solides présentent des transformations pendant le refroidissement : certains bronzes se modifient en effet par la trempe ; aussi le diagramme complet est-il assez compliqué. La figure 85 en représente l'essentiel.

Le liquidus présente quatre points de transition C, D, E, F et un eutectique G ; il se compose ainsi de six branches de courbe correspondant au dépôt de six constituants distincts.

Examinons ce qui se passe pendant le refroidissement d'alliages de différentes compositions.

$0 < \text{Sn} < 9\%$. — **Constituant α** . — Ces alliages, après solidification lente, sont homogènes. Comme le cuivre, ils sont noircis par une attaque à l'ammoniaque, ou à l'acide chlorhydrique, ou au chlorure ferrique en solution chlorhydrique (Pl. V, phot. 15).

Ils sont formés par une solution solide d'étain dans le cuivre, isomorphe avec ce métal, appelée par MM. Heycock et Neville *constituant α* . Ce constituant se dépose directement dans le métal fondu et ne se modifie pas par refroidissement : les alliages considérés ne subissent donc pas la trempe.

Toutefois, on peut observer un phénomène que nous avons déjà signalé dans les alliages bismuth-antimoine [98], or-cuivre [161], cuivre-manganèse [190]. Considérons par exemple un alliage $\text{Sn} = 7$ et suivons la solidification. Les premiers cristaux qui se déposent sont plus riches en cuivre que la solution (leur composition est donnée par la courbe Aa), ils renferment donc moins de 7 % d'étain ; si le refroidissement est assez rapide, ces cristaux déjà formés restent dans le même état, ils conservent leur composition et s'entourent ensuite de couches de moins en moins riches en Cu. Dans la masse entièrement solide, les cristaux α ne sont donc pas homogènes ; ils montrent des noyaux riches en cuivre qui, après attaque, se détachent en noir sur les couches superficielles plus riches en étain. C'est ce qu'on observe en trempant vers 800° l'alliage à peine solidifié (Pl. V, phot. 16).

Cet état hétérogène n'est pas l'équilibre définitif. Si nous réchauf-

1. *Journal of Physical Chemistry*, X (1906), p. 630.

ons un tel alliage à 800°, température inférieure à la fusion, la com-

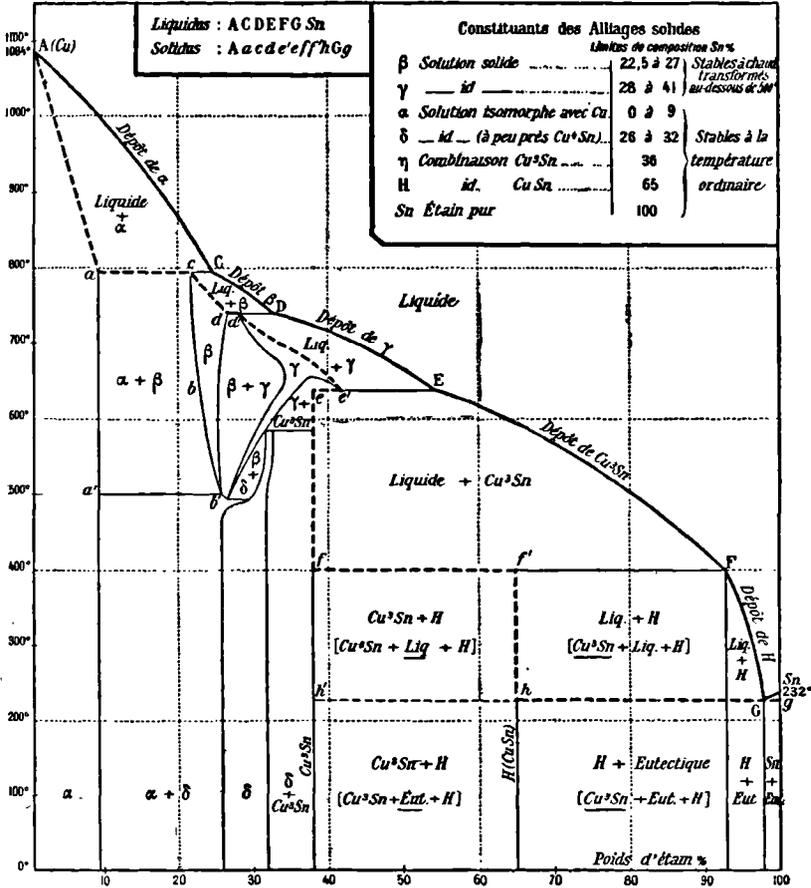
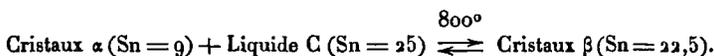


Fig. 85. — Alliages CUIVRE-ÉTAIN (BRONZES ORDINAIRES).
Diagramme d'équilibre.

position des différentes parties s'uniformise par diffusion, et l'on retrouve après refroidissement l'homogénéité du photogramme 15 (1).

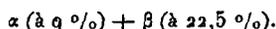
1. D'après M. Shepherd, la composition limite de cette solution α varierait avec la température; elle serait Sn = 9 à 800° et Sn = 13 à la température ordinaire. La ligne aa' limitant le domaine serait non pas une droite verticale, mais une courbe.

$9 < \text{Sn} < 22,5$. — **Constituant β** . — L'alliage fondu abandonne d'abord des cristaux α et la température baisse jusqu'à 800° . A ce moment, nous avons en équilibre des cristaux α saturés, représentés par le point a ($\text{Sn} = 9$), et un liquide correspondant au *point de transition* C, de composition $\text{Sn} = 25$. Suivant un mécanisme connu [96-100], la solidification se poursuit par la transformation de ces deux phases en une troisième représentée par le point intermédiaire c ($\text{Sn} = 22,5$); c'est une réaction réversible à température constante :



Le solide qui prend ainsi naissance est la limite d'une nouvelle solution, le **constituant β** , dont le domaine très restreint cdb' est compris entre d'étroites limites de composition et de température.

Après solidification complète (un peu au-dessous de 800°), les alliages dont la teneur en étain est comprise entre 9 et 22,5, et dont le point figuratif est ainsi placé entre a et c , sont alors formés par un mélange des deux cristaux limites



La température continuant à baisser, ils conservent cette texture jusqu'à 500° ; nous pouvons la fixer par la trempe. Par exemple, l'alliage $\text{Sn} = 15,6$, trempé à 546° , montre les deux constituants α et β , faciles à distinguer car le second se colore en noir par FeCl^3 plus rapidement que le premier (Pl. V, phot. 17).

En fait, la composition de β limite varie un peu quand la température décroît; son point représentatif se déplace vers la droite sur la courbe cbb' . Il en résulte que le constituant β doit s'enrichir en étain et, pour cela, doit rejeter des cristaux α plus riches en cuivre. Ainsi l'alliage $\text{Sn} = 22,5$ est formé uniquement de β à 800° ; si on le trempe au voisinage immédiat de cette température, sa structure est effectivement homogène (Pl. V, phot. 18). Si au contraire on trempe à 560° , on observe (Pl. VI, phot. 19), sur le fond noir de β , des cristaux α qui ont pris naissance pendant le refroidissement de 800 à 560° .

Un alliage $\text{Sn} = 23,3$ trempé à 530° nous montre la même constitution (phot. 20).

Transformation à 500° . — **Constituant δ** . — Nous sommes obligés de tremper les alliages pour observer le constituant β . C'est

qu'en effet il n'est pas stable à froid : il subit une transformation vers 500°.

A cette température, les cristaux limites α et β juxtaposés sont représentés par a' et b' . Les cristaux β se dédoublent alors intégralement en cristaux α saturés a' et en un nouveau constituant δ .

Ce *constituant* δ est bien cristallisé ; il se distingue facilement des autres parce qu'il ne se colore ni par HCl, ni par le chlorure ferrique en solution chlorhydrique. On l'a considéré parfois comme un composé défini Cu'Sn (Sn = 32 env.). C'est plus probablement une *solution solide* dont la composition reste dans des limites très étroites vers 500° et est comprise, à la température ordinaire, entre 26 et 32 % de Sn (Shepherd).

La transformation de β en un mélange complexe de $\alpha + \delta$ ne touche pas au constituant α primitif. Ainsi, l'alliage Sn = 15,6 est formé au-dessus de 500°, comme l'a montré le photogramme 17, de



Au-dessous de 500°, après transformation de β , il a pour constitution



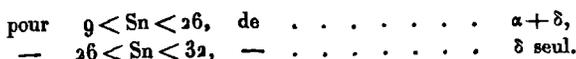
Cette structure apparaît dans les photogrammes 21 et 22 (même alliage *trempe* à 470° et examiné à deux grossissements différents) où δ se détache en blanc sur α noir.

La transformation dont nous venons de parler joue, comme nous le verrons bientôt, un rôle très important dans les applications industrielles.

22,5 < Sn < 32. — Constituant γ . — Lorsque la teneur en étain est comprise entre 22,5 et 27 % (point d), la solidification produit seulement le constituant β .

Pour des teneurs plus élevées, il apparaît une nouvelle solution, le *constituant* γ qui, comme β , est stable seulement aux températures élevées et se transforme par refroidissement.

Nous n'entrons pas dans le détail de ces nouvelles transformations. Constatons seulement que les alliages lentement refroidis sont formés au-dessous de 500°



32 < Sn < 38. — Constituant η (Combinaison Cu^3Sn). — Quand la teneur en étain est comprise entre 32 et 38, on trouve, dans les alliages lentement et complètement refroidis, un nouveau constituant désigné par η (Heycock et Neville); c'est un *composé défini* Cu^3Sn ($\text{Sn} = 38,3$). Il se présente en grands cristaux allongés, durs, se distinguant facilement de δ parce qu'ils sont colorés par le réactif ferrique tandis que δ reste blanc (Pl. VII, phot. 23).

Cette combinaison ne se produit pas directement pendant la solidification des alliages fondus ayant la composition considérée. Il se fait d'abord la solution solide γ qui se transforme ensuite en donnant le composé Cu^3Sn .

Étudions immédiatement les alliages *très riches* en étain et prenons le diagramme par l'autre extrémité.

98 < Sn < 100. — Étain pur. — Il ne semble pas se former de solution solide du côté de l'étain. Le liquide laisse déposer l'*étain pur*, et l'alliage entièrement solide est formé de cristaux d'étain dans un eutectique qui s'est solidifié à 225°.

93 < Sn < 98. — Constituant H (Combinaison CuSn). — Le liquide laisse déposer (ligne FG du diagramme) un nouveau constituant, désigné par H, qui diffère peu d'une *combinaison* définie CuSn (1) ($\text{Sn} = 65$). Il se présente en cristaux ne se colorant pas par le réactif ferrique, ce qui le différencie des constituants voisins, Cu^3Sn et eutectique (voir Pl. VII, phot. 24 à 26).

L'alliage $\text{Sn} = 98$, correspondant au point G, est un *eutectique* ($\text{H} + \text{Sn}$) fondant à 225°.

Les alliages dont la teneur en étain est comprise entre 93 et 98 sont formés par le constituant H entouré de cet eutectique ($\text{H} + \text{Sn}$).

Nous pouvons examiner maintenant comment se comportent les alliages intermédiaires, ceux dont la teneur en étain est comprise entre 38 et 93 %.

38 < Sn < 93. — Transformation F à 400°. — Le constituant H (CuSn) renferme 65 % de Sn. L'alliage de composition $\text{Sn} = 65$ doit donc être homogène, formé du seul constituant H, et les

1. C'est plutôt une solution solide ayant un domaine très resserré.

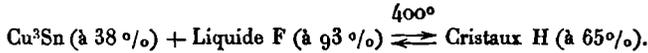
alliages de 38 à 65 doivent être formés des deux constituants Cu^3Sn et H.

Il en est bien ainsi, mais seulement pour un *refroidissement extrêmement lent*.

Voici, en effet, comment se produit la solidification d'un alliage renfermant par exemple $\text{Sn} = 50$.

Le point figuratif rencontre la branche DE du liquidus; l'alliage liquide laisse alors déposer le constituant γ qui, à 640° , en contact avec le liquide E, se transforme en composé Cu^3Sn . Lorsque cette *transformation à 640° est terminée*, la masse est formée de Cu^3Sn et d'un liquide E. La température continuant à baisser, des cristaux de Cu^3Sn se forment directement aux dépens du liquide, et la composition de celui-ci se modifie suivant EF.

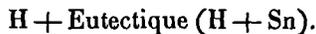
A 400° , le liquide a la composition F ($\text{Sn} = 93$); il réagit alors sur les cristaux Cu^3Sn pour donner le constituant H suivant la nouvelle transformation à température constante



Dans les alliages renfermant de 38 à 65 % de Sn, cette transformation absorbe tout le liquide; il reste Cu^3Sn en excès et, au-dessous de 400° , la masse est entièrement solide, constituée par



Au contraire, dans les alliages renfermant de 65 à 93 % de Sn, cette transformation absorbe tous les cristaux Cu^3Sn qui disparaissent entièrement, et il reste en excès du liquide F. Lorsque le refroidissement continue au-dessous de 400° , ce liquide laisse déposer directement des cristaux H et sa composition se déplace sur FG jusqu'à ce que l'on atteigne la température eutectique (225°). Tout se solidifie alors et l'alliage a pour constitution définitive



Le *solidus* est donc *ff'hGg*. Mais pour qu'il en soit bien ainsi, il faut que le constituant H ait le temps de se produire. Or *la transformation F à 400° est très lente*: elle exige plusieurs jours. Les photogrammes 24 et 25 (Pl. VII), qui montrent la structure d'équilibre H + Eutectique, ont été obtenus en maintenant les alliages

21 jours à 350°, température un peu inférieure à celle de la transformation. Dans le phot. 25, on voit deux espèces de cristaux H; les plus gros, arrondis, se sont formés à 400° aux dépens de Cu³Sn; les autres, plus allongés, sont des cristaux primaires, formés ensuite directement aux dépens du liquide.

Si l'alliage est recuit à 350°, non plus pendant 21 jours, mais seulement pendant 10 heures ou même pendant 60, la transformation n'est pas complète. Dans les *conditions ordinaires*, avec un refroidissement normal, elle commence à peine. Qu'en résulte-t-il pour la constitution des alliages solidifiés?

Tous ceux dont la teneur en étain est comprise entre 38 et 93 présentent alors les mêmes phénomènes : à 400°, ils sont formés de cristaux Cu³Sn et de liquide F; la masse continuant à se refroidir, les cristaux persistent puisqu'ils n'ont pas le temps de se transformer; le liquide F abandonne le constituant H entre 400 et 225°, puis l'eutectique (H + Sn) à 225°. C'est seulement à cette température que, pour tous les alliages en question, la solidification est complète; le solidus est donc *fh'hGg*, et la constitution des alliages solides est



Ainsi l'alliage Sn = 83,5, refroidi spontanément jusqu'à 375°, puis trempé, montre (Pl. VII, phot. 26) des cristaux de Cu³Sn (noir) bordés d'un peu de H (blanc) produit de 400 à 225°, le tout noyé dans l'eutectique.

Sur le diagramme, nous avons porté entre crochets les structures qui persistent ainsi sans être en équilibre définitif, et que l'on observe habituellement sur les alliages refroidis dans les conditions ordinaires.

198. Étude chimique. — L'acide chlorhydrique dissout parfaitement l'étain. Si l'on attaque par l'acide chlorhydrique des alliages riches en étain (Sn > 40), on obtient un résidu formé de cristaux durs, de composition constante Sn = 38, ce qui correspond à la formule du composé défini Cu³Sn.

199. Étude physique. — Pour faciliter la comparaison, nous avons

réuni sur la même figure 86 les courbes représentant la conductibilité électrique, la force électromotrice, la densité, la dilatation, en fonction de la composition, et nous y avons rappelé la constitu-

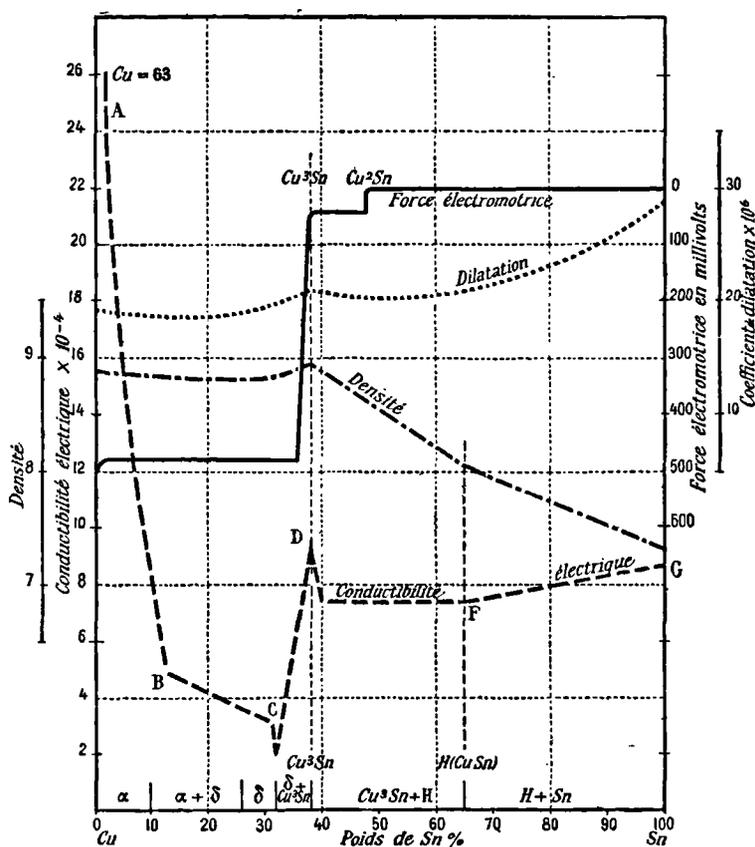


Fig. 86. — Alliages CUIVRE-ÉTAIN (BRONZES ORDINAIRES).

Propriétés physiques. Leur relation avec la constitution.

tion des alliages lentement refroidis, telle qu'elle résulte de l'étude thermique et micrographique.

Conductibilité électrique. — D'après M. Guertler (¹), les différentes déterminations de la conductibilité électrique des alliages cuivre-

1. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 51 (1906), p. 417.

étain (Matthiesen, Roberts, Lodge) se représentent bien par la courbe de la figure 86. Elle est suffisamment d'accord avec les conclusions précédentes : la branche fortement descendante AB correspond à la solution α , la droite BC au mélange $\alpha + \delta$, le minimum au constituant δ (voisin de Cu^4Sn), le maximum D au composé Cu^3Sn , l'angle F au constituant H (CuSn), enfin la droite FG au mélange mécanique $\text{H} + \text{Sn}$.

Force électromotrice de dissolution. — M. Laurie, puis M. Herschkowitch⁽¹⁾ ont trouvé une variation brusque pour la composition Cu^3Sn .

La question a été reprise par M. Pouchine⁽²⁾ qui a mesuré la force électromotrice de l'élément



Dans la courbe ci-contre, qui résume ses résultats, on retrouve la variation brusque pour Cu^3Sn ; une autre variation correspond à la composition Cu^2Sn . Un composé défini de cette formule n'est indiqué par aucune autre méthode.

Densité. — Nous avons déjà signalé [137] les déterminations de Riche sur les alliages cuivre-étain⁽³⁾. Malgré le peu de précision que comportent de semblables mesures, la courbe (densité des barreaux) indique nettement un changement de structure pour la composition Cu^3Sn .

Dilatation. — Des expériences anciennes de Grace-Calvert⁽⁴⁾ ont donné pour le coefficient de dilatation des alliages étain-cuivre des valeurs qui présentent un maximum pour Cu^3Sn .

200. Conclusion. — Tous les procédés d'étude mettent en évidence la **combinaison Cu^3Sn** .

La force électromotrice semble indiquer l'existence d'une autre combinaison Cu^2Sn ; on ne la retrouve par aucune autre méthode : son existence est ainsi peu probable.

1. *Zeits. f. physikal. Chemie*, **27** (1893), p. 148.
2. *Zeits. f. anorg. Chemie*, **56** (1907), p. 18.
3. *Annales de Chimie et de Physique*, **30** (1873), p. 359. — Voir aussi MAEY, *Zeits. f. physikal. Chemie*, **38** (1901), p. 291 et 301.
4. Cité par H. LE CHATELIER. Contribution à l'étude des Alliages, p. 451.

Les résultats les plus complets sont donnés par l'étude du refroidissement et la métallographie (Heycock et Neville, Shepherd et Blough). D'après ces recherches, les alliages cuivre-étain sont formés par plusieurs constituants que nous résumons dans le tableau suivant :

		COMPOSITION
		Teneurs extrêmes en Sn %.
Constituant	α .	Solution solide, isomorphe avec Cu. 0 à 9
—	β .	Solution solide. 22,5 à 27
—	γ .	— 28 à 42
—	δ .	Solution (voisine de Cu^4Sn). . . 26 à 32
—	η .	Combinaison Cu^3Sn 38
—	H.	— CuSn 65
—	Sn.	Étain pur 100.

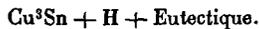
Les solutions β et γ ne peuvent exister, dans les systèmes en équilibre, qu'aux températures élevées, supérieures à 500° . On ne peut les observer qu'en immobilisant par la *trempe* la structure des hautes températures.

Les autres constituants sont stables à la température ordinaire.

Les alliages refroidis assez lentement pour être en équilibre présentent, à la température ordinaire, la constitution suivante :

Sn %.	
0 à 9	α homogène.
9 à 26	$\alpha + \delta$.
26 à 32	δ homogène.
32 à 38	$\delta + \text{Cu}^3\text{Sn}$.
38	Cu^3Sn .
38 à 65	$\text{Cu}^3\text{Sn} + \text{H}$.
65	H (CuSn).
65 à 98	H + Eutectique.
98	Eutectique (H + Sn).
98 à 100	Sn + Eutectique.

Les alliages où Sn est compris entre 38 et 93, et dont le refroidissement n'a pas été exceptionnellement lent, ne présentent pas la constitution d'équilibre définitif ; ils sont formés de trois constituants :



Nous allons voir que ces résultats sont bien d'accord avec l'ensemble des propriétés utilisées industriellement.

PROPRIÉTÉS.

201. Propriétés physiques. — La *fusibilité*, la *conductibilité électrique*, la *force électromotrice de dissolution*, la *densité*, la *dilatation* des alliages cuivre-étain ont été étudiées [199] et représentées graphiquement (fig. 85 et 86).

Liquation. — Riche⁽¹⁾ a maintenu pendant 10 heures des alliages à l'état fondu dans des moules tubulaires : après solidification, il a analysé les parties supérieures et inférieures.

Les alliages ayant pour composition Cu^4Sn et Cu^8Sn se sont montrés homogènes. Pour les autres, on trouve entre les parties extrêmes des différences de composition pouvant atteindre plusieurs unités pour cent.

Ainsi, dans l'alliage $\text{Sn} = 90$, on trouve

En haut du lingot	88 % Sn
En bas —	93 —

Pour les compositions des bronzes industriels ($\text{Sn} < 30$), ces différences sont beaucoup plus faibles, mais encore notables.

Couleur. — La couleur est d'abord *rouge* comme celle du cuivre (jusqu'à $\text{Sn} = 5$), elle devient ensuite *jaune or* (5 à 10), puis franchement *jaune* au delà de 10, à l'apparition du constituant δ (fig. 87).

Au delà de 25 %, la couleur jaune disparaît : les alliages sont *blancs* (25 à 40), puis *gris bleu* (de 40 à 65) et enfin *gris* d'étain (au delà de 65) [Riche].

202. Propriétés mécaniques. — Les propriétés mécaniques des bronzes sont particulièrement intéressantes. Elles ont donné lieu à un assez grand nombre de recherches ; les résultats n'en sont pas toujours concordants, sans doute parce que les échantillons examinés n'ont pas subi des traitements thermiques et mécaniques comparables.

La figure 87 représente l'allure générale des principales propriétés pour les alliages renfermant moins de 30 % d'étain ; ce sont les seuls

1. *Annales de Chimie et de Physique*, 30 (1873), p. 359.

utilisés dans l'industrie. Nous y avons également reporté l'indication des constituants après refroidissement normal.

Pour les alliages recuits, la **résistance à la rupture** croît d'abord

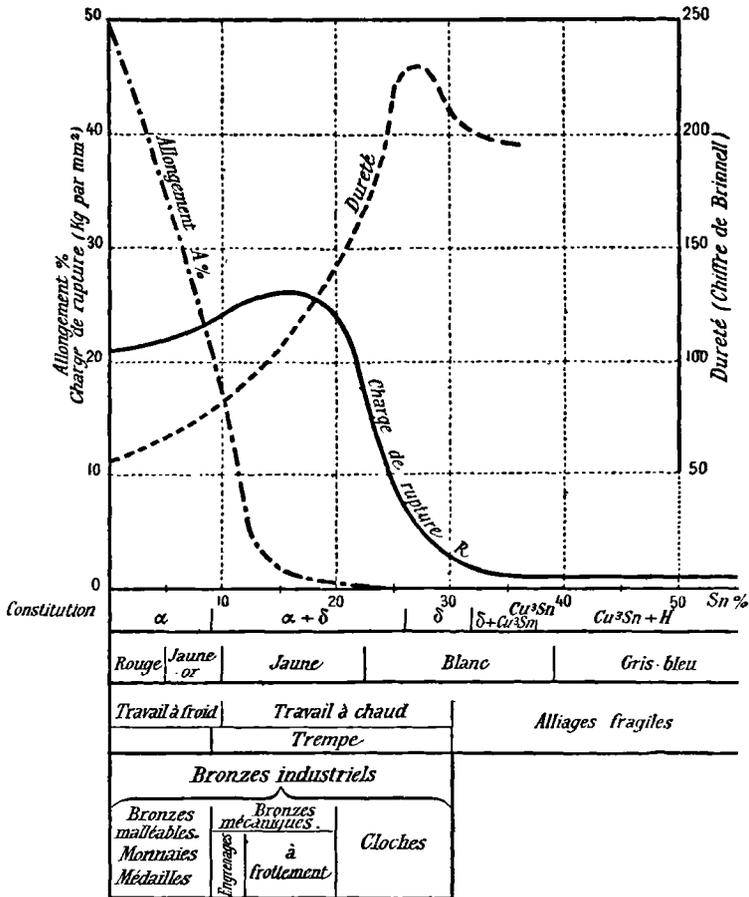


Fig. 87. — Alliages CUIVRE-ÉTAIN (BRONZES ordinaires).

Constitution. Couleur. Propriétés mécaniques des alliages recuits. Emplois industriels.

en même temps que la teneur en étain; le maximum a lieu aux environs de Sn = 15. Puis la résistance diminue assez rapidement et devient très faible aux environs de Sn = 30. Remarquons qu'alors la solution α a totalement disparu.

La *dureté* — chiffre de Brinell(1) — augmente d'abord lentement, puis plus rapidement, après Sn = 10, lorsque le constituant δ apparaît ; elle est maximum lorsque ce constituant est prépondérant. Les alliages restent ensuite durs et cassants tant qu'ils renferment Cu^3Sn et jusqu'à la composition CuSn (Sn = 65). Puis la dureté diminue régulièrement jusqu'à l'étain pur.

Les *allongements* diminuent beaucoup quand la teneur en étain croît de 0 à 12 % ; au delà, lorsqu'apparaît le constituant δ en proportion notable, ils sont presque nuls.

La *malléabilité* des bronzes est ainsi beaucoup plus faible que celle du cuivre. Ceux qui contiennent de 0 à 10 % d'étain sont encore assez malléables, à la *température ordinaire* aussi bien qu'à chaud, pour pouvoir être laminés, étirés et martelés, à la condition qu'ils ne renferment pas d'oxydure Cu^2O . Ceux qui renferment plus de 10 % d'étain ne peuvent plus être travaillés à *froid*.

La *fragilité* augmente en même temps que la dureté. Pour Sn > 30 (disparition complète du constituant α et apparition de Cu^3Sn), les alliages sont cassants comme du verre. La fragilité de l'alliage Sn = 38 (Cu^3Sn seul) est telle qu'on peut le pulvériser dans un mortier.

La malléabilité reparaît dans les alliages riches en étain (Sn > 90) et augmente jusqu'à l'étain pur.

En *résumé*, les alliages formés uniquement de la solution α peuvent être travaillés à froid. La malléabilité diminue beaucoup, la résistance et la dureté croissent avec la teneur en étain.

Le constituant δ est dur et fragile ; il apporte de la dureté, mais annule presque les allongements et supprime la malléabilité.

Le composé Cu^3Sn est aussi dur et fragile. Il en est de même de tous les alliages formés des deux constituants δ et Cu^3Sn (30 à 65 % Sn).

La présence de l'étain pur en quantité notable diminue la dureté et fait reparaître une certaine malléabilité.

203. Trempe des bronzes. — On sait depuis longtemps que cer-

1. GUILLET. *Étude industrielle des Alliages métalliques* (1906), p. 489 et 490.

tains bronzes peuvent être modifiés par la *trempe*, c'est-à-dire par un refroidissement brusque après chauffe à température suffisante.

Nous venons de voir que les alliages renfermant plus de 10 % de Sn se brisent trop facilement pour être travaillés à la température ordinaire ; mais au rouge sombre, ils peuvent être forgés comme le fer, facilement martelés et laminés. Si on les trempe à l'eau froide, ils conservent une certaine malléabilité, suffisante pour qu'on puisse les travailler et les façonner. La pièce une fois amenée à sa forme voulue, on peut lui rendre sa dureté primitive par un *recuit* suivi d'un refroidissement lent.

La trempe produit ainsi un *adoucissement* du métal, effet contraire à celui qu'elle produit dans les aciers ordinaires.

M. Guillet a fait quelques recherches systématiques sur ce phénomène très important au point de vue pratique (1) ; les résultats sont d'accord avec le diagramme des états d'équilibre donné précédemment.

Les bronzes renfermant 0 à 9 % de Sn sont uniquement formés de la solution α qui ne subit pas de transformation ; ils ne doivent donc pas se modifier. On retrouve, en effet, à peu près les mêmes valeurs pour la résistance et l'allongement, après recuit ou après trempe à 600 ou 700°.

Au contraire, les bronzes contenant plus de 9 % d'étain renferment, à haute température, le constituant β qui se détruit par refroidissement lent et se transforme en δ . Au-dessus de 500° ils sont formés de $\alpha + \beta$, au-dessous de $\alpha + \delta$; ils doivent donc prendre la trempe, et pour cela il faut les chauffer au-dessus de 500°.

L'alliage Sn = 16, par exemple, donne à l'essai de traction :

	R	A %
Métal non trempé.	25	1
— trempé à 400°.	25	0
— — 550°.	40	6

1. Voir aussi SHEPHERD et UPTON, *Journal of Physical Chemistry*, IX (1905), p. 441.

Le métal chauffé à 400° n'a donc pas été modifié. Au contraire, la trempe à une température supérieure à 500° a augmenté la résistance et aussi les allongements.

On doit donc considérer le constituant β comme donnant de la malléabilité et plus de résistance que δ .

EMPLOIS INDUSTRIELS.

204. Généralités. — Les bronzes sont des alliages d'une grande importance pratique qu'ils doivent aux propriétés suivantes :

- 1° Résistance mécanique un peu plus forte que pour le cuivre pur ;
- 2° Dureté ;
- 3° Sonorité ;
- 4° Fusibilité plus grande que celle du cuivre (voir le diagramme fig. 85) ; facilité de moulage.

Leur prix est élevé, l'étain ayant une valeur commerciale plus grande que le cuivre.

Les *bronzes industriels* renferment toujours moins de 30 % d'étain ; les alliages à teneur plus élevée sont trop cassants pour être utilisés.

Ils renferment en général du *zinc* que l'on ajoute en petite quantité : 2 à 3%. Cette addition paraît atténuer la liquation ; elle donne des coulées présentant moins de soufflures et des moulages plus parfaits. Le zinc passe entièrement dans la solution α . Aux faibles teneurs employées, il est sans grande influence sur les propriétés mécaniques : la dureté est un peu diminuée.

Les bronzes industriels peuvent se classer ainsi :

	Sn %
1° Bronzes malléables pour médailles. . .	4 à 10
2° Bronzes mécaniques a) pour engrenages. . .	9 à 12
— b) à frottement. . .	13 à 20
3° Bronzes de cloches.	20 à 30
4° Bronzes d'art (statues, moulages). . .	» »

205. Bronzes malléables pour monnaies et médailles. — Le bronze est préférable au cuivre pour la fabrication des monnaies et des médailles : il est plus fusible, et il s'use beaucoup moins rapidement parce qu'il est plus dur.

L'alliage employé doit avoir assez de malléabilité pour recevoir l'empreinte par estampage. Il renferme en général

Étain. 4 à 10.

Il est constitué par la solution α .

L'alliage des *monnaies de billon*, en France, en Angleterre et en Allemagne, a pour composition

Cuivre.	95
Étain.	4
Zinc.	1.

206. Bronzes pour constructions mécaniques. — Ces bronzes peuvent être divisés en deux groupes.

a) *Bronzes devant supporter des efforts (engrenages par exemple)*. — Ils renferment

Étain. 9 à 12.

Nous savons que les alliages présentant cette composition ont une résistance à la rupture assez élevée, sans être fragiles (fig. 87).

Le bronze employé autrefois comme métal à *canons* appartient à ce type. Pour cet usage, on exige une charge de rupture élevée, une grande élasticité, de la dureté pour résister au frottement du projectile, enfin une résistance suffisante à l'action des gaz qui prennent naissance pendant la combustion de la poudre.

Le type du bronze des canons était

Cuivre.	90
Étain.	10.

b) *Bronzes pour pièces à frottement (coussinets)*. — Dans les métaux destinés à subir un frottement et devant résister à l'usure, on recherche surtout la dureté.

Nous reviendrons plus longuement [260], dans une étude spéciale des métaux *antifrictions*, sur les qualités nécessaires pour les métaux à frottement.

Les bronzes pour coussinets renferment

Étain. 13 à 20.

La composition varie suivant la charge à supporter et les conditions du frottement.

En général les bronzes mécaniques renferment un peu de zinc (1 à 4 %).

Ils sont formés par les deux constituants α et δ ; c'est δ qui donne la dureté. Rappelons qu'ils sont modifiés par la trempe [203]. On les travaille à chaud.

207. Bronzes pour cloches. — La qualité essentielle d'un métal à *cloches* est la pureté de son, ce qui exige une grande homogénéité, une résistance suffisante et surtout une grande dureté.

On emploie donc des bronzes durs qui servent également pour les *grelots, gongs, tam-tams, clochettes, sonnettes et timbres*.

Voici quelques compositions :

Cloches musicales et grelots. . .	Étain 16 à 18
Gongs.	— 18
Cloches ordinaires.	— 20 à 25
Sonnettes, timbres.	— 25 à 30.

Ces alliages sont constitués par la solution α et une grande proportion de δ qui donne la dureté. Ils sont facilement fusibles (l'alliage à 20 % est entièrement liquide à 850°) et assez fluides.

Après refroidissement lent, ils sont fragiles; mais la trempe les adoucit nettement et permet de les travailler; ainsi les gongs chinois sont martelés après trempe. On donne à nouveau une grande dureté aux alliages trempés par un recuit au-dessus de 500° [203].

208. Bronzes d'art. Statues. — En général les bronzes anciens renfermaient uniquement du cuivre et de l'étain.

Les *bronzes d'art* modernes renferment le plus souvent du *zinc* en proportion qui peut être très notable. Ce sont des alliages intermédiaires entre les bronzes et les laitons, se rapprochant souvent beaucoup plus de ces derniers.

L'usage conserve le nom de *bronze d'art* à tout objet en un alliage de cuivre qui revêt une forme artistique. Un tel alliage doit être assez fusible et assez fluide pour se mouler avec exactitude, assez tendre pour se laisser au besoin ciseler et travailler à la lime. Le zinc favorise ces qualités. De plus, il est moins cher que le cuivre et surtout que l'étain.

On fait varier dans de larges limites la composition des alliages

employés, surtout suivant la couleur que l'on désire. D'ailleurs le fondeur constitue fréquemment une grande partie de la charge avec des vieilles matières non analysées, et ne connaît pas exactement le titre de l'alliage qu'il fabrique.

Les bronzes renfermant beaucoup de cuivre (90 %) ont une couleur plus rouge, ils sont moins fusibles et moins fluides ; exposés à l'air, ils prennent vite la patine verte. Ils conviennent pour les grandes statues peu ciselées.

Ceux contenant moins de cuivre sont plus fusibles, se moulent mieux ; ils sont plus jaunes et prennent moins vite la patine à l'air. Ils conviennent pour les petits bronzes. Un excès d'étain les rendrait cassants. Un excès de zinc ferait pâlir sensiblement la couleur.

Voici quelques types (1) d'alliages pour bronzes d'art :

	Cu	Sn	Zn	Pb
Bronzes peu fusibles et rouges.	90	5	5	»
Bronzes fusibles.	85	7	8	»
	80	6	14	»
Laitons (objets en métal estampé, incrustations, statuettes, garnitures de pendule, etc.).	75	3	20	2
	70	3	25	2

1. BUCHETTI. *Les Alliages métalliques actuels et leur métallographie* (Béranger, édit.), p. 57.

CHAPITRE XVI

BRONZES SPÉCIAUX

209. On appelle *bronze spécial* un alliage de cuivre et d'étain auquel un autre corps est ajouté *intentionnellement* pendant la fusion.

Les bronzes commerciaux renferment presque toujours des quantités non négligeables de métaux étrangers : fer, plomb, etc., apportés comme impuretés par les matériaux employés. La présence de ces métaux n'étant pas intentionnelle, les alliages en question sont des bronzes ordinaires.

D'autre part, nous avons dit [204] que, très fréquemment, l'on introduit dans les bronzes un peu de zinc. Bien que cette addition soit volontaire, les alliages contenant du zinc sont généralement considérés comme des bronzes ordinaires.

Par contre, certains bronzes spéciaux peuvent ne plus renfermer trace de l'élément ajouté intentionnellement pendant la fabrication, parce qu'il s'élimine après avoir produit l'amélioration nécessaire [185].

Les principaux bronzes spéciaux sont :

- 1° Les bronzes désoxydés ;
- 2° Les bronzes au plomb et au nickel.

BRONZES DÉSOXYDÉS

210. Principe de la préparation. — Les bronzes peuvent renfermer une petite quantité d'oxyde de cuivre et d'oxyde d'étain produits au moment de la fusion. Ces *oxydes*, surtout celui de cuivre, nuisent beaucoup aux propriétés mécaniques.

Comme pour le cuivre pur [184], la présence d'un peu d'oxyde rend

en effet les bronzes aigres et peu malléables. On les améliore par l'emploi de *désoxydants* : phosphore, aluminium, silicium, manganèse.

Sauf pour l'aluminium qui est parfois introduit à l'état libre, on emploie très généralement des alliages de cuivre déjà formés ; ce sont les alliages désoxydants dont nous avons parlé (Chap. XIV). L'addition se fait très peu avant la coulée, dans l'alliage entièrement fondu ; on écume ensuite pour enlever les oxydes formés.

On prépare ainsi les produits suivants :

- Bronzes au phosphore,*
 — *à l'aluminium,*
 — *au silicium,*
 — *au manganèse.*

Les plus employés actuellement sont les bronzes au phosphore.

211. Propriétés. — Si la quantité de désoxydant introduite correspond assez exactement à l'oxyde à réduire et s'il n'en reste que des traces dans l'alliage, celui-ci est nettement *amélioré*. La résistance à la rupture augmente ainsi que les allongements ; le métal est plus tenace et plus malléable. Les bronzes au phosphore deviennent en même temps plus durs.

Mais s'il reste un excès sensible du désoxydant, par exemple 0,5 % de phosphore ou d'aluminium, la résistance diminue et le métal devient fragile.

Ainsi, des bronzes renfermant environ Sn = 9 ont donné à M. Guillet les résultats suivants :

	DES OXYDANT % CONTENU dans l'alliage.	R	A %.
Bronze ordinaire.	0	24	23
Bronze spécial au phosphore.	Traces.	26	30
	P = 0,50.	21	6
	0,90.	17	3
Bronze spécial à l'aluminium.	Al = 0,07.	24	26
	0,50.	16	2
Bronze spécial au manganèse.	Traces.	27	28
	Mn = 0,70.	16	7

Il importe donc d'éviter un excès de désoxydant. En fait, les bronzes spéciaux du commerce ne conservent souvent que des traces indosables de l'élément désoxydant ajouté pendant la préparation.

La petite quantité de phosphore, d'aluminium, de manganèse ou de silicium qui peut rester dans les bronzes désoxydés ne forme pas un constituant spécial, elle entre dans la solution α .

212. Emplois. — L'épuration par les désoxydants peut se faire avec les bronzes de toutes les compositions. L'alliage conserve ses propriétés fondamentales, mais améliorées.

Actuellement, la plupart des bronzes pour *constructions mécaniques* sont *épurés au phosphore*, en particulier les bronzes pour engrenages, pour coussinets.

Le bronze phosphoreux est encore utilisé pour la confection des fils employés dans les installations électriques, surtout en *téléphonie*. Sa conductibilité est nettement plus faible que celle du cuivre pur (25 à 30 %), mais sa résistance mécanique est plus considérable et permet de donner aux fils une plus grande portée.

On a proposé dans le même but le *bronze au silicium*, qu'il ne faut pas confondre avec le cuivre silicié [193] vendu parfois sous le nom impropre de bronze. Le bronze au silicium est peu employé.

BRONZES AU PLOMB ET AU NICKEL

213. Bronzes au plomb. — Les bronzes ordinaires et les bronzes épurés au phosphore conviennent comme métaux à *frottement* à cause de leur grande *dureté*; mais ils manquent de *plasticité* [260]. On peut leur en donner, sans diminuer beaucoup la dureté, par une addition de plomb.

Les *bronzes au plomb* pour coussinets renferment

Plomb.	5 à 10.
----------------	---------

Le type moyen est

Cuivre.	84
Étain.	8
Plomb.	8.

Dans l'alliage solide, le plomb est isolé ; on l'aperçoit par simple polissage.

Ces alliages ont un grave inconvénient : une *liquation très accentuée* se produit au moment de la solidification. Le plomb reste liquide plus longtemps et ne commence à se solidifier qu'à température assez basse ; à cause de sa forte densité, il tend à se séparer des cristaux déjà formés. Aussi, même si la coulée est faite quand le bronze est à l'état pâteux, on n'obtient pas un métal homogène.

214. Bronzes au plomb et au nickel. — L'addition de *nickel*, en quantité peu considérable (1 %), empêche la liquation dans les bronzes renfermant du plomb ; elle permet même d'augmenter considérablement la quantité de ce dernier métal (jusqu'à 30 %).

Le *bronze au plomb et au nickel*, introduit dans l'industrie il y a quelques années, a une composition voisine de

Cuivre.	64
Étain.	5
Plomb.	30
Nickel.	1.

Ce métal reste homogène à la solidification. C'est un *bronze plastique*, d'un prix peu élevé à cause de sa faible teneur en étain et de sa forte teneur en plomb. Il convient particulièrement comme métal à frottement et supporte la comparaison avec les meilleurs antifrictions [269].

CHAPITRE XVII

ZINC. LAITONS ORDINAIRES

215. Zinc. — Le *zinc commercial* renferme toujours des matières étrangères : du *plomb*, un peu de *cadmium*, des traces de *fer*, de *cuivre*, parfois de *arsenic*.

Pour préciser le degré de pureté habituel, nous donnons les garanties de quelques marques de la Société de la Vieille Montagne :

1. Extra-pur A,	doit renfermer moins de 0,1 %	de matières étrangères.		
2. — B	—	—	0,3	—
3. N° 1	—	—	1,3	—
4. N° 2	—	—	2	—

Le zinc est un métal d'un blanc légèrement bleuâtre, à *structure cristalline*, présentant des lamelles très accusées.

La cassure, d'abord brillante, se ternit à l'air humide par suite d'une oxydation qui reste toute superficielle et ne pénètre pas à l'intérieur du métal. A 500° environ, le zinc brûle au contact de l'air (préparation du *blanc de zinc*). Il est très facilement attaquable par les acides usuels dilués.

La *densité* du zinc varie dans des limites assez étendues (6,8 à 7,2) suivant le traitement subi.

Il *fond* à 419° et *bout* à 918°. Par solidification, il prend facilement les empreintes et se prête bien à l'obtention d'objets par moulage.

La *ténacité* du zinc est très faible. Les chiffres donnés par les

auteurs pour la résistance à la rupture diffèrent beaucoup les uns des autres. Cela tient en particulier à ce que le zinc obéit lentement aux efforts mécaniques ; c'est un des métaux pour lesquels le facteur temps joue un rôle considérable [142]. Un fil de zinc, qui peut supporter pendant deux ou trois secondes une charge de 20 kilogrammes par millimètre carré, se brise sous l'action d'une charge plus faible, de 6 kilogrammes seulement, au bout de 11 secondes, après s'être allongé progressivement de 175 %.

Le zinc commercial n'est pas *malléable* à la température ordinaire ; il se rompt sous le marteau et ne peut être laminé. Mais il est malléable entre 100° et 150° ; c'est dans cet intervalle de température qu'on le travaille. Au-dessus de 150°, la malléabilité diminue, et à 200° le métal est si cassant qu'il peut être facilement pulvérisé.

Emplois. — A cause de la faiblesse de l'altération, uniquement superficielle d'ailleurs, qu'il subit à l'air, le zinc est utilisé dans un grand nombre de cas où l'on n'a pas d'efforts mécaniques à supporter. On l'emploie en feuilles pour la couverture des toits, pour la fabrication de gouttières, de vases, de tuyaux. On l'emploie beaucoup aussi pour la fabrication d'objets coulés (statuettes, motifs d'ornementation) à la place du bronze ou de la fonte.

Le zinc entre dans la composition d'alliages importants. C'est un métal relativement bon marché : il coûte un peu plus cher que le plomb et beaucoup moins que le cuivre. Sa présence dans un alliage entraîne en général une notable économie.

Nous avons vu qu'on l'introduisait dans la plupart des bronzes ordinaires. Ses principaux alliages industriels sont en outre les *laitons* et les *mallechorts* [257].

ALLIAGES CUIVRE-ZINC: LAITONS

216. Nous appellerons *laitons* tous les alliages cuivre-zinc.

Industriellement, on n'utilise que ceux renfermant moins de 45 % de zinc ; on leur donne aussi le nom de *cuivre jaune*.

217. *Préparation.* — La préparation des laitons se fait toujours

par fusion directe, comme pour les bronzes. On utilise soit uniquement les métaux constituants purs, ce qui est rare, soit aussi des vieilles matières, telles que déchets de fabrication, tournures, etc., qui apportent toutes leurs impuretés.

La fusion se fait dans des creusets pour les petites masses, au four à réverbère pour les grandes masses. On recouvre le métal fondu de charbon de bois pour diminuer l'oxydation. Le zinc étant très volatil et très oxydable, les pertes pendant la fusion sont toujours importantes : il convient d'en tenir compte pour le dosage.

Les *pièces moulées* sont coulées directement dans des moules en sable. Il ne reste plus ensuite qu'à les nettoyer, à les ébarber et, s'il y a lieu, à les polir.

Si l'on veut obtenir des *barres*, des *profilés quelconques*, des *fils*, des *feuilles* ou des *planches*, destinés ultérieurement à être ouvrés, par exemple par estampage ou par emboutissage, on effectue la coulée dans des lingotières métalliques dont la forme se rapproche de celle que l'on doit obtenir finalement. On passe ensuite au laminoir.

Nous verrons ultérieurement [223] comment les laitons se comportent au laminage.

CONSTITUTION.

218. Étude thermique et métallographique. — L'étude du refroidissement des alliages cuivre-zinc a été commencée par Roberts-Austen. Dans un travail très étendu⁽¹⁾, M. Shepherd a retrouvé sensiblement la même courbe de fusibilité; par l'étude systématique des points de transformation et de la microstructure, il a établi le *diagramme complet* des états d'équilibre.

La fig. 88 en représente la partie essentielle, celle qui se rapporte aux alliages renfermant de 0 à 70 % de zinc. La partie que nous supprimons ($Zn > 70$) est un peu compliquée et se rapporte à des alliages sans application industrielle.

Le liquidus ou courbe de solidification commençante ABCD. . . est formé de six branches, correspondant au dépôt de six constituants qui seraient tous des *solutions solides*.

1. *Journal of Physical Chemistry*, VIII (1904), p. 421-435 et *Revue de Métallurgie*, I (1904). Extraits, p. 729.

Constituant α . — Le constituant α est une solution *isomorphe avec le cuivre*. Il se dépose dans les alliages fondus pour lesquels $0 < \text{Zn} < 37$ (courbe AB du diagramme).

Les cristaux α limites ou saturés se déposent vers 900° ; ils renferment alors $\text{Zn} = 29$ (point a_1). Cette composition limite change par refroidissement [111], le point figuratif décrivant la courbe a_1h_1 ; on voit qu'elle devient constante au-dessous de 400° et correspond à $\text{Zn} = 36$.

Les alliages formés uniquement de α présentent, après *refroidissement rapide*, une structure hétérogène rappelant le constituant α des bronzes (voir [197] et Pl. V, phot. 16). C'est ce que montre le photogramme 27 (Pl. VIII).

Au contraire, le refroidissement lent permet au métal de se diffuser et donne la solution α homogène (Pl. VIII, phot. 28). Il en est de même du *recuit*. S'il est fait à température convenable, vers 600° , il donne naissance à des cristaux bien formés, à arêtes rectilignes, et dont les dimensions sont d'autant plus grandes que la température de recuit est plus élevée (Pl. VIII, phot. 29 et 30). Ces apparences se produisent avec tous les alliages renfermant moins de 35 % Zn, et aussi avec le cuivre pur (1).

Constituant β . — Le constituant β se dépose dans les liquides pour lesquels $37 < \text{Zn} < 60$ (courbe BC).

C'est une solution solide. Aussitôt après solidification (au-dessus de 800°) ses limites extrêmes de composition sont très écartées :

Point b_1	$\text{Zn} = 36$
— b_2	— 55.

Elles se rapprochent beaucoup par refroidissement; au-dessous de 400° et jusqu'à la température ordinaire, elles sont très voisines :

Point i_1	$\text{Zn} = 47$
— i_2	— 49.

Le domaine de la solution β pure est ainsi limité par deux lignes courbes b_1i_1 et b_2i_2 .

1. CHARPY. *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 26.

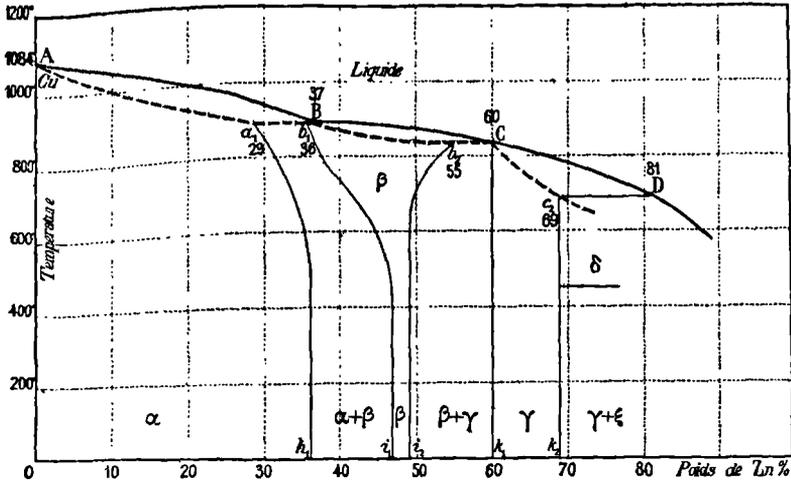


Fig. 88. — Alliages cuivre-zinc (Laitons ordinaires).
Diagramme d'équilibre.

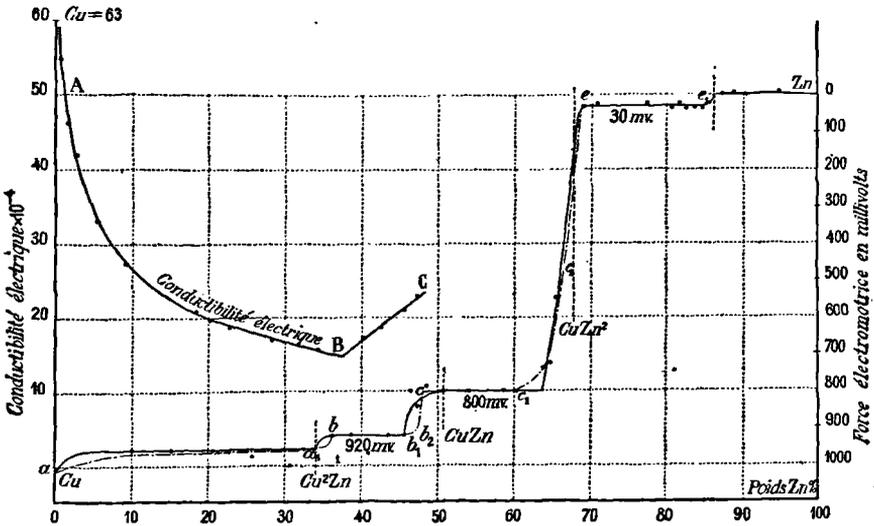


Fig. 89. — Alliages cuivre-zinc (Laitons ordinaires).
Conductibilité électrique. ABC
Force électromotrice de dissolution. . . abc.

Il en résulte que les alliages refroidis lentement ont, à la température ordinaire, la constitution suivante :

1° $36 < \text{Zn} < 47$. — Mélange des deux solutions limites



La solution α apparaît en clair par attaque à l'oxyde de cuivre ammoniacal ; elle diminue à mesure que la proportion de zinc augmente (Pl. IX, phot. 31, 32 et 33). La différence très nette des micrographies permet même de reconnaître le titre avec une approximation pouvant atteindre 0,5 %.

2° $47 < \text{Zn} < 49$. — Solution β homogène (Pl. IX, phot. 34). Ces alliages ne se modifient pas par la trempe.

Au contraire, les alliages $36 < \text{Zn} < 47$ peuvent prendre la trempe ; il faut amener leur point figuratif au-dessus de la ligne b_1i_1 . Par exemple l'alliage $\text{Zn} = 40$, chauffé vers 800° et trempé, est formé de β seul, tandis que par refroidissement lent il est formé de $\alpha + \beta$.

Observons qu'à la température ordinaire la composition du constituant β varie dans d'étroites limites (47 à 49) ; elle est proche de CuZn ($\text{Zn} = 50,6$). Aussi a-t-on parfois considéré ce constituant, et quelques auteurs continuent-ils à le considérer, comme une combinaison définie, de formule CuZn .

Constituant γ . — Il se dépose dans les alliages fondus pour lesquels $60 < \text{Zn} < 81$ (courbe CD).

Les compositions extrêmes de cette solution solide sont, au moment de la solidification,

Point C	Zn = 60
— c_2	— 69.

Ces limites ne varient pas par le refroidissement : le domaine de la solution γ pure est ainsi limité par deux droites verticales Ck_1 , c_2k_2 .

Dans la région $b_2i_2k_1C$, on a le mélange des deux solutions limites



Les alliages renfermant $49 < \text{Zn} < 55$ peuvent se tremper. Ainsi

l'alliage $Zn = 50$, trempé à 800° , montre β homogène; recuit, il prend sa constitution d'équilibre et montre un peu du constituant γ .

Remarquons que la composition limite supérieure du constituant γ ($Zn = 69$) est voisine de celle de $CuZn^2$ ($Zn = 67,5$), combinaison dont l'existence a été admise par quelques auteurs.

Constituants δ , ϵ et η . — Ce sont trois solutions solides qui apparaissent dans les alliages où

$$Zn > 69.$$

δ est stable seulement à chaud et se transforme à 450° .

Nous n'étudierons pas plus longuement ces trois solutions.

219. Conductibilité électrique. — Matthiesen, puis Haas⁽¹⁾, ont déterminé la conductibilité électrique d'un assez grand nombre d'alliages renfermant moins de 50 % de zinc. Ils ont indiqué un minimum au voisinage de Cu^2Zn ($Zn = 34$) et en ont déduit l'existence d'un composé défini de cette formule.

En fait, leurs nombres peuvent se placer sur une ligne composée de deux branches⁽²⁾ qui se coupent vers $Zn = 36$ (fig. 89). La branche AB est une courbe rapidement descendante, correspondant à la solution homogène α . BC est une droite correspondant au mélange $\alpha + \beta$. Cette forme s'accorde bien avec le diagramme de Shepherd.

Pour les alliages renfermant plus de 50 % de zinc, les mesures que nous possédons — quatre déterminations de Weber⁽³⁾ — sont trop peu nombreuses pour que l'on puisse chercher à construire la courbe et à la comparer avec la constitution.

Notons enfin que M. H. Le Chatelier a étudié la variation de la conductibilité avec la température pour un laiton $Zn = 38$ [126] (fig. 60). Il a observé à 730° un changement brusque correspondant à une transformation.

1. Wiedemann *Annalen*, **52** (1894), p. 684.

2. GUERTLER, *Zeits. f. anorg. Chemie*, **51** (1906), p. 419.

3. Wiedemann *Annalen*, **68** (1899), p. 716.

D'après le diagramme de Shepherd, en effet, un tel alliage, pris à la température ordinaire, est formé de $\alpha + \beta$; il se transforme en β seul à une température suffisamment élevée.

220. Force électromotrice de dissolution. — M. Pouchine (1) a mesuré la force électromotrice de l'élément



pour un grand nombre d'alliages de compositions différentes. Dans chaque expérience, on attendait plusieurs heures (de 8 à 40) avant de faire la mesure définitive.

Nous avons porté sur la fig. 89 des points représentant *tous* les nombres donnés par M. Pouchine, et tracé en *trait plein* la courbe par laquelle il les réunit.

Il en conclut que le cuivre et le zinc forment au moins *quatre combinaisons* définies :



correspondant aux variations brusques de la force électromotrice ; il n'y aurait pas de solution solide.

Cette conclusion ne nous paraît pas résulter obligatoirement des résultats expérimentaux ; ceux-ci peuvent au contraire recevoir une interprétation suffisamment conforme au diagramme de Shepherd.

Les paliers de 920, 800 et 30 millivolts correspondent en effet assez bien aux alliages formés de *deux* constituants de composition constante (solutions limites), qui doivent par suite donner une force électromotrice également constante [127]. Ces paliers peuvent être reliés par les courbes en trait interrompu, qui s'accordent aussi bien avec les points déterminés que le trait plein, et qui correspondent aux alliages homogènes.

La solution α , de composition variable, aurait une force électromotrice variant peu (aa_1). Pour $\text{Zn} = 36$, l'apparition de β limite établit brusquement la f. é. m.



1. *Zeits. f. anorg. Chemie*, **56** (1908), p. 1.

qui reste constante (palier bb_1) tant que l'alliage conserve la même constitution $\alpha + \beta$. Quand α disparaît, β resté seul se modifie d'une façon continue; il doit en être de même de la f. é. m. (courbe b_1b_2) jusqu'à l'apparition, vers $Zn = 49$, du constituant γ limite; alors s'établit brusquement, en, c la f. é. m.

Zn || γ limite. soit 800 millivolts

qui reste constante (palier cc_1) tant que l'alliage renferme $\beta + \gamma$. À partir de c_1 ($Zn = 60$), nous avons seulement la solution γ dont la composition varie d'une manière continue; il en est de même de la f. é. m. (courbe c_1c_2) jusqu'à environ $Zn = 69$ où l'apparition du constituant ϵ donne un nouveau ressaut c_2e et un nouveau palier ee_1 .

Les figures 88 et 89 se correspondent et facilitent la comparaison du diagramme d'équilibre et de la courbe des forces électromotrices.

221. Conclusion. — D'après l'ensemble des recherches précédentes, on peut admettre que le cuivre et le zinc ne forment pas de combinaisons, mais seulement des solutions solides.

Le tableau suivant résume les limites de composition de ces constituants :

- 1° Au moment de la solidification ;
- 2° Au-dessous de 400° , température à partir de laquelle les limites ne varient plus.

Enfin, la première colonne donne la composition des liquides au milieu desquels les différents constituants prennent naissance.

CONSTITUANTS	LIMITES DE COMPOSITION EN Zn %.		
	DU LIQUIDE	DES CRISTAUX	
		au moment de la solidification.	au-dessous de 400° .
Solution α isomorphe avec Cu.	0 à 37	0 à 29	0 à 36
— β	37 60	36 55	47 49
— γ	60 81	60 69	60 69
— δ, ϵ et η	»	»	»

Les laitons lentement refroidis jusqu'à la température ordinaire ont la constitution suivante :

$0 < \text{Zn} < 36$	solution α , isomorphe avec le cuivre.
$36 < \text{Zn} < 47$	α limite (à 36 %) + β limite (à 47 %).
$47 < \text{Zn} < 49$	solution β (voisine de CuZn).
$49 < \text{Zn} < 60$	β limite (à 49 %) + γ limite (à 60 %).
$60 < \text{Zn} < 69$	solution γ .
$\text{Zn} = 69$	γ limite (voisin de CuZn^2).

Nous allons voir que ces résultats sont bien d'accord avec l'ensemble des propriétés utilisées industriellement.

PROPRIÉTÉS.

222. Couleur. — La surface pouvant être oxydée, il faut examiner la couleur sur une cassure, ou sur une surface fraîchement limée.

Lorsque la teneur en zinc croît à partir de 0, les laitons *recuits*, d'abord *rouges* comme le cuivre, passent au *jaune* de plus en plus clair jusqu'à environ $\text{Zn} = 35$. Puis la couleur passe de nouveau au *rouge* jusqu'à $\text{Zn} = 50$. Au delà, les alliages sont d'un *gris rose* (50 à 60 de Zn), puis *blanc d'argent* (60 à 70), et enfin *gris* comme le zinc.

Ces changements de couleur sont en relation avec la constitution (fig. 90).

La solution α a une couleur variant du rouge cuivre au jaune clair pour sa composition limite $\text{Zn} = 37$.

β est rouge : ce qui explique la réapparition de la couleur rouge pour $\text{Zn} > 37$. D'ailleurs, si l'on *trempe* les laitons contenant de 36 à 55 de zinc, leur couleur n'est pas la même qu'après recuit, ils sont uniformément rouges (1); nous savons qu'ils sont alors formés uniquement de β .

Enfin le constituant γ est blanc d'argent.

223. Propriétés mécaniques. — Les propriétés mécaniques des laitons ont été étudiées systématiquement, en particulier par M. Charpy (2) qui s'est efforcé d'obtenir des résultats comparables en

1. SHEPHERD. *Mém. cité*, p. 432.

2. *Contribution à l'étude des Alliages* (1901), p. 1.

amenant les alliages à un même état bien défini. Pour cela les alliages étaient soumis à un écrouissage aussi avancé que possible par des martelages et laminages successifs à froid; puis ils étaient recuits à des températures croissantes jusqu'à ce que les propriétés mécaniques restent constantes : on obtenait ainsi un *recuit complet*.

La figure 90 résume les résultats obtenus par des essais à la traction sur de tels alliages à l'état de recuit complet.

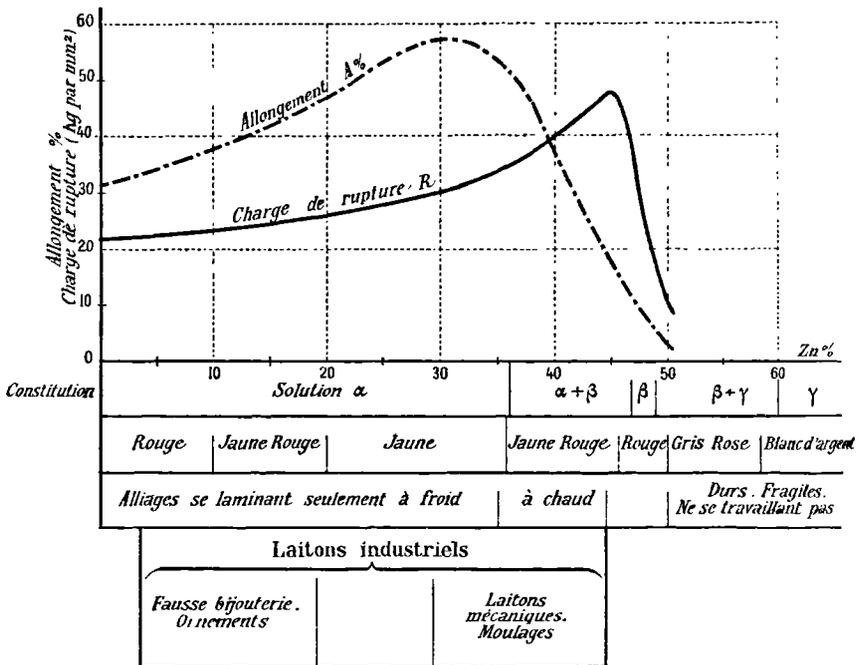


Fig. 90. — Alliages cuivre-zinc (Laitons ordinaires).
Constitution. Propriétés. Emplois industriels.

La **résistance à la rupture R** croît régulièrement avec la teneur en zinc, d'abord lentement, puis plus rapidement quand le zinc atteint 35 %; elle passe par un maximum au voisinage de 45 % et décroît ensuite brusquement. Remarquons que l'accroissement rapide de R coïncide avec l'apparition de la solution β .

Les **allongements** augmentent aussi avec la quantité de zinc; ils passent par un maximum pour environ $Zn = 30$, et décroissent

ensuite très vite pour devenir sensiblement nuls dans les alliages qui renferment plus de 50 % de zinc. Cette diminution des allongements coïncide avec l'apparition de la solution β .

Les laitons renfermant moins de 35 % de zinc sont ainsi plus malléables que le cuivre pur.

M. Guillet a trouvé des variations analogues pour les alliages *coulés* (1), les valeurs absolues étant quelque peu différentes.

Malléabilité à froid et à chaud. — La malléabilité des laitons présente une particularité d'une grande importance pratique pour le travail mécanique, par exemple pour la confection des planches, des barres, des profilés quelconques.

D'après la façon dont ils se comportent au *laminage*, les laitons industriels se divisent en deux groupes très nets :

1° Les laitons renfermant moins de 35 % de zinc ; ils peuvent se laminer *seulement à froid*, mais non à chaud.

Après chaque passe à froid, le métal est fortement écroui ; il doit subir un recuit avant d'être laminé à nouveau. Une opération complète comportant en général d'assez nombreux passages successifs au laminoir, nécessite ainsi des recuits très fréquents, ce qui augmente beaucoup la main-d'œuvre et le prix de revient.

2° Les laitons renfermant de 35 à 45 % de zinc peuvent être travaillés à *chaud*, laminés(2), forgés, etc.

À chaud, le métal s'écrouit beaucoup moins ; il supporte plusieurs passages sans avoir besoin de recuit. En général, un seul réchauffage suffit pendant toute l'opération, qui est ainsi beaucoup plus rapide et plus économique. Le laminage à chaud présente donc de grands avantages, mais il exige un titre bien défini.

Cette différence d'allure est en rapport avec la constitution des laitons. Les alliages qui se laminent seulement à froid ne renferment que le constituant α . Ceux qui peuvent être laminés à chaud renferment $\alpha + \beta$.

C'est donc au constituant β qu'il faut rapporter cette intéressante propriété d'être laminable à chaud. Si cela est, les alliages renfer-

1. *Revue de Métallurgie*, III (1906), p. 248.

2. Jusqu'à 42 % de Zn, les laitons peuvent également être laminés à froid.

mant de 45 à 50 % de zinc, qui sont constitués uniquement ou presque uniquement par β , doivent aussi être laminables à chaud.

Il en est bien ainsi pour les alliages préparés avec des métaux très purs. Mais les matières étrangères qui existent toujours dans les produits industriels nuisent beaucoup au laminage. De plus, pour ces compositions, le travail n'est aisé qu'entre des limites de température relativement restreintes, qu'il est difficile de conserver pratiquement pendant tout le temps nécessaire au laminage. Aussi ces teneurs de 45 à 50 ne sont pas utilisées dans l'industrie.

La dureté des laitons industriels ($Zn < 45$) est un peu plus grande que celle du cuivre sans être comparable à celle des bronzes.

Elle devient très grande pour $Zn > 50$, quand apparaît le constituant γ . Les alliages sont alors durs, cassants, fragiles; ils ne peuvent être travaillés. Ils sont inutilisables.

En résumé, on voit que les propriétés pratiques des laitons sont en relation avec leur constitution.

Le constituant α donne de grands allongements, surtout pour $Zn = 30$, et une résistance peu supérieure à celle du cuivre. Il est malléable seulement à froid.

Le constituant β est rouge; mélangé avec α , il diminue les allongements et augmente beaucoup la résistance; il donne la malléabilité à chaud.

Le constituant γ , blanc d'argent, est très dur et fragile. Il rend durs et cassants les alliages qui le renferment ($Zn > 50$).

EMPLOIS INDUSTRIELS.

224. Généralités. — Les laitons sont des alliages d'une grande importance pratique. Ils ont les qualités essentielles du cuivre rouge dont ils se différencient par les propriétés suivantes :

1° Prix beaucoup moins élevé que le cuivre; au point de vue économique on a intérêt à augmenter la proportion de zinc;

2° Fusibilité un peu plus grande (voir le diagramme); facilité de moulage;

- 3° Plus grande facilité de travail; les laitons se liment mieux que le cuivre;
- 4° Grande malléabilité et plus grande résistance mécanique;
- 5° Résistance plus grande aux agents atmosphériques;
- 6° Dureté un peu plus élevée.

225. **Principaux types de laitons.** — A part quelques alliages *blancs*, à forte teneur en zinc, qui ne peuvent être ni laminés ni tréfilés et sont employés uniquement pour des moulages, les laitons industriels ne renferment pas plus de 45 % de zinc. On indique en général leur composition par le *titre* ou quantité de *cuivre* pour 100.

En voici les principaux types.

a) *Laitons pour fausse bijouterie, ornements.* — Suivant la couleur que l'on veut obtenir, le titre varie de 94 à 80 ($6 < \text{Zn} < 20$).

On en fait des planches ou des feuilles que l'on travaille ensuite.

b) *Laitons mécaniques.* — Ils renferment de 70 à 55 de cuivre ($30 < \text{Zn} < 45$). Ce sont les laitons à propriétés mécaniques intéressantes (voir fig. 90).

L'industrie n'utilise pas les titres de 80 à 70. Voici les plus habituels:

Planches de <i>clinqant</i> ordinaire.	Cu = 70
— pour la confection des <i>cartouches</i> (par emboutissage), laiton <i>premier titre</i>	67
— pour le <i>doublage</i> des navires (métal Muntz), laiton <i>deuxième titre</i>	60
Laiton de <i>décolletage</i> , c'est-à-dire destiné à être travaillé au tour.	60
Tubes et fils étirés.	67 à 60

c) *Laitons pour moulages.* — Tous les laitons peuvent se couler en moules de sable; mais généralement, pour la *robinetterie*, les articles de *quincaillerie*, *d'éclairage*, les *simili-bronzes d'art*, on emploie des laitons contenant

Cuivre. 70 à 65.

De ces laitons, nous pouvons rapprocher les bronzes d'art qui, comme nous l'avons vu [208], renferment toujours du zinc, souvent en proportion importante; ils sont en fait intermédiaires entre les bronzes et les laitons.

d) *Soudures et brasures*. — Les alliages que l'on emploie comme *soudure* pour les cuivres et les laitons, comme *brasure* pour les fers et les aciers, sont des alliages cuivre-zinc.

Le commerce les livre sous forme de grains ou de petits morceaux.

La composition en est très variable suivant le point de fusion voulu, donc suivant le métal à souder. Rappelons que la fusibilité augmente avec la proportion de zinc.

Voici quelques compositions :

Brasure pour fer.	Cu — 90 à 70
Soudure pour cuivre.	55 à 50
— pour laiton.	50 à 45.

CHAPITRE XVIII

LAITONS SPÉCIAUX

226. Comme pour les bronzes, nous appellerons *laiton spécial* un alliage cuivre-zinc auquel on ajoute *intentionnellement* un autre corps, au moment de la fusion.

Les laitons spéciaux utilisés dans l'industrie sont nombreux ; ils sont fréquemment vendus sous des noms particuliers : ce sont des marques.

On doit à M. Guillet⁽¹⁾ une série d'importantes recherches sur la constitution et les propriétés de ces alliages. Nous lui ferons de fréquents emprunts dans les pages qui suivent.

LAITONS AU PLOMB

227. On ajoute fréquemment au laiton de *décolletage* jusqu'à 3 % de plomb ; cela facilite le travail au tour. D'autre part le zinc du commerce renferme toujours, comme principale impureté, du plomb qu'il apporte avec lui dans les laitons.

Il importe donc de connaître l'influence de ce métal sur les propriétés des laitons.

228. Constitution et propriétés. — Partons du laiton ordinaire



1. *Revue de Métallurgie*, II (1905), p. 97 et III (1906), p. 243.

On sait qu'il est formé de deux constituants $\alpha + \beta$ (Pl. IX, phot. 32).

Introduisons du plomb, ce qui se fait facilement par simple addition au moment de la coulée.

Tant que la quantité de plomb n'atteint pas 1 %, l'aspect micrographique ne change pas (Pl. X, phot. 35), la *constitution* reste la même: le plomb est entré en solution dans α ou dans β . Les *propriétés mécaniques* ne sont pas modifiées: la résistance, l'allongement, la dureté, etc., conservent à peu près les mêmes valeurs.

A partir de 1 %, une partie du plomb reste isolée à l'état libre, subdivise les cristaux de α . C'est à cette nouvelle structure qu'il faut rattacher la plus grande facilité de travail au tour.

Mais en même temps qu'apparaît du plomb libre, les propriétés mécaniques sont modifiées: la résistance et l'allongement diminuent assez rapidement. Voici quelques chiffres se rapportant à des alliages coulés:

COMPOSITION		STRUCTURE	R	A %
Zn	Pb			
40	0	Normale.	37	48
—	0,6	Normale.	37	48
—	1,0	Traces de Pb libre.	35	44
—	1,3	Pb libre.	29	23

Pour les teneurs plus élevées, vers Pb = 5, le métal est difficilement malléable. Enfin, au delà de 7 %, le plomb ne se mélange plus suffisamment; la liquation des alliages est trop grande pour qu'on puisse les utiliser.

Il résulte de ce qui précède les conséquences pratiques suivantes:

1° Le plomb ne nuisant pas aux propriétés mécaniques tant qu'il n'atteint pas 1 %, il est inutile d'employer des zincs extra-purs dans la préparation des laitons à haute résistance.

2° Les laitons à 3 % de plomb ne seront employés que pour les pièces devant supporter un faible effort, ce qui est le cas pour un grand nombre de pièces travaillées au tour.

3° On ne peut introduire dans un laiton une quantité de plomb supérieure à 5 ou 6 ‰.

En pratique, on ne dépasse généralement pas 3 ‰.

LAITONS A L'ALUMINIUM

229. On introduit l'aluminium dans les laitons, soit à l'état pur, soit plutôt à l'état de *cupro-aluminium* qui se mélange mieux pendant la fusion.

Il joue le rôle de *désoxydant* et améliore le métal : le mécanisme est le même que pour les bronzes.

On en met un excès dont nous allons examiner le rôle.

230. **Constitution.** — Nous verrons, en étudiant les alliages aluminium-cuivre [246], que l'aluminium se dissout dans le cuivre pur jusqu'à la teneur d'environ $Al = 8,5$. On peut s'attendre à ce qu'il se dissolve aussi dans le constituant α des laitons, qui est une solution isomorphe avec le cuivre. Il en est effectivement ainsi.

L'aluminium se dissout également dans le constituant β .

Les laitons industriels ($Cu > 55$) sont formés de α et de β . Les laitons à l'aluminium doivent donc présenter les mêmes constituants α et β , au moins tant que la quantité d'aluminium ne dépasse pas une certaine valeur. C'est seulement au delà de 10 ‰ que les solutions α et β sont saturées en aluminium et qu'il apparaît un *constituant spécial*.

Les proportions respectives de ces deux solutions ne sont cependant pas les mêmes que pour un laiton ordinaire ayant même titre en cuivre. Elles peuvent se déduire de la composition par la règle simple suivante :

Au point de vue de la structure, il y a équivalence entre 1 ‰ d'aluminium et 6 ‰ de zinc.

Nous dirons avec M. Guillet que le *coefficient d'équivalence* de l'aluminium est 6.

Prenons des exemples.

1° Soit le laiton binaire de titre 70

$$. Cu = 70, \quad Zn = 30.$$

Nous savons qu'il est formé uniquement de α (voir le diagramme fig. 88) et que sa structure est homogène (Pl. VIII, phot. 28).

Remplaçons une partie de zinc par un même *poids* d'aluminium ; au point de vue de la structure, tout se passera comme s'il y avait plus de zinc et, pour une teneur suffisante en Al, la solution β pourra apparaître.

Ainsi, dans l'alliage

$$\text{Cu} = 70, \quad \text{Zn} = 25, \quad \text{Al} = 5,$$

les 5 d'aluminium équivalent à

$$\text{Zn} = 5 \times 6 = 30;$$

la structure sera la même que celle de l'alliage

$$\text{Cu} = 70, \quad \text{Zn} = 25 + 30 = 55,$$

soit

$$\text{Cu} \% = 100 \frac{70}{70 + 55} = 56, \quad \text{Zn} \% = 44.$$

Effectivement, la micrographie de ce laiton spécial (Pl. X, phot. 36) montre la présence de $\alpha + \beta$; elle est intermédiaire entre les phot. 32 (Cu = 60) et 33 (Cu = 54,7).

Le laiton à l'aluminium

$$\text{Cu} = 70, \quad \text{Al} = 5,$$

a ainsi même structure que l'alliage *binaire* ne renfermant que

$$\text{Cu} = 56.$$

Le *titre réel* (Cu %) du laiton spécial étant 70, nous pouvons appeler *titre fictif* le nombre 56 qui représente le titre de l'alliage *binaire ayant même structure* que l'alliage ternaire envisagé.

2° L'alliage binaire

$$\text{Cu} = 60, \quad \text{Zn} = 40,$$

est formé de $\alpha + \beta$ (Pl. IX, phot. 32).

Remplaçons 4 de zinc par 4 d'aluminium qui équivalent à

$$\text{Zn} = 4 \times 6 = 24.$$

L'alliage ternaire

$$\text{Cu} = 60, \quad \text{Zn} = 36, \quad \text{Al} = 4,$$

doit se comporter comme l'alliage binaire

$$\text{Cu} = 60, \quad \text{Zn} = 36 + 24 = 60,$$

ou

$$\text{Cu } \% = 50, \quad \text{Zn } \% = 50.$$

Son titre fictif est 50. Au microscope, il se montre en effet constitué par la solution β à peu près homogène.

Plus généralement, cherchons la relation entre le titre réel T_r , le titre fictif T_f et la quantité q d'aluminium %.

L'alliage renferme pour 100

$$\begin{aligned} \text{Cu} &= T_r \\ \text{Al} &= q \\ \text{Zn} &= 100 - T_r - q. \end{aligned}$$

Désignons par e le coefficient d'équivalence. La quantité q d'aluminium équivaut à

$$\text{Zn} = qe$$

et l'alliage se comporte comme le laiton binaire renfermant

$$\begin{aligned} \text{Cu} &= T_r, \\ \text{Zn} &= 100 - T_r - q + qe = 100 - T_r + (e - 1)q. \end{aligned}$$

Cette composition correspond à un pourcentage en cuivre ou *titre fictif*

$$(1) \quad T_f = \frac{100 T_r}{100 + (e - 1)q}.$$

Le coefficient d'équivalence de l'aluminium étant

$$e = 6,$$

la formule devient

$$(2) \quad T_f = \frac{100 T_r}{100 + 5q} = \frac{T_r}{1 + \frac{q}{20}}.$$

Cherchons d'après cela à construire le *diagramme* des laitons ternaires Cu-Zn-Al.

Représentons (fig. 91) la composition en prenant comme coordonnées rectangulaires les quantités de cuivre et d'aluminium pour 100 d'alliage. (L'origine des abscisses Cu = 0 est en dehors de la figure, car il est seulement question des alliages industriels renfermant plus de 50 % de cuivre. Pour la commodité du dessin, on a choisi pour les ordonnées une échelle plus grande que pour les abscisses.)

Les alliages binaires Cu-Al sont représentés par une droite XH que l'on obtient facilement en joignant le point X (Cu = 100) à un point tel que H pour lequel

$$\text{Cu} = 90, \quad \text{Al} = 10, \quad \text{donc} \quad \text{Zn} = 0.$$

Vu la différence des échelles, cette droite XH n'est pas également

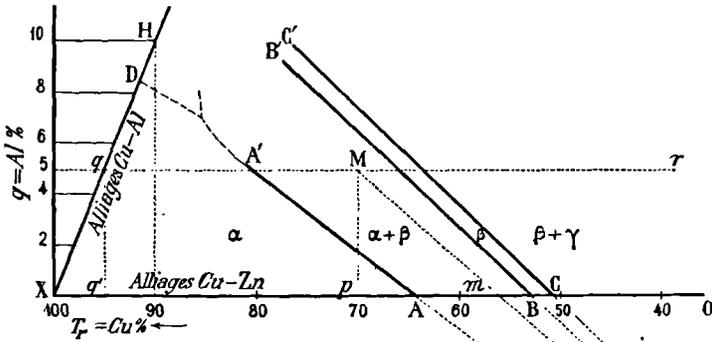


Fig. 91. — Laitons à l'ALUMINIUM (Alliages Cu-Zn-Al).
Diagramme.

incliné sur les deux axes ; elle est plus rapprochée de la verticale Cu = 100.

Un alliage quelconque, ayant par exemple la composition

$$\text{Cu} = 70, \quad \text{Al} = 5, \quad \text{donc} \quad \text{Zn} = 25,$$

est représenté par un point M d'abscisse 70 et d'ordonnée

$$Mp = \text{Al} = 5.$$

Menons par M l'horizontale qMr ; elle coupe XH en q et l'on a

$$Mq = pq' = 25 = Zn.$$

C'est la teneur en zinc de l'alliage.

Les pourcentages en cuivre, aluminium et zinc sont ainsi mesurés par les longueurs Mr , Mp , Mq . Ce mode de représentation revient à un diagramme triangulaire analogue à celui que nous avons adopté dans l'étude d'autres alliages ternaires [106].

Pour tous les alliages ayant même structure, le titre fictif T_r est constant par définition ; dans ce cas, la relation (2) entre T_r et q ,

$$T_r = T_r + \frac{T_r}{20} q,$$

est linéaire ; c'est l'équation d'une droite telle que Mm . Cette droite représente donc des alliages ayant tous même structure, ayant par suite la structure du laiton ordinaire m .

Observons que, pour des valeurs différentes de T_r , toutes ces droites passent par un point fixe

$$\begin{aligned} T_r &= 0 \\ q &= -20 \end{aligned}$$

situé en dehors des limites de la figure.

Considérons maintenant le laiton ordinaire A, limite des alliages constitués uniquement par α ; nous savons (voir le diagramme fig. 88) qu'il a pour composition

$$Cu = 64, \quad Zn = 36.$$

Joignons A au point fixe, nous obtenons la droite

$$AA' \quad T_r = 64 + \frac{64}{20} q$$

qui représente tous les alliages ternaires ayant même titre fictif 64, donc situés aussi à la limite de α .

Cette droite AA' limite ainsi le domaine des solutions α . Elle représente les solutions saturées à la fois de zinc et d'aluminium. D'après son orientation, on voit que la présence de l'aluminium diminue beaucoup la solubilité du zinc dans le cuivre.

De même, les titres fictifs

$$\text{Cu} = 53,$$

$$\text{Cu} = 51,$$

correspondent aux limites de la solution β ; pour les alliages ternaires, le domaine de cette solution sera limité par les droites

$$\text{BB}' \quad T_r = 53 + \frac{53}{20} q.$$

$$\text{CC}' \quad T_r = 51 + \frac{51}{20} q.$$

Les domaines ainsi déterminés pour α , $\alpha + \beta$, β , etc., doivent être limités, aux environs de $\text{Al} = 10\%$, par l'apparition du constituant spécial; mais jusqu'ici on n'a fait aucune expérience permettant de tracer la ligne de démarcation. Remarquons seulement que la limite du domaine de α doit comprendre, après AA' , une ligne rejoignant le point D ($\text{Zn} = 0$, $\text{Al} = 8,5$) qui représente la limite de la solution α dans les alliages binaires cuivre-aluminium [246].

En *résumé*, tant que la teneur en aluminium reste inférieure à environ 10% , ce métal se dissout dans les solutions α et β ; il se comporte au point de vue de la structure comme 6 fois son poids de zinc.

Cette *loi d'équivalence* revient à dire que, avec les coordonnées définies plus haut, les régions des différentes structures sont séparées par des droites concourant en un point où $\text{Cu} = 0$.

Les autres laitons spéciaux nous présenteront des faits analogues.

231. Propriétés mécaniques. — Les propriétés mécaniques des laitons à l'aluminium sont en rapport étroit avec leur structure : celles d'un alliage déterminé *se rapprochent beaucoup de celles du laiton ordinaire ayant pour titre réel le titre fictif de l'alliage* (Guillet).

Comparons par exemple les propriétés des trois alliages suivants :

I. Laiton à l'aluminium.	$\text{Cu} = 70,5$,	$\text{Zn} = 26,5$,	$\text{Al} = 3$.
II. Laiton ordinaire. . .	$\text{Cu} = 61,5$,	$\text{Zn} = 38,5$.	
III. — . . .	$\text{Cu} = 70,5$,	$\text{Zn} = 29,5$.	

Le titre 61,5 de l'alliage II est égal au titre fictif de I, tandis que I et III ont même titre réel. Ces alliages ont donné :

	I	II	III
Charge de rupture R.	34	29	18
Allongement A %	50	50	48
Limite élastique E.	13	6,5	3

On voit que le laiton spécial I se rapproche beaucoup plus de II, qui a le même titre fictif, que de III qui a le même titre réel.

D'après le diagramme de la fig. 91, l'addition d'aluminium fait apparaître ou augmente le constituant β . Dans un laiton à faible teneur en cuivre ($\text{Cu} = 58$ environ), il faudra peu d'aluminium (2 à 3 %) pour obtenir uniquement β et même un peu de γ , c'est-à-dire des produits durs et fragiles, non commerciaux.

D'autre part, dans les laitons à forte teneur en cuivre (par exemple $\text{Cu} = 70$), formés uniquement de α et laminables seulement à froid (fig. 90), dès que l'addition d'aluminium est suffisante pour faire apparaître β , l'alliage devient forgeable et laminable à chaud; en même temps sa résistance augmente.

S'il y avait *identité* de propriétés entre un laiton à l'aluminium et un laiton ordinaire de composition convenablement choisie, par exemple entre les alliages I et II, on n'aurait aucun intérêt pratique à introduire de l'aluminium, le laiton ordinaire II étant beaucoup moins cher que le laiton spécial I.

En fait il n'y a pas identité; les propriétés ne dépendent pas seulement de la structure, c'est-à-dire des proportions relatives de α et β . Ces deux constituants sont en effet modifiés par l'aluminium qu'ils renferment et qui a son effet propre.

A *égalité de titre fictif*, la *charge de rupture* et surtout la *limite élastique* augmentent avec la teneur en aluminium; en général les *allongements* diminuent, mais moins rapidement, surtout pour les faibles teneurs en Al.

Aussi est-il possible d'obtenir à la fois les résistances élevées des laitons riches en zinc et des allongements analogues à ceux des laitons

riches en cuivre. C'est ce que montre le laiton spécial I comparé plus haut au laiton ordinaire II : l'allongement (50 %) est le même, la résistance et la limite élastique sont nettement plus élevées.

Quand la proportion d'aluminium est suffisante pour faire apparaître le constituant spécial, l'alliage devient fragile et inutilisable.

232. Emplois industriels. — Industriellement, l'addition d'aluminium aux laitons ne dépasse pas 4 %.

Les principaux types rentrent dans la formule suivante :

Cuivre.	64 à 70
Zinc.	27 à 33
Aluminium.	1 à 4.

Ces métaux sont intéressants non seulement par leurs propriétés mécaniques, mais aussi par leur *résistance à l'eau de mer*.

On les a utilisés pour les *constructions navales* : torpilles, sous-marins. On emploie plus fréquemment les laitons au manganèse et surtout des laitons *complexes* renfermant à la fois de l'*aluminium* et du *manganèse* [235].

LAITONS AU MANGANÈSE

233. Le manganèse est introduit à l'état de *cupro-manganèse* [189]. Comme l'aluminium, il joue d'abord le rôle de *désoxydant* ; on en laisse un excès qui apporte des propriétés mécaniques intéressantes.

234. Constitution. — Nous savons [190] que le manganèse forme avec le cuivre une série ininterrompue de cristaux mixtes.

Quand on l'ajoute au laiton, il se dissout dans les solutions α et β en quantité assez considérable. C'est seulement pour $Mn > 10$ que l'on voit apparaître un *constituant spécial*.

Au point de vue de la structure, les laitons au manganèse obéissent à la même règle que les laitons à l'aluminium [230] avec une valeur différente pour le coefficient d'équivalence

$$e = 0,5.$$

1 de manganèse équivaut à 0,5 de zinc. Par exemple l'alliage

$$Cu = 59, \quad Zn = 40, \quad Mn = 1,$$

aura même structure (Pl. X, phot. 37) que l'alliage binaire

$$\text{Cu} = 59, \quad \text{Zn} = 40 + 0,5 = 40,5,$$

dont le titre serait

$$\text{Cu} \% = 100 \cdot \frac{59}{59 + 40,5} = 59,3.$$

Le coefficient d'équivalence étant ici un peu plus petit que l'unité, le titre fictif est un peu plus élevé que le titre réel.

La relation (1) entre ces titres et la quantité % de Mn devient

$$T_r = T_f - \frac{T_f}{200} q.$$

En donnant à T_f les valeurs 64, 53 et 51 qui correspondent aux structures de passage, on aura trois droites AA', BB', CC', limitant sur le diagramme (fig. 92) les domaines de α , $\alpha + \beta$ et β .

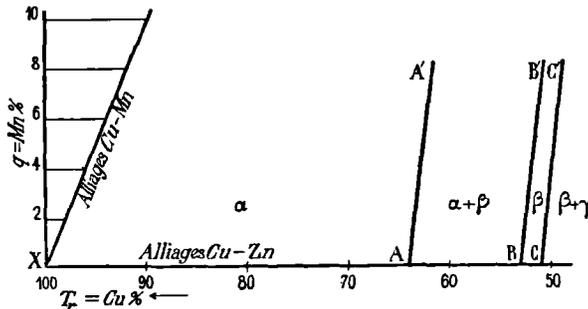


Fig. 92. — Laitons au MANGANÈSE (Alliages Cu-Zn-Mn).

Diagramme.

Ces droites sont voisines de parallèles à l'axe des q : elles concourent au point

$$T_r = 0 \\ q = 200.$$

Leur inclinaison est inverse de celle trouvée pour les droites correspondantes des laitons à l'aluminium.

235. Propriétés et emplois. — La figure 93 montre la variation des propriétés mécaniques de laitons Cu = 60 (métaux coulés) renfermant des quantités croissantes de manganèse.

On voit que la résistance augmente notablement. Les allongements restent à peu près constants jusqu'à Mn = 2 ; au delà, ils diminuent très vite ; pour Mn = 8, la fragilité apparaît en même temps qu'apparaît le constituant spécial.

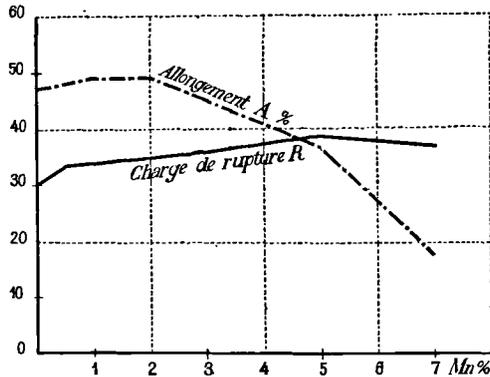


Fig. 93. — Laitons au MANGANÈSE (Cu=60).
Résistance et allongement.

Dans les alliages industriels on ne dépasse pas Mn = 2. Un type très employé est

Cuivre	58
Zinc	40
Manganèse	2.

Ces laitons au manganèse, souvent désignés sous le nom de *bronzes manganèse*, *bronzes Roma*, sont des métaux à charge de rupture élevée, très malléables, se travaillant très bien à chaud.

Comme les laitons à l'aluminium, ils résistent bien à l'eau de mer et sont employés pour les *constructions navales*, surtout pour la fabrication des *hélices*. Rappelons que l'on utilise aussi dans ce but des laitons à l'aluminium et au manganèse.

LAITONS A L'ÉTAIN

236. L'étain peut être facilement ajouté, à l'état *libre*, au laiton fondu, un peu avant la coulée.

237. Constitution. — D'après les recherches de M. Guillet, l'étain se dissout dans les constituants α et β . Tant que la teneur en étain reste assez faible, tout se passe comme avec les métaux précédents, aluminium et manganèse.

Le *coefficient d'équivalence* est à peu près

$$e = 2.$$

Il est beaucoup plus petit que celui de l'aluminium tout en étant aussi plus grand que 1 ; le titre fictif est donc plus petit que le titre réel, mais la différence est faible.

Le diagramme (fig. 94) comprend trois droites AA', BB', CC', légèrement inclinées vers l'axe des q , et dont l'équation est

$$T_r = T_f + \frac{T_f}{100} q.$$

Tandis que les constituants α et β peuvent dissoudre l'aluminium et le manganèse en quantités importantes (8 à 12 %), la solubilité de l'étain

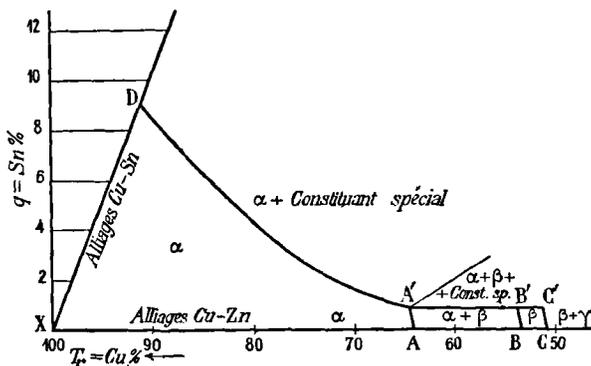


Fig. 94. — Laitons à l'ÉTAIN (Alliages Cu-Zn-Sn).
Diagramme.

est beaucoup plus faible. On s'aperçoit que la limite est dépassée à l'apparition d'un *constituant spécial* très dur qui, par ses réactions micrographiques, rappelle le constituant δ des bronzes.

On a vu en effet dans l'étude des bronzes (diagramme de la fig. 85) que le cuivre pur dissout l'étain. La solution ainsi formée (α des bronzes) est saturée pour $Sn = 9$; au delà, apparaît le constituant δ (voisin de Cu^4Sn).

Dans un laiton riche en cuivre (par exemple $\text{Cu} = 85$), formé uniquement de la solution α , celle-ci peut aussi dissoudre l'étain en donnant une solution ternaire α (Cu-Zn-Sn) qui se relie d'une façon continue à la solution α des bronzes ($\text{Zn} = 0$, droite XD) et à la solution α des laitons ($\text{Sn} = 0$, droite XA).

La quantité maximum d'étain qui peut ainsi se dissoudre, égale à 9 % dans le cuivre pur (point D du diagramme, fig. 94), diminue rapidement quand la proportion de zinc augmente ; elle n'est plus que

$$\text{Sn} = 0,7$$

dans les laitons limites où $\text{Cu} = 64$ (point A'). Les expériences peu nombreuses de M. Guillet (1) peuvent se représenter par la courbe DA' qui limite le domaine de la solution α pure (2).

Les laitons renfermant à la fois α et β peuvent dissoudre également 0,7 % d'étain quel que soit leur titre (entre 64 et 53). La solution β dissout donc à peu près autant d'étain que α , et le domaine de $\alpha + \beta$ est limité par une horizontale A'B' correspondant à $\text{Sn} = 0,7$. Le constituant spécial se forme pour $\text{Sn} > 0,7$ d'abord au détriment de la solution β ; c'est seulement lorsque celle-ci a disparu que la solution α est envahie à son tour.

238. Propriétés et emplois. — Tant qu'il reste en solution, l'étain n'apporte que de faibles modifications dans les *propriétés mécaniques* : il augmente un peu la charge de rupture et la limite élastique, sans diminuer les allongements et la résistance au choc ; il y a donc amélioration.

Dès que le constituant spécial apparaît dans la solution β , la charge de rupture et les allongements diminuent, la dureté augmente.

Enfin, quand le constituant spécial se forme au détriment de la so-

1. *Revue de Métallurgie*, III (1906), p. 271.

2. Cette courbe DA', qui limite le domaine de la solution ternaire α , est continue, comme l'indique le diagramme, seulement si le constituant spécial qui apparaît dans les laitons à l'étain se relie d'une façon continue au constituant δ des bronzes, si, par suite, il peut être considéré comme une solution de zinc dans δ . S'il n'en est pas ainsi, la courbe DA' doit comprendre plusieurs branches se rejoignant en des points anguleux. Les données expérimentales sont actuellement trop peu nombreuses pour permettre de trancher la question.

lution α , la charge de rupture et les allongements deviennent très faibles, le métal est fragile et inutilisable.

Les laitons à l'étain sont particulièrement intéressants pour leur grande **résistance à l'eau de mer**. Ce sont les métaux qui, à ce point de vue, donnent le plus de garantie.

Dans l'attaque par l'eau de mer des laitons mécaniques ordinaires, formés de α et β , c'est d'abord la solution β qui est attaquée. Or l'addition d'étain en quantité suffisante détruit β et donne le constituant spécial, très difficilement attaquant par l'eau de mer ; la solution α saturée d'étain semble aussi peu attaquant. Il faut d'ailleurs éviter une trop grande quantité d'étain qui serait très nuisible aux propriétés mécaniques.

Les laitons à l'étain sont donc utilisés dans les **constructions navales** : tubes, plaques de doublage, etc.

La composition généralement adoptée est

Cuivre.	60	à	62
Zinc.	37,5	à	39
Étain	1	à	1,5.

Elle répond bien aux conditions précédentes.

LAITONS AU PHOSPHORE. LAITONS AU SILICIUM

239. **Laitons désoxydés.** — Les laitons industriels au *phosphore*, au *silicium*, sont des laitons simplement **désoxydés** par addition de *cupro-phosphore* ou de *cupro-silicium*. L'effet de cette épuration est le même que sur les bronzes : les propriétés mécaniques sont améliorées par suite de la disparition des oxydes.

En général, on ajoute le désoxydant en quantité strictement nécessaire pour la réduction ; il n'en reste que des traces dans le métal coulé.

Un très faible excès de **phosphore** se traduit en effet par une fragilité notable.

Le **silicium** est moins nuisible jusqu'à la teneur de 1 à 2 % ; il entre alors en solution dans les constituants α et β , et les propriétés mécaniques sont voisines de celles des laitons ordinaires.

240. **Constitution des laitons au silicium.** — D'après les expé-

riences de M. Guillet, que l'on peut représenter par le diagramme de la figure 95, les alliages ternaires *cuivre-zinc-silicium* ont une constitution analogue à celle des laitons à l'étain, avec cette différence que le coefficient d'équivalence est très élevé; il vaut environ

$$e = 10.$$

Il en résulte que les droites AA', BB', CC', sont très inclinées. Une petite quantité de silicium suffit pour modifier beaucoup le titre fictif et par suite les propriétés mécaniques; l'addition du silicium dans un laiton demande donc à être *dosée* avec grand soin.

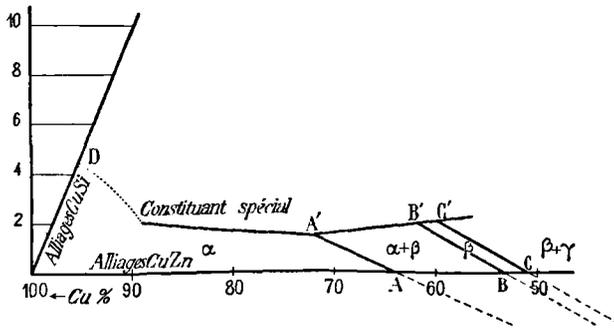


Fig. 95. — Laitons au SILICIUM (Alliages Cu-Zn-Si).
Diagramme.

La solution α à 72 % de cuivre est saturée pour à peu près

$$Si = 1,4.$$

Si on augmente le silicium, la micrographie montre un autre constituant qui est blanc, cristallisé.

La solubilité du silicium dans α augmente avec la teneur en cuivre, et la courbe de solubilité A'D doit rejoindre le point D (Cu = 95,5, Si = 4,5) qui représente la limite de solubilité du silicium dans le cuivre pur [192].

La solubilité du silicium dans le constituant β paraît un peu supérieure à 1,4; ensuite apparaît le constituant spécial. Le domaine de $\alpha + \beta$ serait alors limité par une droite A'B' inclinée sur l'axe des abscisses.

A l'apparition du constituant spécial, correspond une chute très rapide des qualités mécaniques.

LAITONS AU FER. LAITONS COMPLEXES

241. Préparation et composition. — L'introduction du *fer* dans les laitons est assez difficile. Elle se fait généralement sous deux formes différentes :

1° Alliages *cuivre-fer*. Le fer se dissout dans le cuivre fondu [356], mais on ne peut guère dépasser 8 à 10 %; les produits obtenus fondent à haute température, ils sont souvent hétérogènes, et les résultats ne sont pas toujours constants.

2° Alliages *zinc-fer*. On peut faire absorber au zinc fondu jusqu'à 8 % de fer; au delà le fer se sépare.

Aujourd'hui, c'est le plus généralement sous cette dernière forme d'alliage avec le zinc que le fer est introduit dans les laitons (Procédé Dick).

La quantité de fer que l'on introduit dans les laitons est toujours faible et dépasse rarement 3 %.

D'ailleurs on n'emploie pas de laitons ne renfermant que du fer. En général on *désoxyde* en même temps, soit par le *phosphore*, soit par le *manganèse*; on introduit en outre de petites quantités d'autres métaux tels que l'*étain*, l'*aluminium*.

On obtient ainsi des laitons complexes, de compositions très variées, livrés au commerce sous des noms divers et dont le type est le *métal Delta* inventé par M. Dick.

Voici la composition de quelques-uns de ces laitons complexes.

	Cu	Zn	Fe	Mn	Sn	Al
Métal Delta I	55,5	42	1,5	1	»	»
— Delta IV.	56	42,5	1	0,3	0,2	»
— Frogos.	69	25	2	»	»	4

242. Propriétés et emplois. — Au point de vue des propriétés mécaniques, la présence de ces différents métaux étrangers joue le

rôle que nous avons examiné à propos des alliages à l'aluminium ou au manganèse.

Tandis que, dans les laitons ordinaires, le maximum de la charge de rupture ($R=48$) correspond à de faibles allongements (15 %) (voir la fig. 90), avec ces laitons complexes, on peut obtenir des charges de rupture aussi élevées et conserver des allongements notables.

Le métal Delta donne couramment à l'état *recuit*

R	40 à 50
A %	45 à 30.

Les laitons ferreux complexes sont ainsi des métaux à grande résistance mécanique, *très malléables* à chaud, faciles à travailler.

Par ces propriétés, ils se rapprochent des fers et des aciers ordinaires sur lesquels ils présentent, pour certains emplois, l'avantage d'être *non magnétiques*, de mieux se prêter au *moulage* par suite de leur plus grande fusibilité, enfin d'être plus *difficilement attaquables* par les différents agents chimiques ; la présence d'un peu d'étain leur donne en particulier une grande résistance vis-à-vis de l'eau de mer.

Les laitons ferreux complexes sont utilisés surtout pour les *armatures de dynamos*, dans les *constructions navales* (quilles, hélices, ancres...), pour la fabrication de corps de pompes, de soupapes, de clapets, etc.

RÉSUMÉ

243. — L'étude des laitons spéciaux peut se résumer dans les points suivants :

1° Lorsqu'on ajoute à un laiton ordinaire un corps étranger, *plomb, aluminium, manganèse, étain, silicium, fer*, cet élément commence par se dissoudre dans les constituants α et β du laiton et joue, au point de vue de la structure, le même rôle qu'une certaine quantité de zinc, dite équivalente.

Les *coefficients d'équivalence* sont environ :

pour le silicium	10
— aluminium	6
— étain	2
— fer, le plomb	1
— manganèse	0,5.

Ils permettent de calculer le *titre fictif* d'un alliage donné.

2° Lorsque le ou les constituants du laiton ordinaire sont saturés, le corps ajouté forme un constituant spécial qui est, soit le métal pur (plomb), soit une solution ou une combinaison analogues à celles que présentent les alliages binaires du cuivre et du corps considéré.

L'aluminium et le manganèse peuvent se dissoudre en grande quantité (environ 10 %). Au contraire, avec le silicium et surtout avec l'étain et le plomb, la limite de saturation est peu élevée dans les laitons industriels renfermant de 50 à 75 % de cuivre.

3° Si le corps ajouté est entièrement en dissolution dans les constituants α et β , les propriétés mécaniques du laiton spécial se rapprochent de celles du laiton ordinaire ayant même structure, c'est-à-dire ayant pour titre réel le titre fictif du laiton spécial.

Cependant la présence du corps étranger dans les constituants a une action propre. Généralement elle augmente la charge de rupture et la limite élastique.

4° Dès qu'apparaît un constituant spécial, autre que ceux des laitons ordinaires, les qualités mécaniques diminuent rapidement et l'alliage n'a généralement plus d'intérêt pratique.

Cependant on emploie des laitons au plomb renfermant du plomb libre, et des laitons à l'étain qui sont difficilement attaquables à l'eau de mer quand la solution β est remplacée par un constituant spécial.

5° Les laitons spéciaux utilisés industriellement sont :

a) Les laitons au *plomb* ; ils se travaillent mieux au tour que les laitons ordinaires ;

b) Les laitons *désoxydés* ;

c) Les laitons au *fer*, à l'*aluminium*, au *manganèse*, à l'*étain* : ce sont souvent des alliages complexes renfermant plusieurs de ces métaux en proportion totale ne dépassant pas 4 à 6 %. Ces laitons sont des métaux à grande résistance mécanique, très malléables, se travaillant facilement, non magnétiques, peu attaquables par les agents chimiques ; ils conviennent pour les pièces qui doivent être en contact avec l'eau et qui doivent supporter un effort mécanique.

CHAPITRE XIX

ALUMINIUM ET ALLIAGES

244. Aluminium. — Les principales impuretés contenues dans l'*aluminium commercial* sont le *fer*, le *silicium*, souvent le *cuivre* et le *sodium*. Aujourd'hui l'industrie livre couramment un métal renfermant de 98,5 à 99,5 % d'aluminium pur.

L'aluminium est un métal blanc légèrement bleuâtre.

Il fond à 657°.

Sa *densité* est 2,56. Elle monte à 2,67 pour le métal écroui. C'est à peu près la densité du verre. L'aluminium est ainsi 3 à 4 fois plus léger que les autres métaux usuels, fer, cuivre, argent, etc. Cette grande légèreté est une de ses propriétés les plus intéressantes pour l'industrie.

L'aluminium est bon conducteur de l'électricité. La *conductibilité spécifique* du métal pur est environ

40×10^4 unités électromagnétiques.

Rappelons, à titre de comparaison, la valeur de cette quantité pour les deux métaux industriels les plus conducteurs :

Pour le cuivre 63×10^4
— l'argent. 67×10^4 .

L'aluminium tend actuellement à se substituer au cuivre pour la

fabrication des câbles électriques. Comparons les deux métaux à ce point de vue. Le rapport des conductibilités est

$$\frac{63}{40} = 1,6.$$

Pour présenter la même conductibilité qu'un fil de cuivre de section 1, un fil d'aluminium devra avoir une section 1,6; le volume sera donc plus grand, mais, à cause de la faible densité, le poids sera plus petit, dans le rapport

$$\frac{1,6 \times 2,6}{1 \times 8,9} = 0,47.$$

Le poids d'un conducteur en aluminium étant à peu près moitié de celui d'un conducteur en cuivre de même conductibilité, au prix actuel de ces métaux, l'emploi de l'aluminium est nettement plus économique. Deux autres avantages résultent du poids moitié moindre : facilité de pose, diminution de la fatigue pour les lignes et les supports.

L'aluminium est très *malléable*; il se forge et se lamine aisément; on peut le marteler en feuilles très minces.

Sa *ténacité* est moyenne, plus faible que celle du cuivre. A l'état laminé et recuit, il donne

$$\begin{aligned} R &= 12 \text{ kg} \\ A\% &= 30. \end{aligned}$$

Sa *dureté* est peu considérable, un peu plus grande que celle de l'argent et plus petite que celle du cuivre.

Les *propriétés chimiques* de l'aluminium sont particulièrement intéressantes.

C'est un des métaux qui dégagent le plus de chaleur en se combinant à l'oxygène, aussi est-ce un réducteur puissant. A ce titre on l'emploie pour *désoxyder* les bronzes et les laitons [186-210-219], pour l'*affinage* de l'acier.

Il réduit la plupart des oxydes métalliques. Cette propriété est utilisée pour l'obtention de températures élevées (*aluminothermie*), pour la préparation de quelques métaux et alliages — procédé Goldschmidt [36].

Cependant, l'aluminium pur en lingot n'est pas attaqué par l'air ordinaire ou par l'eau : sa surface se recouvre d'une mince couche imperméable d'alumine qui le protège. Le métal impur est plus altérable à l'eau : si l'attaque commence en un point, elle se poursuit de proche en proche.

A froid, l'aluminium n'est pas attaqué par les acides sulfurique et azotique ; il se dissout facilement, au contraire, dans l'acide chlorhydrique et les alcalis.

Emplois. — De ce qui précède, résultent les principales applications de l'aluminium :

- 1° Affinage de l'acier, désoxydation des bronzes et des laitons.
- 2° Aluminothermie, préparation de certains métaux et alliages.
- 3° Fabrication de câbles conducteurs.

4° Fabrication de nombreux objets où l'on recherche la légèreté en même temps qu'une résistance mécanique suffisante : articles de Paris, batterie de cuisine, ustensiles militaires, pièces d'automobiles.

On l'a employé avec succès pour la confection de bateaux démontables destinés à la navigation fluviale ; mais il ne convient pas pour les constructions maritimes, étant trop facilement attaqué par les solutions salines.

5° Il entre dans la composition de nombreux alliages industriels. Nous avons déjà parlé des *bronzes* et des *laitons spéciaux* renfermant de petites quantités d'aluminium. Les autres alliages intéressants sont :

- Alliages cuivre-aluminium ;
- Alliages aluminium-magnésium.

ALLIAGES CUIVRE-ALUMINIUM

245. Préparation. — On emploie dans l'industrie deux sortes d'alliages cuivre-aluminium :

1° Les *bronzes d'aluminium* (qu'il ne faut pas confondre avec les *bronzes à l'aluminium*), alliages très riches en cuivre, renfermant de 0 à 10 % d'aluminium.

2° Les *alliages légers*, très riches en aluminium, renfermant de 2 à 6 % de cuivre.

On les prépare facilement par *union directe* ; on fond d'abord le métal qui doit se trouver en excès, on ajoute l'autre ensuite. Ou bien encore, on réduit au *four électrique* du corindon ou de la bauxite par

le charbon, en présence de cuivre. On obtient ainsi directement un alliage à 14 % d'aluminium, qui, refondu avec des quantités convenables de cuivre, donne les bronzes d'aluminium de composition voulue.

Avec les alliages légers, riches en aluminium, il y a avantage, pour la qualité du métal, à effectuer la coulée à température aussi basse que possible.

246. Constitution. — Les alliages cuivre-aluminium ont donné lieu à un grand nombre de recherches; leur constitution n'est cependant pas définitivement élucidée: quelques divergences subsistent encore entre les différents résultats obtenus.

L'étude *chimique* a été faite par M. Guillet⁽¹⁾. Des alliages de compositions variées, préparés par aluminothermie, ont été attaqués par l'acide chlorhydrique étendu, puis par l'acide azotique; on a isolé ainsi des résidus qui ont des compositions correspondant à peu près aux trois combinaisons suivantes :

Cu^2Al (Al = 12,5), poudre cristalline or, insoluble dans l'acide chlorhydrique étendu ;

CuAl (Al = 30), poudre cristalline grise, soluble comme la précédente dans l'acide azotique froid, très peu attaquable par l'acide chlorhydrique ;

CuAl^2 (Al = 46), grandes aiguilles prismatiques dont la longueur atteint 2 à 3 centimètres, solubles dans l'acide chlorhydrique, insolubles dans l'acide azotique froid. Ces cristaux de CuAl^2 sont particulièrement nets.

Les trois combinaisons précédentes sont formées à partir des éléments avec de notables changements de volume [137].

L'étude de la *solidification* et du *refroidissement*, et l'étude *micrographique*, commencées par M. H. Le Chatelier⁽²⁾, ont été reprises et complétées par différents auteurs⁽³⁾.

1. Thèse, Paris 1902, p. 20.

2. Contribution à l'étude des Alliages, p. 394.

3. GUILLET, *Revue de Métallurgie*, II (1905), p. 567. — DEJEAN, *Revue de Métallurgie*, III (1906), p. 240. — CAMPBELL et MATHEWS, *J. Amer. Chem. Soc.*, 24 (1902), p. 253. — CARPENTER et EDWARDS, 8^e Rapport du Comité des Alliages. *Proceedings of the Institute of Mechanical Engineers* (1907). — GWYER, *Zeits. f. anorg. Chemie*, 57 (1908), p. 115. — Voir un résumé critique de GUILLET. *Revue de Métallurgie*, V (1908), p. 413.

Les résultats essentiels qui se dégagent de cet ensemble de travaux peuvent être résumés dans le diagramme de la figure 96. La figure 97 en reproduit une partie ($Al < 16$) à une plus grande échelle.

Le liquidus présente deux minima B et E.

Le second E ($Al = 67$; $T = 540^\circ$) correspond à un véritable *eutectique*,

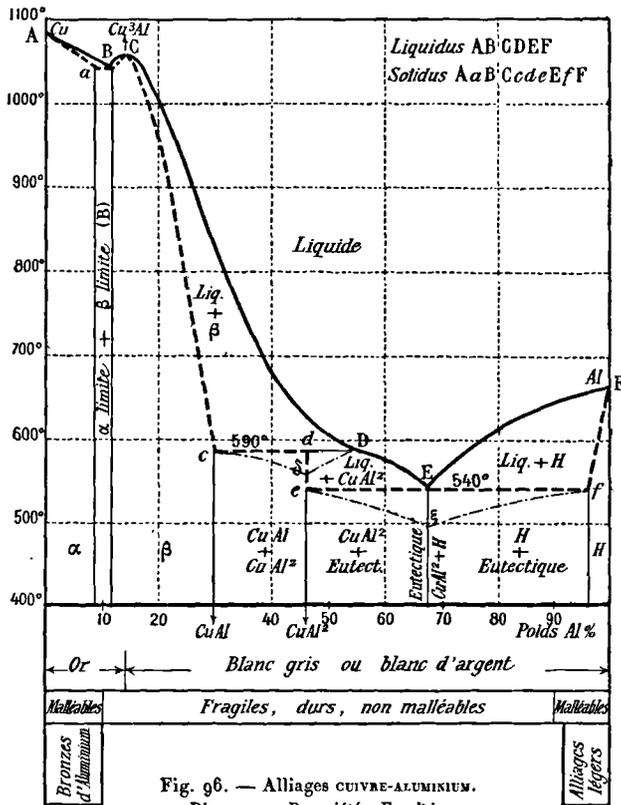


Fig. 96. — Alliages CUIVRE-ALUMINIUM.
Diagramme. Propriétés. Emplois.

formé de deux constituants dont la composition est donnée par la courbe e_2f des durées de cristallisation eutectique (Gwyer); l'un renferme $Al = 96$; c'est la limite d'une solution H de cuivre dans l'aluminium; l'autre répond à la formule simple $CuAl^2$; c'est une combinaison, qui est aussi donnée par le maximum de la courbe e_2D des durées de transformation à 590° , température du point de transition D.

L'autre minimum B (Al = 11,5; T = 1038°) n'est pas un véritable eutectique. L'alliage correspondant se montre homogène quel que soit le grossissement sous lequel on l'examine; de plus, le solidus n'est une droite horizontale aB que d'un côté du point B (fig. 97); de l'autre côté, c'est une courbe BbC voisine du liquidus comme dans le cas d'une solution solide⁽¹⁾.

L'alliage B homogène est, en effet, la limite inférieure d'une solution

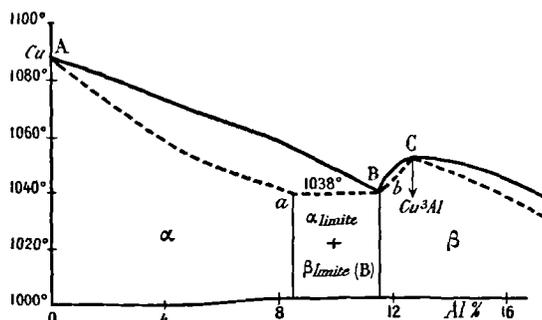


Fig. 97. — Alliages CUIVRE-ALUMINIUM.
Diagramme de solidification.

solide β dont le domaine est compris entre 11,5 et 30 % de Al. La limite supérieure Al = 30 correspond à la formule simple CuAl d'une combinaison isolée par voie chimique.

D'autre part, dans le domaine de β , le liquidus présente un maximum C correspondant aussi à la formule simple Cu³Al d'un résidu isolé chimiquement. Il est alors légitime de faire l'hypothèse qu'une combinaison Cu³Al existe, et qu'elle entre en solution solide, d'un côté avec un peu de cuivre (jusqu'à Al = 11,5), de l'autre, en toutes proportions, avec la combinaison CuAl [105].

En résumé, on trouve dans les alliages cuivre-aluminium les constituants suivants :

1° Solution α (0 < Al < 8,5), isomorphe avec le cuivre, montrant au microscope (Pl. XI, phot. 39) des polyèdres analogues à ceux du cuivre pur ou des laitons (comparer Pl. VIII, phot. 30).

2° Combinaison Cu³Al (Al = 12,5).

1. Nous verrons un exemple analogue dans les alliages aluminium-magnésium [249].

3° *Solution* β ($11,5 < \text{Al} < 30$) ; on peut la considérer comme renfermant la combinaison Cu^3Al mélangée soit avec Cu, soit avec CuAl .

Les alliages contenant $8,5 < \text{Al} < 11,5$ sont formés des deux solutions limites α et β . La seconde apparaît en noir par l'attaque au perchlorure de fer (Pl. XI, phot. 40).

4° *Combinaison* CuAl ($\text{Al} = 30$).

5° *Combinaison* CuAl^2 ($\text{Al} = 46$). Elle est juxtaposée à CuAl dans les alliages $30 < \text{Al} < 46$.

6° *Solution* H ($96 < \text{Al} < 100$), isomorphe avec l'aluminium. L'aluminium dissout le cuivre jusqu'à environ 4 % ; la solution limite forme avec CuAl^2 un eutectique.

Il est possible que le diagramme soit plus compliqué pour les alliages contenant de 9 à 15 % d'aluminium.

On a signalé en effet l'existence de transformations qui seraient mises en évidence par les courbes de refroidissement, par la micrographie des alliages trempés (Guillet, Carpenter et Edwards), par une variation brusque de la conductibilité électrique avec la température (voir précédemment fig. 48). Ces résultats ont été contestés (Gwyer). De nouvelles recherches seraient nécessaires pour élucider ce point important.

247. Propriétés. — L'ensemble des propriétés des alliages cuivre-aluminium s'accorde bien avec la constitution que nous venons d'établir.

La courbe des *coefficients de dilatation* (1) (fig. 98) indique une variation brusque pour la composition Cu^3Al et surtout pour CuAl^2 .

Par contre, la courbe des *forces électromotrices* (2), déterminée en prenant la chaux comme électrolyte, n'indique pas les deux combinaisons précédentes, mais seulement la troisième CuAl .

Couleur. — Les alliages riches en cuivre ont une belle couleur *or* qu'ils conservent jusqu'à la teneur $\text{Al} = 14$. Pour des teneurs supérieures, ils sont blanc gris ou blanc d'argent.

1. II. LE CHATELIER. *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 393.

2. POUCHINE. *Revue de Métallurgie*, IV (1907), p. 932.

Propriétés mécaniques (').— Les alliages riches en cuivre, renfermant de 0 à 10 % d'aluminium, sont malléables et peu fragiles ; ils

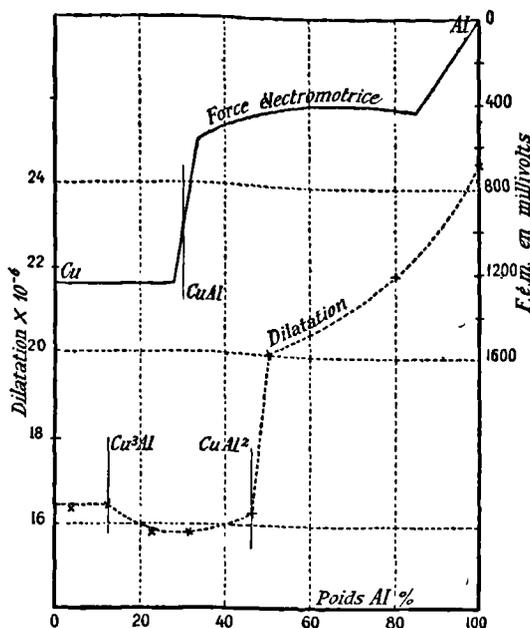


Fig. 98. — Alliages CUIVRE-ALUMINIUM.
Dilatation. Force électromotrice de dissolution.

se forgent et se laminent avec facilité. Ils sont beaucoup plus durs et plus résistants que le cuivre pur.

L'alliage Al = 7 par exemple donne, à l'état laminé et recuit,

$$R = 40 \text{ kg}$$

$$A\% = 45.$$

Au point de vue mécanique, il est ainsi comparable à l'acier fondu.

Remarquons que ces alliages (0 à 10 de Al) sont formés soit de α pur, soit de α avec un peu de β .

Pour des teneurs en aluminium supérieures à 10 %, les alliages

1. Consulter CARPENTER et EDWARDS, *Revue de Métallurgie*, V (1908), p. 425.

deviennent cassants, durs et fragiles. A 20 % on peut les pulvériser au mortier. La malléabilité ne reparait qu'avec le constituant H, pour Al > 90.

Les alliages riches en aluminium sont en effet malléables comme l'aluminium pur ; ils sont plus durs, se travaillent mieux et sont nettement plus résistants ; c'est ce que montrent les chiffres suivants :

Aluminium pur, laminé et recuit.	R = 12 kg
— plus 3 % Cu —	19
— plus 6 % — —	20.

L'augmentation de résistance et de dureté est due à la présence de CuAl³. Une trop grande quantité de ce composé donne de la fragilité.

On voit que la malléabilité des alliages cuivre-aluminium obéit à la remarque générale [154] : on la trouve aux deux extrémités du diagramme (fig. 96), pour les alliages riches en métaux purs malléables ; par contre les constituants intermédiaires — solution β et combinaisons — sont fragiles et cassants.

248. Emplois industriels. — Il a été déjà dit que les alliages cuivre-aluminium utilisés dans l'industrie se rapportent à deux types.

1° *Bronzes d'aluminium.* — Alliages riches en cuivre,
 $0 < \text{Al} < 10$.

Les compositions les plus employées sont

Aluminium.	4 à 8.
--------------------	--------

Ces alliages, formés uniquement de la solution α , sont faciles à travailler, plus durs et plus résistants que le cuivre ; par leurs propriétés mécaniques, ils sont comparables à l'acier fondu ; ils ont de plus une grande inaltérabilité aux agents chimiques. Malgré ces qualités intéressantes, leur usage est assez limité.

On les emploie surtout à cause de leur couleur, pour imiter les alliages d'or dans la confection d'objets divers : *bijoux, couverts, vaisselle*, etc.

2° *Alliages légers*, riches en aluminium, renfermant

Cuivre.	3 à 6
Aluminium.	97 à 94.

Ce sont des métaux dont la densité est environ 3, peu supérieure à celle de l'aluminium pur. Comme nous venons de le voir, ils sont préférables à celui-ci par leurs propriétés mécaniques.

On les utilise en particulier pour les *constructions automobiles, châssis de voiture, etc.*

ALLIAGES ALUMINIUM-MAGNÉSIUM

249. Constitution. — La courbe de *solidification* commençante a été d'abord déterminée par M. Boudouard (*).

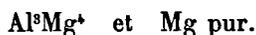
M. Grube (**) a repris cette étude et l'a complétée par la détermination du *solidus* et des durées de cristallisation eutectique, et par l'examen *micrographique*. Les résultats sont condensés dans le diagramme ci-contre (fig. 99).

Le liquidus présente un maximum C correspondant à la combinaison



D est un eutectique (Mg = 68) fondant à 440°. La courbe $\gamma\delta\epsilon$, des durées de cristallisation à cette température de 440°, a son maximum pour D, et des ordonnées nulles (en γ et ϵ) pour Al^3Mg^4 et Mg.

On en conclut que l'eutectique est formé des deux corps



Les alliages $35 < \text{Mg} < 55$, correspondant à la branche BC, se solidifient à température sensiblement constante. D'autre part, à l'examen micrographique, ils se montrent homogènes; ils sont donc formés d'une solution solide ayant pour limites de composition 35 et 55. Le *solidus* est trop rapproché du liquidus BC pour qu'il soit pratiquement possible de l'en distinguer.

Comme cette solution a pour limite supérieure Mg = 55, ce qui correspond précisément au composé Al^3Mg^4 , on fera une hypothèse vraisemblable sur sa constitution [105] en la considérant comme

1. *Bulletin de la Société d'Encouragement* (1901) et *Comptes Rendus*, 132 (1901), p. 1325; 133, p. 1003.

2. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 45 (1905), p. 225.

une solution d'aluminium dans le composé Al^3Mg^4 , solution saturée pour l'alliage $Mg = 35$.

L'autre limite correspond à un minimum B du liquidus ; ce n'est

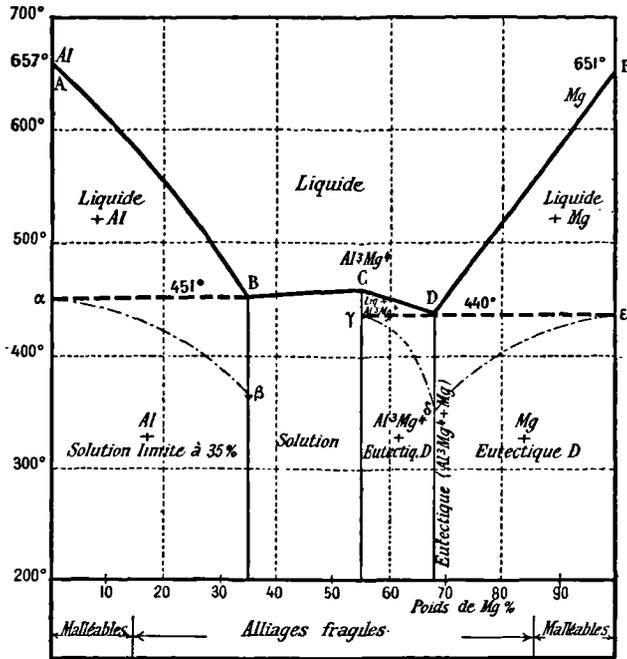


Fig. 99. — Alliages ALUMINIUM-MAGNÉSIUM.
Diagramme. Malléabilité.

cependant pas un eutectique, car l'alliage $Mg = 35$ est homogène et ne montre pas la structure hétérogène caractéristique, même sous un fort grossissement de 300 diamètres (').

Enfin, les alliages contenant de 0 à 35 de magnésium laissent déposer au moment de la solidification (branche AB) des cristaux d'aluminium pur ; le liquide s'enrichit en magnésium jusqu'à ce qu'il ait la composition B ($Mg = 35$). La solidification de B se fait alors à

1. Nous avons déjà étudié [246] un cas analogue, où la rencontre de deux branches du liquidus en un point minimum correspond non pas à un eutectique, mais à la limite d'une solution solide.

température constante (451°) comme pour un eutectique. La courbe $\alpha\beta$ des durées de cristallisation a son ordonnée nulle pour $Mg = 0$, ce qui montre bien l'absence d'une solution riche en aluminium. L'alliage solidifié est alors formé de cristaux d'aluminium entourés de la solution limite B.

En *résumé*, d'après ces recherches, les alliages aluminium-magnésium renferment les constituants suivants :

- 1° Al pur.
- 2° Mg pur.
- 3° Combinaison Al^3Mg^4 ($Mg = 55$).
- 4° Solution solide ($35 < Mg < 55$) que l'on peut considérer comme une solution de Al dans Al^3Mg^4 .

250. Propriétés et emplois. — Les propriétés générales des alliages aluminium-magnésium sont en relation avec la quantité de la combinaison Al^3Mg^4 qu'ils renferment.

D'accord avec la règle générale [154], ce composé, d'une couleur blanc d'argent, est extrêmement fragile ; il se brise entre les doigts. La *fragilité* diminue quand on s'écarte, des deux côtés, de la composition correspondante ($Mg = 55$). Elle disparaît dans les alliages riches en aluminium ($Mg < 15$) ou riches en magnésium ($Al < 15$).

On ne peut utiliser ces derniers, car ils sont facilement altérables à l'air, sans doute par suite de la présence du magnésium libre.

Les alliages utilisés industriellement sous le nom de *magnalium* renferment

Magnésium. 3 à 15.

Ils sont constitués par des cristaux d'aluminium noyés dans la solution limite B plus dure.

Ce sont des métaux plus légers que l'aluminium ($d = 2$ à $2,5$), malléables et forgeables, présentant une plus grande dureté et un plus beau poli que l'aluminium, se travaillant mieux sous les outils.

Leur prix est assez élevé, le magnésium étant un métal cher.

Les alliages renfermant de 35 à 50 de magnésium, de constitution homogène, sont durs et peuvent prendre un très beau poli ; ils conviendraient pour la fabrication des miroirs (Grube).

ALLIAGES DIVERS

251. On vient de voir qu'en ajoutant un peu de cuivre à l'aluminium on lui donne plus de dureté, il devient plus facile à travailler.

On obtient un résultat analogue par l'addition en petite quantité d'un grand nombre de métaux.

L'*étain* ne forme ni combinaison, ni solution solide (1). Les alliages riches en aluminium sont formés de cristaux d'aluminium entourés d'un eutectique riche en étain (Sn = 98).

Le *zinc*, au contraire, se dissout (2) dans l'aluminium jusqu'à 50 %. La constitution des alliages Al-Zn est analogue à celle des alliages Ag-Cu [163]. Il y a deux séries de solutions solides, l'une renfermant $0 < \text{Al} < 4$, l'autre $50 < \text{Al} < 100$, avec un eutectique formé des solutions limites à 4 et à 50.

Le *manganèse* se dissout jusqu'à la teneur de Al = 10 (Guillet).

Le *fer* et le *nickel* forment également des solutions solides.

Lorsque les quantités de ces différents métaux sont assez faibles (quelques unités pour cent), les propriétés mécaniques de l'aluminium sont nettement améliorées ; pour des teneurs plus élevées, les alliages deviennent fragiles. Leur résistance chimique est en général plus grande que celle de l'aluminium.

Enfin, de nombreux brevets préconisent des *alliages complexes* obtenus par addition de plusieurs métaux : cuivre, nickel, étain, zinc, fer, etc...

Tous ces alliages ont une faible densité (environ 3) ; ils sont destinés surtout à la construction légère pour les pièces d'automobiles. Les plus intéressants paraissent être ceux renfermant du cuivre et du manganèse.

RÉSUMÉ

252. Les alliages industriels qui renferment de l'aluminium se classent en deux groupes :

1. GWYER. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 49 (1906), p. 315.
2. SHEPHERD. *Journal of physical Chemistry*, IX (1905), p. 504.

1° Alliages *pauvres en aluminium* (moins de 8 %) : bronzes et laitons à l'aluminium, bronzes d'aluminium. — L'aluminium agit en particulier comme désoxydant ; il donne des charges de rupture élevées.

2° Alliages *légers, riches en aluminium* (90 à 98 %). — L'incorporation à faible dose d'éléments étrangers a pour but, tout en augmentant peu la densité de l'aluminium, d'améliorer ses propriétés mécaniques, et en particulier d'augmenter la dureté pour faciliter le travail mécanique. Ces éléments forment un eutectique (Sn), ou bien ils entrent en solution dans l'aluminium (Fe, Mn, Cu).

CHAPITRE XX

NICKEL ET ALLIAGES

253. Nickel. — Les principales matières étrangères contenues dans le nickel *affiné commercial* sont le *fer*, le *cuivre* et surtout le *cobalt*. La quantité totale en dépasse fréquemment 1 %.

Le nickel est *blanc* grisâtre.

Sa *densité* varie de 8,3 à 8,8 suivant l'état d'écrouissage.

Il *fond* à une température élevée : 1451°.

Le nickel est, comme le fer et le cobalt, fortement *magnétique* à la température ordinaire. L'intensité d'aimantation à saturation est de 497⁽¹⁾ (celle du fer est 1730).

Comme pour tous les corps ferromagnétiques, la perméabilité subit une chute rapide à une température suffisamment élevée, dite *température de transformation magnétique*; au-dessus, le magnétisme devient très faible et le métal se comporte comme un corps paramagnétique [133]. Cette température est ici 320° environ.

Le nickel se présente donc sous deux formes *allotropiques* :

1° Le nickel α , magnétique ;

2° Le nickel β , non magnétique.

Elles se transforment l'une dans l'autre à 320°.

Les *propriétés mécaniques* du nickel sont particulièrement intéressantes.

1. P. WEISS. *Comptes Rendus*, 145 (1907), p. 1417.

Il est très ductile et se laisse bien laminier. Souvent le métal obtenu en grand, par fusion, est poreux et dépourvu de malléabilité, sans doute par suite d'une oxydation ; on remédie à cet inconvénient en ajoutant au moment de la coulée un *désoxydant* : manganèse, magnésium ou phosphore.

Le nickel est un des métaux usuels les plus durs et les plus tenaces. Le métal pur laminé et recuit donne à la traction

$$R = 50 \text{ kg}$$

$$A\% = 40.$$

Le fer pur ne donne que $R = 30$.

Le nickel résiste mieux que le fer aux agents chimiques ; l'air ne l'oxyde pas à la température ordinaire et il conserve son poli.

Le *nickel pur* est utilisé, surtout à cause de sa couleur, de sa malléabilité et de sa dureté, pour la fabrication de *monnaies divisionnaires* (en France), d'ustensiles de cuisine, de pièces de carrosserie, d'instruments de chirurgie etc... Son emploi est limité par son prix élevé.

Il fait partie d'un grand nombre d'alliages industriels. Les principaux sont :

- 1° Les *aciers au nickel* (Chap. xxiii);
- 2° Les *bronzes au plomb et au nickel* [214-269];
- 3° Les alliages du nickel avec le *cuivre*, ou avec le *cuivre* et le *zinc (mallechorts)* ; nous allons les étudier.

ALLIAGES NICKEL-CUIVRE

254. Constitution. — Les alliages nickel-cuivre se préparent en fondant directement les deux métaux sous une couche de charbon pulvérisé.

Leur constitution est particulièrement simple⁽¹⁾ ; elle résulte des faits suivants :

Chacune des courbes L et S de début et de fin de *solidification* (partie supérieure de la fig. 100) comprend une seule branche qui

1. GUERTLER et TAMMANN. *Zeits. f. anorg. Chemie*, **52** (1907), p. 25. — KURNKOW et ZEMCZUZYNY. *Zeits. f. anorg. Chemie*, **54** (1907), p. 151.

monte régulièrement depuis le point de fusion du cuivre jusqu'à celui

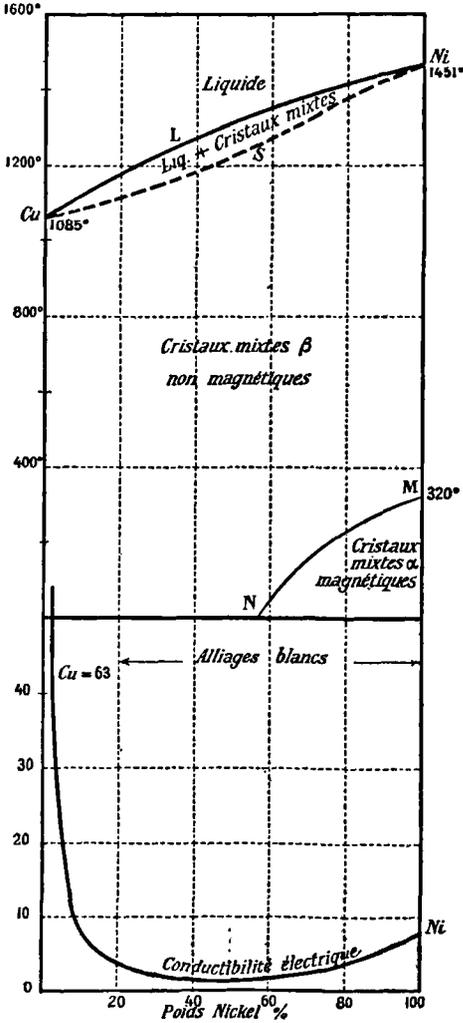


Fig. 100. — Alliages NICKEL-CUIVRE.

Diagramme d'équilibre. Conductibilité électrique.

du nickel. Cette disposition indique l'existence d'une seule série continue de cristaux mixtes. L'examen micrographique des alliages vérifie cette conclusion.

Le nickel α magnétique se transforme à 320° en nickel β non magnétique. De même, les alliages riches en nickel sont magnétiques à froid et perdent leur magnétisme à chaud ; mais la température de transformation s'abaisse en même temps que la teneur en nickel diminue. Les points de transformation se placent ainsi sur une courbe MN qui complète le *diagramme* des états d'équilibre : au-dessus de MN, est la région des cristaux mixtes non magnétiques, isomorphes avec β ; au-dessous, celle des cristaux mixtes magnétiques, isomorphes avec α .

On voit qu'à la température ordinaire les

alliages qui contiennent moins de 50 % de nickel ne sont pas magnétiques.

Les résultats précédents s'accordent avec les mesures de *conductibilité électrique* de Feussner⁽¹⁾. Ses nombres se placent sur une courbe unique, régulière (fig. 100), s'abaissant beaucoup à partir des deux métaux purs; cette forme est caractéristique des alliages de métaux ne formant qu'une seule solution solide.

Conclusion. — Le cuivre et le nickel se comportent comme des métaux isomorphes.

255. Propriétés. — Tous les alliages nickel-cuivre sont *malléables* et peuvent être laminés à froid, quelques-uns avec difficulté; le nickel lui-même est d'ailleurs difficile à laminier quand il n'est pas pur.

La relation générale entre la malléabilité et la constitution [154] est bien vérifiée, puisque le nickel et le cuivre sont tous deux malléables et donnent une seule série de cristaux mixtes.

Les alliages sont beaucoup plus *durs* que le cuivre; la dureté augmente avec la teneur en nickel.

Les alliages renfermant de 0 à 20 % de nickel conservent une teinte rosée; au delà de 20 % ils sont *blancs*. Il suffit donc d'une quantité relativement petite de nickel pour faire disparaître complètement la couleur rouge du cuivre.

256. Emplois industriels. — Les alliages utilisés dans l'industrie sont des métaux *blancs* renfermant

Nickel. 20 à 25.

Ils se laminent et s'emboutissent à froid. On les utilise pour les enveloppes de *balles de fusil*, la confection de *réflecteurs*, d'*ustensiles* de cuisine : ils remplacent le nickel pur et sont moins coûteux.

La composition adoptée en Allemagne, Belgique, Roumanie, Égypte, etc. pour la *monnaie divisionnaire* est

Cuivre 75
Nickel 25.

1. Voir KURNAKOW et ZEMCZUZY. *Mémoire cité*, p. 152. — GUERTLER. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 51 (1906), p. 404.

Enfin le *constantan*, utilisé dans les résistances électriques, renferme

Cuivre	60
Nickel	40.

La courbe de la figure 100 montre que cet alliage présente une très faible conductibilité (30 à 40 fois plus faible que celle du cuivre).

ALLIAGES CUIVRE-NICKEL-ZINC : MAILLECHORTS

257. Préparation. — Les *maillechorts* sont des alliages blancs composés de *cuivre*, de *nickel* et de *zinc*; on leur donne souvent des noms variés : *argentan*, *cuivre-blanc*, *alfénide*, etc.

Ils sont beaucoup plus employés que les alliages binaires cuivre-nickel, surtout à cause de leur prix moins élevé qui tient à la présence du zinc.

Pour la préparation des maillechorts, on fabrique d'abord un alliage binaire cuivre-nickel et on lui ajoute le zinc sous forme de laiton. Il est rare d'ailleurs que l'on parte des métaux purs; généralement, comme pour les laitons, on utilise des déchets d'alliages de cuivre et de nickel [24].

De même que les bronzes et les laitons, les maillechorts sont améliorés par l'addition, au moment de la coulée, de *désoxydants* : phosphore de cuivre, aluminium, cupro-magnésium, etc.

Enfin, on utilise des alliages complexes renfermant de petites quantités d'autres métaux : *aluminium*, *magnésium*, *fer*, *manganèse*, *plomb*. Ce dernier métal est introduit dans les maillechorts pour décolletage.

258. Propriétés et emplois. — Les maillechorts industriels renferment de 5 à 30 % de nickel, de 40 à 70 % de cuivre; le reste est du zinc; le prix augmente avec la teneur en cuivre et surtout en nickel.

Leur constitution n'a pas été étudiée.

Comme avec les alliages cuivre-nickel, il suffit de 15 à 20 % de nickel pour faire disparaître la couleur du cuivre et donner des métaux très blancs.

Ces alliages sont caractérisés par leur *couleur*, leur *dureté*, leur

grande *résistance électrique* et surtout leur *inaltérabilité*. Ils se prêtent au moulage et peuvent se travailler.

On les utilise pour la fabrication d'*articles de ménage, orfèvrerie, couverts, vaisselle, réflecteurs*, pour la fabrication des *monnaies*, des *résistances électriques*.

Voici la composition de quelques types :

	Cu	Ni	Zn	Fe	
Vaisselle, { couverts, etc. {	Argentan.	60	20	20	»
	—	50	20	30	»
	Alfénide.	60	10	30	»
Résistances électriques.	50	20	25	5	



CHAPITRE XXI

ALLIAGES POUR PIÈCES FROTTANTES ANTIFRICTIONS

ÉTUDE GÉNÉRALE

259. Définition. — Les alliages destinés à constituer les pièces frottantes, par exemple la surface des coussinets sur lesquels frottent les arbres d'acier, les colliers d'excentriques, les têtes de bielles, ont une grande importance industrielle. Les compagnies de chemins de fer en font, en particulier, une consommation considérable pour les coussinets des roues de locomotives et de wagons.

Ils servent soit à constituer la pièce entière, soit seulement à garnir la surface de la pièce dont le corps est fabriqué en un autre métal, en bronze par exemple.

Les alliages actuellement employés dans ce but se rangent en deux groupes :

1° les *bronzes* ;

2° les *alliages blancs*, de compositions très variées, auxquels on donne plus spécialement le nom d'*antifrictions*.

M. Charpy a publié (1) sur ces alliages une importante étude d'ensemble à laquelle nous ferons de fréquents emprunts (2).

1. *Contribution à l'étude des Alliages* (1901), p. 201.

2. Voir aussi G.-H. CLAMER. Étude des Alliages pour coussinets, *Revue de Métallurgie*, I (1904), Extraits, p. 144.

260. **Qualités nécessaires.** — Ce qu'il faut surtout considérer dans un alliage pour coussinets, ce sont les points suivants :

1° **Frottement.** — Lorsqu'un tourillon est exactement ajusté et parfaitement graissé, le frottement est sensiblement le même quels que soient les métaux en contact ; il ne dépend que de la nature du lubrifiant. Cela tient à ce qu'il se produit une couche d'huile continue entre les deux métaux : le frottement se fait alors entre solide et liquide. Si donc ces conditions normales de fonctionnement étaient toujours remplies, la nature du métal à employer pour les coussinets serait à peu près indifférente.

Mais ce résultat est impossible à obtenir : il peut y avoir par moment manque de graissage, déplacement des pièces frottantes, d'où contact entre les métaux et grippement ou frottement exagéré. Ce frottement absorbe inutilement du travail ; il entraîne comme conséquence un échauffement anormal se traduisant par une augmentation de la consommation du lubrifiant.

En fait, l'expérience montre que la nature du métal d'un coussinet influe beaucoup sur le frottement. Par exemple, en déterminant la force nécessaire pour tirer des wagons chargés, on a constaté des différences de 20 %, suivant la nature du métal formant le coussinet des roues.

On cherche donc à avoir un faible *coefficient de frottement*.

Ce coefficient peut se déterminer au moyen d'appareils rappelant le frein de Prony. En général, il est d'autant plus petit que le métal est plus dur. On a été conduit ainsi à l'emploi des métaux *durs* : des bronzes riches en étain, puis des bronzes phosphoreux.

2° **Plasticité.** — L'emploi des alliages durs permet seulement de remédier à un défaut de graissage. Leur bon fonctionnement suppose la perfection de l'ajustage, de façon que la charge soit répartie bien également et non concentrée en certains points.

En pratique, cette perfection n'existe pas. Quand on place un axe dans un coussinet, le contact n'a lieu tout d'abord que sur un petit nombre de points ; si le métal du coussinet est dur et ne cède pas, la pression sera considérable en ces points ; elle amènera le grippement et le chauffage anormal. Il faut donc que le métal ait une certaine plasticité et puisse se mouler à chaque instant sur la surface de l'arbre. Cette

plasticité est encore plus nécessaire dans les machines qui comportent plusieurs coussinets sur le même arbre ; elle produit automatiquement un ajustage qu'il serait bien difficile de réaliser dans le montage.

On détermine la plasticité par un *essai de compression*, par exemple en mesurant la charge nécessaire pour produire une déformation donnée. La plasticité doit être assez grande pour permettre au coussinet de se mouler sur l'arbre ; elle ne doit pas l'être trop pour que le coussinet puisse supporter sa charge normale sans déformation continue. Enfin l'essai permettra en même temps de voir si l'alliage est brisant, ce qui serait un grave défaut.

3° *Coût annuel*. — Le coût annuel comprend deux éléments : 1° le *prix* de l'alliage ; 2° son *usure*.

On peut déterminer expérimentalement ce dernier facteur. Dans bien des cas il varie comme la dureté : l'alliage s'use d'autant plus qu'il est plus dur.

En résumé, l'étude expérimentale d'un alliage pour pièces frottantes comportera des essais au frottement, à la compression, à l'usure.

Un tel alliage doit posséder à la fois de la dureté et de la plasticité. Ces deux caractères, en apparence quelque peu contradictoires, peuvent cependant être réunis dans un même métal.

261. Constitution. — Les alliages de formules différentes, employés dans la pratique industrielle comme métaux à frottement, sont très nombreux.

L'étude micrographique de ceux qui répondent d'une façon satisfaisante aux conditions voulues, et auxquels on est arrivé empiriquement à donner la préférence, a conduit au résultat suivant : la structure de presque tous présente le même caractère général ; elle apparaît par simple polissage et montre deux éléments différents : un constituant *dur*, en *cristaux séparés*, englobé dans un constituant mou, *plastique* (photogrammes des planches XII, XIII et XIV).

Cette structure correspond précisément aux qualités cherchées : la portée se fait sur les grains durs qui ont un coefficient de frottement peu élevé ; le ciment qui les entoure apporte la plasticité nécessaire.

Les cristaux durs ne doivent pas être assez nombreux pour se toucher, sinon la plasticité disparaîtrait.

En étudiant quelques-uns de ces alliages, nous allons voir comment une pareille constitution peut être réalisée.

PRINCIPAUX TYPES

262. Les métaux qui entrent dans la composition des principaux alliages à frottement sont, rangés par ordre de prix croissant : le plomb, le zinc, l'antimoine, le cuivre et l'étain.

Les autres corps que l'on peut y introduire n'y figurent qu'en petite quantité.

On utilise surtout des alliages ternaires et, plus rarement, des alliages binaires et quaternaires.

263. Alliages plomb-antimoine. — Nous avons étudié leur constitution [176].

Rappelons que l'alliage à 13 % de Sb est un eutectique. Pour les teneurs inférieures ($Sb < 13$), l'eutectique entoure des cristaux de plomb ; pour les teneurs supérieures ($Sb > 13$), il entoure des cristaux d'antimoine (Pl. II, phot. 3 à 6).

Cette constitution est en relation avec les propriétés mécaniques (Charpy).

Le plomb pur est très plastique, très mou. Par addition d'antimoine ($0 < Sb < 13$), la résistance à la compression augmente à peu près proportionnellement à la quantité d'eutectique jusqu'à l'eutectique pur. Ces alliages s'usent peu au frottement, mais ils grippent facilement.

Au delà de l'eutectique et jusqu'à $Sb = 25$, la résistance à la compression reste sensiblement constante. Les alliages sont en effet formés de cristaux d'antimoine, durs, isolés, ne se touchant pas. La résistance observée est celle de l'eutectique qui les baigne.

Enfin, quand la quantité d'antimoine augmente davantage ($Sb > 25$), les cristaux se touchent ; ils supportent réellement une partie de la charge ; la résistance à la compression augmente très vite, en même temps que la dureté et le coefficient d'usure ; le frottement diminue, mais la plasticité aussi, et les alliages deviennent cassants.

Les seuls alliages utilisables comme antifrictions sont donc ceux qui renferment

Antimoine.	13 à 25
Plomb.	87 à 75.

Ils ne peuvent pas supporter de fortes pressions, mais conviennent bien pour des charges peu élevées; ils ont le grand avantage d'être peu coûteux par suite de leur forte teneur en plomb.

264. Alliages étain-antimoine [179]. — Rappelons que l'étain et l'antimoine forment une combinaison



renfermant environ $\text{Sb} = 50$. Ce sont des cristaux cubiques, durs, moins durs cependant que les cristaux d'antimoine pur; ils sont aussi moins cassants.

Avec les alliages $8 < \text{Sb} < 50$, ces cristaux apparaissent dans une solution α limite, $\text{Sb} = 8$ (Pl. III, phot. 8 et 9). Cette solution, isomorphe avec l'étain pur, est plastique comme lui. Si donc les cristaux durs ne sont pas trop abondants, l'alliage a la structure caractéristique des antifrictions (c'est celle que montre le photogramme 8).

On a utilisé ainsi un antifriction ayant pour composition

Étain	75
Antimoine.	25.

En pratique, ces alliages étain-antimoine sont peu employés pour coussinets à cause de leur prix élevé.

265. Alliages plomb-étain-antimoine. — On sait [174] que les alliages *binaires plomb-étain* sont formés par des cristaux de l'un ou l'autre métal pur, englobés dans un eutectique à 37 % de plomb.

Tous ces alliages sont mous comme les deux métaux eux-mêmes. Leurs propriétés (dureté, plasticité, usure) varient peu avec la composition. Cependant la résistance à la compression est un peu plus grande que pour les métaux purs, le maximum ayant lieu pour l'alliage eutectique, dans lequel les métaux sont le plus finement divisés.

Ces alliages binaires ne conviennent pas comme métaux à frottement.

Si on leur ajoute de l'*antimoine* en petite quantité, ce dernier métal

commence par se dissoudre dans l'étain et la constitution reste sensiblement la même. Mais, lorsque la quantité d'antimoine est suffisante (à partir de 10 %), on voit au microscope, après simple polissage ou après attaque à l'acide chlorhydrique, des cristaux durs d'apparence cubique (Pl. XII, phot. 41 et 42). C'est la *combinaison* SbSn que nous avons vu se former dans les alliages binaires étain-antimoine.

Les cristaux durs SbSn sont englobés dans un eutectique qui, entre certaines limites de composition, a une texture analogue à celle que montrent les alliages plomb-étain-bismuth [107] : les cristaux sont entourés d'un eutectique *binaires*, entouré lui-même d'un eutectique *ternaire*. C'est ce que montrent les phot. 42, 43 et 44.

La planche XIII représente un alliage antifriction de ce type. Les quatre micrographies se rapportent à un *même* échantillon après attaque de plus en plus prolongée par l'acide chlorhydrique ; grâce au repérage [73], elles montrent la *même* partie de la surface examinée, ce qui permet de suivre les effets successifs de l'attaque.

Au point de vue de leur utilisation comme antifrictions, ces alliages ternaires sont supérieurs aux alliages binaires plomb-antimoine pour les raisons suivantes :

1° Les cristaux de SbSn sont moins durs, mais aussi moins fragiles que ceux de Sb ;

2° L'eutectique qui renferme de l'étain résiste mieux à la compression.

Ces alliages peuvent ainsi supporter des charges élevées. Ce sont peut-être les antifrictions les plus fréquemment employés.

La proportion d'étain doit être supérieure à 10 % ; il est inutile qu'elle dépasse 20 %, une teneur plus grande augmente sans utilité le prix de l'alliage. L'antimoine varie de 10 à 18 %.

Voici quelques formules :

ANTIFRICTIONS	Pb	Sn	Sb
COMPAGNIE DU NORD (garnitures de tiges de piston) (phot. 41).	73	12	15
COMPAGNIES D'ORLÉANS, P.-L.-M. (garnitures métalliques, tiges de piston, tiroirs).	76	14	10
CHEMINS DE FER DE L'ÉTAT (colliers d'excentriques).	70	20	10

266. Alliages étain-cuivre-antimoine. — Ce sont les premiers alliages blancs proposés comme métaux à coussinets (par l'américain Babbitt, en 1819).

Voici quelques compositions actuellement employées :

ANTIFRICTIONS	Sn	Cu	Sb
I. CHEMINS DE FER RUSSES (coussinets).	90	2	8
II. CHEMINS DE FER DE L'EST, P.-L.-M., OUEST (coussinets de wagons).	83,4	5,5	11,1
III. CHEMINS DE FER DU NORD (garnitures de têtes de bielles et colliers d'excentriques).	82	8	10
IV. CHEMINS DE FER DU P.-L.-M. (garnitures de têtes de bielles et colliers d'excentriques).	71	5	24

On voit que ces alliages renferment une forte proportion d'étain, généralement supérieure à 70 %.

Les photogrammes 49, 50 et 51 (Pl. XIV) représentent les antifrictions II et III après attaque à l'acide chlorhydrique.

On y trouve deux espèces de cristaux : 1° des *aiguilles* fines, souvent groupées par six ; 2° d'assez gros cristaux *cubiques*, très nets. Ces derniers sont d'autant plus abondants qu'il y a plus d'antimoine et moins de cuivre. Au contraire, s'il y a peu d'antimoine et beaucoup de cuivre, ils disparaissent, comme le montre (phot. 52) l'alliage

$$\text{Sn} = 83, \quad \text{Cu} = 11,5, \quad \text{Sb} = 5,5.$$

Quelle est la nature de ces différents cristaux ?

Nous savons que l'antimoine forme avec l'étain une combinaison SbSn qui, dans les alliages binaires étain-antimoine renfermant plus de 8 % d'antimoine, apparaît en cristaux cubiques nets, assez durs.

D'autre part, dans l'étude des bronzes, nous avons vu (fig. 85) que les alliages étain-cuivre à teneur suffisante en étain, contenant de 7 à 62 % de cuivre, étaient formés, après un refroidissement normal, non exceptionnellement lent, d'un composé Cu_3Sn (constituant η de MM. Heycock et Neville) englobé dans un eutectique riche en étain. Ce composé, très dur, cristallise en aiguilles formant souvent des angles de 60° (voir Pl. VII, phot. 23 et 26).

Ce sont ces deux composés — SbSn en cubes, Cu³Sn en aiguilles — qui apparaissent à l'examen micrographique dans les antifrictions du type étain-cuivre-antimoine (Pl. XIV). On ne voit aucun autre constituant isolé (1).

Les alliages sont ainsi constitués par des cristaux *durs* (SbSn ou Cu³Sn) noyés dans une masse eutectique, riche en étain, et par suite *plastique*: ils ont bien la structure que nous considérons comme caractéristique.

Par suite de la forte proportion d'étain qu'ils renferment, ce sont les plus *coûteux* des métaux à frottement.

267. Alliages quaternaires étain-cuivre-antimoine-plomb. — On diminue le prix des alliages précédents en ajoutant du plomb; si la proportion n'en est pas trop grande, ce métal améliore les propriétés: il augmente la plasticité et diminue l'usure.

On obtient ainsi des alliages quaternaires dont voici un exemple utilisé pour garnitures de coussinets:

Étain	73
Cuivre.	4
Cuivre phosphoré	4
Antimoine.	12
Plomb.	7.

268. Alliages à base de zinc. — On a souvent proposé des alliages constitués essentiellement par du zinc allié avec l'antimoine, l'étain et le cuivre. La dureté serait produite par des cristaux d'*antimoniure de zinc*.

Ces alliages ont l'avantage d'être peu coûteux à cause du prix

1. Nous n'avons pas étudié la constitution des alliages binaires *cuivre-antimoine* qui n'ont aucun caractère industriel.

D'après M. BAYKOFF — *Bulletin de la Société d'Encouragement*, 1903. Voir aussi H. LE CHATELIER, *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 394; GUERTLER, *Zeits. f. anorg. Chemie*, 51 (1906), p. 418 — le cuivre et l'antimoine forment, outre des solutions solides, les deux combinaisons Cu²Sb et Cu³Sb. Cette dernière est dimorphe: au refroidissement ou à l'échauffement se produisent des transformations intéressantes.

Ces deux combinaisons n'apparaissent pas au microscope dans les alliages ternaires antifrictions dont nous nous occupons ici. C'est qu'en effet, avec les compositions employées, c'est l'étain qui domine, et il est naturel que le cuivre et l'antimoine se combinent d'abord avec ce métal en excès.

modéré du zinc. Ils ne paraissent pas donner de bons résultats : ils deviennent fragiles par élévation de température ; de plus le zinc adhère au fer dès qu'il y a un léger échauffement.

Enfin, on a employé des formules complexes renfermant à la fois les cinq métaux, formules établies un peu au hasard et qui ne présentent aucune supériorité sur les alliages ternaires signalés plus haut.

269. Bronzes. — Les *bronzes ordinaires* ou les bronzes désoxydés, alliages binaires cuivre-étain où le cuivre domine de beaucoup, étaient autrefois les seuls métaux couramment employés pour pièces frottantes. Ils sont encore aujourd'hui fréquemment utilisés.

Nous avons vu [206] que ces bronzes à frottement renferment en général

Étain. 13 à 20.

Ils sont formés d'un mélange de la solution α limite et du constituant δ . Celui-ci est très dur ; la solution α n'est pas très plastique.

Au point de vue qui nous occupe, ces alliages sont caractérisés et se distinguent des métaux blancs antifrictions par une grande dureté, donc un faible frottement ; mais ils présentent aussi une assez forte usure et une faible plasticité ; ils supportent de fortes charges sans se déformer. Ce manque de plasticité empêche le coussinet de s'ajuster sur l'arbre et provoque des grippements.

On peut donner au bronze la plasticité qui lui manque par l'addition de plomb.

Le plomb ne se mêle ni au cuivre, ni à l'étain. Les *bronzes au plomb* [213] sont alors formés par les constituants *durs* des bronzes ordinaires, entourés de plomb formant matière *plastique*. Leur structure apparaît par simple polissage : elle présente bien les deux éléments caractéristiques des bons alliages à frottement.

Ces bronzes au plomb sont bien supérieurs aux bronzes ordinaires par la plasticité, la diminution des échauffements anormaux et surtout par la diminution de l'usure, diminution qui augmente avec la quantité de plomb.

On ne peut cependant dépasser la proportion de 10 % sans risquer une forte liquation ; le métal hétérogène ne serait pas utilisable.

On tourne cette difficulté en ajoutant un métal peu fusible comme le nickel. La présence de 1 % de nickel permet d'introduire 30 % de plomb.

La composition suivante

Cuivre.	64
Étain.	5
Plomb.	30
Nickel.	1

est celle d'un *bronze au plomb et au nickel* très employé depuis quelques années sous le nom de *bronze plastique* [214].

On peut le fondre et le mouler aussi facilement que les bronzes ordinaires ; il se travaille bien. Son prix n'est pas très élevé car il renferme beaucoup de plomb et peu d'étain. C'est un excellent métal pour pièces frottantes.

RÉSUMÉ

270. Les qualités essentielles d'un alliage pour pièces frottantes sont : la *dureté*, entraînant un faible coefficient de frottement, et la *plasticité*, qui assure l'ajustage des deux pièces et répartit uniformément les contacts.

On a proposé et utilisé des alliages très variés dont la complexité ne paraît pas toujours utile.

Les principaux types ayant donné de bons résultats sont :

1° Métaux où domine le *plomb*, allié avec l'antimoine ou avec l'antimoine et l'étain ;

2° Métaux où domine l'*étain*, allié avec l'antimoine et le cuivre ; leur prix est élevé ;

3° Métaux où domine le *cuivre* : bronzes ordinaires ou désoxydés, bronzes au plomb, bronze plastique.

Les alliages qui possèdent les deux qualités essentielles ont des structures présentant un caractère commun, en rapport avec ces qualités : ils sont formés par des grains *durs* entourés d'une masse *plastique*.

La portée se fait sur les grains, ce qui donne un coefficient de frot-

tement peu élevé ; la masse plastique permet au coussinet de se mouler sur l'arbre, elle évite les surpressions locales.

Les grains durs sont constitués soit par des cristaux d'antimoine pur, soit par des combinaisons $SbSn$, Cu^3Sn , soit par des solutions comme δ des bronzes. La masse plastique est, soit du plomb, soit une solution riche en étain, soit un eutectique renfermant surtout du plomb et de l'étain.

Les alliages pour pièces frottantes présentent ainsi un intéressant exemple des relations qui peuvent exister entre la constitution et certaines propriétés mécaniques utiles. On conçoit, en particulier, les services que la métallographie peut rendre dans un cas semblable pour l'étude d'alliages nouveaux : quelques essais microscopiques indiqueront les limites entre lesquelles on doit maintenir la composition pour avoir des alliages présentant la structure caractéristique ; cela permettra *de restreindre* beaucoup le nombre des essais mécaniques, toujours plus longs et plus pénibles.

CHAPITRE XXII

ALLIAGES FER-CARBONE FONTES ET ACIERS ORDINAIRES

271. Le fer est le métal industriel par excellence. C'est celui dont la production est de beaucoup la plus importante et dont le prix est le plus bas.

En fait, les produits préparés et utilisés commercialement ne sont pas du fer pur, mais des alliages renfermant des quantités plus ou moins grandes d'autres corps, parmi lesquels le plus important et le plus constant est le **carbone** ; la proportion de celui-ci ne dépasse généralement pas 6 à 7 %.

Dans les pages qui suivent, nous rappelons tout d'abord les principes fondamentaux de l'industrie du fer. Nous étudions ensuite la constitution et les propriétés des alliages fer-carbone, en nous bornant à ceux qui contiennent de 0 à 6 % de carbone, c'est-à-dire qui correspondent à des produits industriels. Cette étude se rapporte à des alliages aussi purs que possible, fabriqués au besoin par union directe du carbone avec des fers purs particulièrement choisis.

Il n'a pas paru utile d'étudier au préalable et séparément le fer pur ; il se présentera comme la limite des alliages à teneur décroissante en carbone.

PRÉPARATION INDUSTRIELLE

272. Il ne saurait être question de donner ici, même en résumé,

une description des opérations sidérurgiques ; mais il paraît utile d'en rappeler les principes essentiels.

PRODUCTION DE LA FONTE.

273. Réduction du minerai. — Le minerai de fer (oxyde ou carbonate) est réduit au *haut-fourneau*. On ajoute du charbon et des matières destinées à former avec la gangue un laitier fusible.

A la température élevée (dépassant 1 200°) à laquelle on opère, le fer dissout une assez grande quantité de carbone ; il se forme un alliage plus fusible que le fer pur (voir plus loin la courbe de solidification, fig. 106). Cet alliage se rassemble, à l'état fondu, en une couche inférieure surmontée du laitier.

On le coule quelquefois directement dans des moules, le plus souvent en lingots ou gueuses destinés à être refondus ou traités ultérieurement.

274. Composition des fontes. — Le produit brut appelé *fonte*, obtenu dans cette première opération, est un alliage pouvant renfermer de 2 à 7 % de carbone (généralement de 3 à 5). Il contient aussi *toujours* d'autres corps provenant de la réduction, soit du minerai ou de sa gangue, soit des cendres du combustible.

Ce sont surtout : le *manganèse* et le *phosphore* qui se retrouvent presque intégralement dans le métal, le *silicium* et le *soufre* dont une petite partie seulement reste dans le métal, l'autre passant dans le laitier. La proportion de ces différents corps est fréquemment assez élevée.

Nous donnons ci-dessous quelques analyses de fontes, destinées à montrer la grande variété de leur composition :

NATURE DU MÉTAL	Fe	C TOTAL	Mn	Si	P	S
Fonte noire.	93	2,2	0,4	3,3	0,5	0,04
— grise.	88	4,5	2,4	2,3	0,8	1,30
— blanche.	89	5,5	3,7	0,8	0,3	0,01
— spiegeleisen.	89	4,1	5,9	0,6	0,1	0,04
— blanche de Suède. . .	95,4	4,3	traces	0,18	0,02	0,02

Les fontes de Suède sont des produits exceptionnellement purs, ce qui tient à la pureté du minerai et à la nature du combustible employé (charbon de bois).

275. Propriétés et emplois des fontes. — Les propriétés des fontes dépendent évidemment de leur composition, et aussi de la vitesse du refroidissement pendant la solidification.

On les partage, d'après leur couleur, en fontes grises et fontes blanches.

Les *fontes blanches* sont caractérisées par leur densité assez élevée (7,3 à 7,7), leur dureté, leur résistance, mais aussi leur fragilité. Elles sont destinées à être affinées.

Les *fontes grises* sont moins denses (6,8 à 7,4), moins tenaces, moins dures et moins cassantes ; elles peuvent être limées, tournées et polies. Nous verrons [305-306] que leur couleur est due à la présence du carbone libre à l'état de graphite.

Ces deux sortes de fontes ne se distinguent pas par la quantité totale de carbone qu'elles renferment : les grises peuvent en renfermer moins que les blanches. En général, les fontes grises contiennent une assez forte proportion de *silicium* ; les fontes blanches en contiennent peu, par contre elles renferment souvent beaucoup de *manganèse* (voir les analyses précédentes). Mais la composition chimique n'a pas seule de l'influence : avec certaines compositions, on peut obtenir de la fonte grise par refroidissement lent et de la fonte blanche par refroidissement rapide.

Fonte de moulage. — Les fontes ne sont pas malléables ; elles ne peuvent être forgées et laminées. Aussi ne les emploie-t-on directement que pour la fabrication d'objets moulés. Cet emploi direct est d'ailleurs limité aux pièces qui n'ont à supporter ni choc, ni traction, mais seulement des efforts de compression.

Comme *fontes de moulage*, on emploie les fontes *grises*, parce qu'elles sont moins cassantes, parce qu'elles peuvent être limées, ébarbées, polies, enfin et surtout parce qu'elles sont plus fluides à l'état fondu, et qu'elles se contractent beaucoup moins pendant le refroidissement. Pendant ou aussitôt après la solidification, il y a souvent augmentation passagère de volume, puis diminution régulière, si bien

qu'au total le *retrait* de la fonte grise est environ moitié de celui de la fonte blanche ou des aciers. Cette propriété est en relation avec la densité plus faible des fontes grises ; on l'attribue à la mise en liberté du graphite ; elle explique que la fonte grise prenne facilement les empreintes et se prête bien au moulage. Elle est particulièrement marquée avec les fontes phosphoreuses qui, ainsi, conviennent bien pour les moulages fins.

Les fontes de moulage ont en général la composition suivante :

Carbone.	3 à 4,5 %
Silicium.	1 à 4,5
Manganèse.	moins de 1,5
Soufre	0,1 à 0,2
Phosphore	0 à 2.

Le moulage se fait quelquefois directement au sortir du haut-fourneau, le plus souvent après une deuxième fusion au *cubilot* [29].

Fonte malléable. — La fonte malléable est le produit obtenu en *recuisant* une bonne fonte blanche peu siliceuse, pendant plusieurs jours, à une température inférieure au commencement de fusion ; on opère en présence de peroxyde de fer.

Il se produit un affinage partiel : combustion d'une partie du carbone ; et surtout une modification de la constitution du métal : il y a formation de carbone libre [306]. En même temps, les propriétés changent : le métal obtenu est mou, flexible, peu élastique.

Ce traitement est appliqué aux pièces métalliques ayant reçu leur forme par moulage, donc économiquement ; il leur donne une flexibilité comparable à celle des alliages peu carburés.

AFFINAGE DE LA FONTE.

276. Principe. — L'affinage de la fonte a pour but l'élimination de la plus grande partie des matières étrangères : silicium, manganèse, phosphore, soufre et carbone.

Il consiste essentiellement en une *oxydation* par l'oxygène de l'air ou par des oxydes de fer.

La fonte, chauffée jusqu'à la fusion, est soumise à l'action oxy-

dante de l'air. Les impuretés sont plus oxydables que le fer ; toutefois, en raison de sa masse dominante, celui-ci s'oxyde aussi dès le début de l'opération ; il cède ensuite l'oxygène ainsi fixé aux éléments plus oxydables, d'abord au silicium, au manganèse, puis au carbone. Le fer est ainsi le véhicule de l'oxygène au cours de l'affinage, et son oxyde doit rester constamment en contact avec tout le métal.

Le carbone s'élimine à l'état d'oxyde de carbone, le silicium et le manganèse à l'état de silicate de fer et de silicate de manganèse qui forment une scorie fusible.

Le phosphore ne peut passer dans la scorie qu'à l'état de phosphate stable ; or, à température élevée, la silice décompose les phosphates avec formation de silicates et d'acide phosphorique que le métal réduit ; donc la déphosphoration ne se fait pas en présence de silice, notamment en présence de parois siliceuses. Elle se fait bien au contraire si les parois de l'appareil sont recouvertes de matières basiques ; il se forme alors des phosphates qui passent dans la scorie. Comme matériaux basiques, on emploie des briques de chaux, de dolomie ou de magnésie.

Chacun des différents procédés d'affinage (convertisseur, four Martin, four électrique) comporte ainsi deux variantes :

1° Procédé *acide*, pour le traitement des fontes non phosphoreuses : parois siliceuses.

2° Procédé *basique*, pour le traitement des fontes phosphoreuses : parois de chaux ou de magnésie.

L'affinage se fait sur la fonte amenée à l'état liquide (environ 1 200°).

Au fur et à mesure de l'élimination des impuretés, surtout du carbone, le point de fusion du métal s'élève. Suivant la température finale de l'opération, le produit obtenu est, soit à l'état solide ou pâteux, soit à l'état liquide. D'où deux groupes dans les procédés d'affinage.

277. Affinage donnant un métal pâteux. — La température à laquelle on termine l'opération est insuffisante pour fondre l'alliage affiné, pauvre en carbone.

Cet alliage se produit alors dans la masse liquide à l'état de particules solides que l'on *soude* les unes aux autres ; elles emprisonnent

des scories que l'on élimine en portant la masse pâteuse, ou *loupe*, sous un marteau *cingleur*. L'élimination est d'autant plus grande que la scorie est plus fusible ; elle n'est cependant jamais complète et les métaux soudés, ainsi obtenus, ont une structure non homogène : ils montrent au microscope la présence de grains de scories (Pl. XV, phot. 53).

L'obtention des métaux *soudés* se fait par deux procédés :

- 1° L'affinage au bas foyer ;
- 2° Le puddlage.

Affinage au bas foyer. — La fonte et le combustible sont *mélangés* dans un creuset ; au centre de celui-ci on développe une température élevée en dirigeant, à l'aide d'une tuyère, un jet d'air qui joue le rôle d'oxydant.

Le combustible étant mélangé au métal, on ne peut employer la houille ou le coke dont les cendres, argileuses et sulfureuses, sont peu fusibles et donneraient des scories difficiles à éliminer ; il faut employer le charbon de bois, et la consommation de combustible est considérable. De plus, chaque opération comporte une charge très limitée (100 kg. environ).

Aussi cette méthode tend-elle à disparaître ; elle n'est plus guère utilisée que dans quelques régions spéciales (Suède).

Puddlage. — Le puddlage est l'affinage dans un *four à réverbère*, c'est-à-dire dans un four à chauffe indépendante. Le combustible, étant séparé du métal, peut être quelconque (houille).

La fonte est introduite, à l'état solide, avec des battitures et des scories riches en fer dont l'action oxydante s'ajoute à celle de l'air.

Pour éviter l'action pernicieuse de la silice des parois, on constitue la sole par des plaques de fonte refroidies extérieurement et recouvertes d'un revêtement basique d'oxyde de fer.

La masse doit être constamment brassée pour assurer la répartition de l'oxyde de fer qui se forme et qui doit oxyder les impuretés.

La nécessité de brasser la masse pâteuse, de la cingler ensuite, limite la charge de chaque opération. En général elle est d'environ 200 kilogrammes. Si l'on veut des pièces plus considérables, on rassemble par soudage les loupes provenant de plusieurs fours.

278. Affinage donnant un métal liquide. — Pour que le métal

affiné reste à l'état liquide, il faut que la température finale soit élevée, au moins égale à 1 500°.

Le métal obtenu se sépare alors entièrement de la scorie ; après solidification il est *homogène*. La grandeur des appareils et des charges n'est plus limitée comme dans le puddlage ; on obtient actuellement des coulées de 50 000 kilogrammes.

Suivant la forme des appareils et le mode de chauffage, on distingue :

- 1° L'affinage au convertisseur (Bessemer, Thomas) ;
- 2° — sur sole (Martin) ;
- 3° — électrique.

Affinage au convertisseur (Procédés Bessemer, Thomas). —

L'appareil appelé convertisseur a été décrit précédemment [37]. Suivant la nature des fontes à traiter [276], il porte intérieurement un revêtement siliceux (procédé Bessemer) ou basique (procédé Thomas).

Le principe de l'opération consiste à insuffler, dans un bain de fonte liquide, de l'air froid à haute pression. L'oxygène brûle les impuretés ; la chaleur produite par cette combustion, se dégageant pendant un temps très court, élève la température du bain et le maintient à l'état liquide. De tous les éléments contenus dans la fonte, c'est le silicium et le phosphore qui donnent la plus grande élévation de température ; pour que l'opération marche bien, il faut que la fonte employée renferme une quantité suffisante de l'un de ces deux éléments.

Le passage de l'air dans le bain en provoque le brassage énergique.

L'air froid insufflé produit donc les trois effets suivants, nécessaires à l'affinage : oxydation, dégagement de chaleur, brassage.

Le produit de l'opération est un bain de métal fondu, complètement décarburé et plus ou moins chargé d'oxyde. La présence de cet oxyde altérerait profondément les propriétés mécaniques du métal, le rendrait rouverin : il supporterait mal le forgeage.

On procède alors à une ***addition finale*** d'un alliage de fer et de manganèse (fonte spiegel, ou ferro-manganèse riche en manganèse), fondu au préalable dans un cubilot voisin (si la quantité ajoutée est faible, on peut l'introduire à l'état solide).

Cette addition finale a deux buts ; elle produit :

- 1° Une ***désoxydation***, le manganèse réduit l'oxyde de fer et passe dans la scorie ;

2° Une *recarburation*, le carbone de l'alliage ajouté reste dans le métal.

Elle permet ainsi d'obtenir un métal renfermant une proportion déterminée et voulue de carbone : on calcule en conséquence la quantité de *spiegel* à employer. Si l'on veut un acier *doux*, à faible teneur en carbone, on ajoute un *ferro-manganèse*, apportant beaucoup de désoxydant mais peu de carbone. Si l'on veut, au contraire, un acier *dur*, très carburé, on ajoute une *fonte spiegel*, apportant à la fois carbone et manganèse.

Pendant la coulée, il se produit souvent des dégagements gazeux, et le métal solidifié présente des soufflures. On a constaté qu'on pouvait les éviter par une nouvelle addition, faite après recarburation et au moment de la coulée, d'un désoxydant énergique, *ferro-silicium* ou *aluminium*.

Affinage sur sole (Procédé Martin). — Le four Martin est un four à réverbère ; la voûte est en briques siliceuses, la sole est formée de plaques de fonte revêtues d'une garniture réfractaire.

Ce qui caractérise le four Martin, c'est le procédé de chauffage. On emploie un *combustible gazeux* produit par un gazogène et chauffé préalablement, ainsi que l'air nécessaire à la combustion, en passant dans des chambres de récupération. On obtient ainsi un chauffage régulier et la température élevée nécessaire pour maintenir les alliages à l'état liquide.

Dans le *procédé aux riblons*, on charge la fonte et, lorsqu'elle est fondue, on y dissout des riblons de fer doux (déchets plus ou moins oxydés à la surface). Il y a d'abord simple *mélange* et formation d'un alliage de composition intermédiaire entre la fonte et les riblons ; mais il se produit aussi un *affinage* sous l'action de la flamme oxydante.

Cet affinage par l'air est beaucoup plus faible et plus lent qu'au Bessemer. D'une part, en effet, on ne peut insuffler l'air en quantité beaucoup plus grande que celle nécessaire pour la combustion du gaz combustible, sans quoi la température du four serait insuffisante ; d'autre part, l'action des gaz ne se fait sentir qu'à la surface du bain liquide et non dans toute la masse.

On obtient un affinage plus énergique et plus rapide en introduisant, dans le bain, de l'oxyde de fer sous forme de *minerai* riche et

pur (*procédé au minerai*), ou encore sous forme de loupes de fer doux puddlé, non cinglées et par suite imprégnées de scories affinitantes (*procédé mixte*).

L'affinage, produit ainsi par l'action oxydante simultanée de l'air et des oxydes, est poussé jusqu'à complète oxydation des impuretés. Le bain renferme alors de l'oxyde de fer. Comme dans le convertisseur, on le désoxyde par une *addition finale* de spiegel ou de ferromanganèse qui, en même temps, recarburé à la dose voulue.

Affinage électrique. — L'emploi de l'énergie électrique comme moyen de chauffage permet d'obtenir des températures très élevées. Il était donc rationnel d'en chercher l'utilisation dans la métallurgie du fer. Nous avons décrit précédemment [30] quelques appareils employés à cet effet.

Il en est — four Girod — qui n'ont pour but que la fusion des matières comme dans les fours à creusets [279].

D'autres — four Héroult — servent à l'affinage de la fonte. L'agent oxydant est du minerai de fer, et l'on peut suivre exactement les méthodes de travail appliquées au four Martin : fusion de la fonte avec le minerai, élimination de la scorie, addition finale ayant pour but de désoxyder et de recarburer s'il y a lieu.

Seulement, la température du four électrique étant plus élevée, la recarburation peut être faite avec le *carbone libre*, qui s'incorpore directement au fer. Pour amener au contact du métal le carbone, qui est léger, on a proposé un mélange spécial, plus lourd que la scorie ; c'est la *carbure*, aggloméré de limaille de fer, de charbon et d'un peu de goudron comprimé et cuit.

Une autre conséquence de la température très élevée, c'est la possibilité de former, en ajoutant de la chaux, des laitiers ultrabasiques qui seraient infusibles au Martin, et grâce auxquels l'élimination des impuretés, soufre et phosphore, est beaucoup plus complète.

On peut ainsi pousser l'affinage très loin. D'autre part, la carburation directe évite d'introduire à nouveau, dans le métal affiné, les matières étrangères qu'apportent en général les additions de spiegel. Pour ces deux raisons, l'affinage électrique permet d'obtenir des aciers fins, très purifiés, avec des matières premières inférieures.

ACIER AU CREUSET. — ACIER CÉMENTÉ.

279. Fusion au creuset. — La préparation au creuset d'aciers fondus ayant une composition bien déterminée est très simple en principe : on fond ensemble les matières nécessaires, fer puddlé, fer cémenté, acier Martin ou Bessemer, additions spéciales (ferro-chrome, nickel, etc.), en quantités calculées d'après la composition de ces produits et la composition cherchée. Nous avons décrit [27-30] les appareils employés pour cette opération, et indiqué leurs avantages et leurs inconvénients.

Les creusets ont une contenance forcément limitée. Les fours électriques comportent une charge beaucoup plus considérable tout en ayant les mêmes avantages.

La fusion au creuset est employée pour les aciers de choix.

280. Cémentation. — La cémentation [34] consiste à chauffer au rouge, pendant longtemps, un fer peu carburé au contact d'un *cément*, poudre fine de charbon de bois mélangé parfois de matières organiques animales (rognures de cuir, corne, sang desséché).

Le métal reste solide; il ne fond pas et se carbure à la surface. Si on voulait le rendre homogène, il faudrait le corroyer ou le fondre; c'est ce que l'on faisait autrefois. Aujourd'hui, la cémentation est surtout employée pour obtenir une modification purement superficielle.

Quel est le mécanisme de la cémentation? Est-elle produite directement par le carbone pur, pénétrant par diffusion dans le métal solide, ou bien est-elle produite par des combinaisons carbonées réagissant chimiquement sur le fer?

En fait, on peut cémenter au moyen de gaz carburés, indécomposables par la chaleur dans les conditions de l'expérience. Or, dans la pratique, la chauffe se fait à l'air, souvent en présence de matières organiques; le métal est donc toujours au contact de combinaisons, oxyde de carbone, cyanogène, carbures d'hydrogène, auxquelles on peut attribuer la réaction.

Pour savoir si le carbone seul peut aussi jouer un rôle, s'il est susceptible de s'unir directement au fer, il faut opérer dans des conditions où la formation de tels composés est impossible, dans un gaz inerte ou dans le vide par exemple. Des expériences ont été faites et ont donné des résultats contradictoires : la question de la cémentation directe par le carbone n'est pas encore résolue (voir plus loin [311]).

COMPOSITION. --- STATISTIQUE.

281. Composition des produits industriels. — Nous avons donné précédemment [274] la composition de quelques fontes.

L'affinage ne produit jamais l'élimination *complète* des impuretés : les fers et les aciers industriels renferment donc toujours, outre le fer et le carbone, des quantités parfois notables de manganèse, de silicium, de phosphore ou de soufre.

Les plus purs sont ceux qui proviennent de minerais très purs, tels que ceux de Suède, traités de façon que les matériaux employés (charbon) n'apportent pas d'éléments nuisibles.

Le tableau ci-dessous donne quelques analyses à titre d'exemple :

NATURE DU MÉTAL	C	Mn	Si	P	S
I. Fer de Suède (1).	0,07	0,02	0,02	0,02	0,02
II. — (2).	0,10	traces	0,06	0,02	0,01
III. Fer puddlé (pays de Galles) (3).	0,40	0,04	0,08	0,40	»
IV. Acier Thomas (3).	0,24	0,36	traces	0,03	0,12
V. — Martin (acide) (3).	0,55	0,60	0,04	0,16	0,04
VI. — à outils (anglais) (3).	1,06	0,33	»	0,03	0,02
VII. — électrique (procédé Héroult) (4).	1,02	0,15	0,10	0,01	0,02

Les échantillons I et II sont des produits choisis, exceptionnellement

1. Cité par GUILLET, *Étude industrielle des alliages métalliques*, p. 1103.
2. — CARPENTER et KEELING, *Revue de Métallurgie*, I (1904). Extraits, p. 430.
3. — WAGNER et GAUTIER, *Traité de Chimie Industrielle*.
4. — MATIGNON, *L'Électrométallurgie des fers et des aciers*, p. 25.

purs : ils renferment encore des matières étrangères en quantité totale voisine de 0,15 %.

282. Statistique. — Importance relative des différents procédés de préparation. — Pour permettre de comparer l'importance relative des différents procédés d'affinage dont nous venons de parler, nous donnons ci-dessous les chiffres de la PRODUCTION pour l'année 1906 (1) :

		PRODUCTION en TONNES	PRIX MOYEN de la TONNE
Fontes.	au coke (117 hauts-fourneaux)	582 000	85 fr.
	{ pour moulage.		
	{ pour affinage (puddlage, Bessemer, Thomas).	2 709 000	75
	au charbon de bois (5 hauts-fourneaux)	9 000	155
	au four électrique (fontes spéciales : spiegels, ferro-chromes, etc.)	14 000	734
TOTAL.		3 314 000	
Fers (métaux soudés) ouvrés.	puddlés (350 fours à puddler) obtenus par réchauffage (491 fours à souder)	372 000	180 fr.
	affinés au charbon de bois (22 foyers)	369 000	200
		7 000	220
	TOTAL.		748 000
Aciers (métaux fondus) ouvrés.	Bessemer acide (21 convertisseurs)	105 000	192 fr.
	Thomas basique (31 convertisseurs)	951 000	165
	Martin (111 fours)	615 000	255
	au creuset (48 fours de fusion avec 850 creusets)	13 000	1 400
	TOTAL.		1 684 000

1. *Statistique de l'Industrie Minérale pour l'année 1906*, publiée par le Ministère des Travaux Publics (Imprimerie Nationale, 1907).

NOMENCLATURE. — CLASSIFICATION

283. Définition des fontes, aciers, fers. — Les alliages industriels à base de fer-carbone portent les noms de *fontes*, *aciers*, *fers*. Quel sens exact donne-t-on à ces dénominations (1) ?

La question ne présentait aucune difficulté tant que l'industrie utilisait seulement un nombre très restreint de procédés et d'alliages, et tant qu'elle ne savait pratiquement pas fondre les métaux pauvres en carbone. Ceux-ci étaient toujours obtenus à l'état pâteux, martelés et soudés : c'était le fer. Les métaux que l'on savait, au contraire, fondre dans les foyers industriels renfermaient une quantité notable de carbone, prenaient la trempe : c'étaient les aciers.

Mais aujourd'hui les conditions sont différentes. Depuis le Bessemer et le Martin, on sait obtenir en grand nombre et à l'état *fondus* des produits ferreux de composition quelconque, même ceux qui renferment très peu ou pas de carbone. L'industrie prépare et utilise une gamme presque *continue* d'alliages allant depuis les métaux formés de fer à peu près pur jusqu'aux fontes renfermant des proportions importantes de carbone, de silicium et de manganèse (voir les analyses précédentes). Dans cette série continue, il est difficile d'effectuer des coupures nettes, de créer trois groupes bien distincts.

En fait on est généralement d'accord sur la signification du mot *fonte* : il désigne le produit brut, fondu, de la réduction des minerais de fer. Les fontes renferment en général plus de 2 % de carbone et des proportions notables d'autres matières étrangères ; elles fondent entre 1 100 et 1 300°. Ce qui les caractérise essentiellement, c'est de *ne pas être malléables*, de ne pas se laisser forger.

Les autres produits, fers et aciers, sont au contraire *malléables*. Ils fondent à température plus élevée et renferment moins de 2 % de carbone (en général de 0 à 1,5).

1. Voir POURCEL, *Communication au Congrès International des Méthodes d'Essai des Matériaux de Construction*. Paris, 1900. — *Revue de Métallurgie*, V (1908), Extraits, p. 795.

Cette distinction entre métaux non malléables et métaux malléables est suffisamment nette, et l'on s'accorde pour en faire la base de la définition des fontes.

Par contre, on s'entend moins sur la façon de diviser les métaux malléables en deux groupes, *aciers* et *fers*. On a proposé plusieurs critères comme bases de classification :

1° *Composition chimique*. — Si les métaux industriels renfermaient uniquement du fer et du carbone, il serait sans doute possible de baser une classification sur la teneur en carbone : au-dessous d'un certain taux, on aurait du fer ; au-dessus, de l'acier⁽¹⁾. Le choix de la limite serait forcément arbitraire ; la classification serait *artificielle*, mais *précise*.

Mais les métaux industriels ne renferment pas uniquement du carbone ; leurs propriétés utiles dépendent aussi d'autres éléments, en particulier du manganèse. On conçoit donc que ce critérium, quoique très simple, ne soit généralement pas adopté.

2° *Faculté de prendre ou non la trempe*. — Les produits renfermant une grande proportion de carbone (par exemple 0,50) sont profondément modifiés par la *trempe* : ils deviennent plus durs et plus élastiques. Le fer pur au contraire n'est pas modifié.

Le Comité international des Métallurgistes, réuni à Philadelphie en 1876, adoptant cette propriété comme base de classification, a proposé d'appeler : *aciers*, les produits ferreux malléables qui durcissent par la trempe ; *fers*, les produits ferreux malléables qui ne durcissent pas sensiblement par la trempe.

Ces définitions ne se sont pas imposées d'une manière générale. C'est qu'en effet la délimitation entre les matières susceptibles de prendre ou non la trempe est très difficile à établir : la propriété varie d'une manière continue avec la composition. D'autre part, ces définitions ne sont pas applicables à certains aciers spéciaux qui ne durcissent pas par la trempe.

3° *Résistance à la traction*. — En Allemagne, on sépare le fer de l'acier par la résistance à la traction, sans s'occuper de la composition, ni de l'aptitude à prendre la trempe. Évidemment, la limite choisie

1. Ainsi, on a proposé de fixer cette limite à 0,35 % de carbone, ce qui correspond au point F du diagramme, fig. 105.

est tout à fait arbitraire. Elle diffère d'ailleurs suivant que le produit a été fondu ou soudé : elle est fixée à 50 kg pour les métaux fondus, et à 42 kg pour les métaux soudés ; ainsi un métal fondu faisant moins de 50 kg est appelé fer fondu.

4° *Métal fondu ou soudé.* — Enfin, on a proposé d'appeler fers les produits obtenus à l'état pâteux et *soudés*, aciers les produits malléables *fondus*, quelle que soit la composition.

Cette distinction est aisée à établir ; elle est facile à reconnaître par l'examen à l'œil nu de la cassure, ou par un examen microscopique : les produits soudés montrent des grains de scories qui n'existent pas dans les produits fondus.

L'importance donnée par une telle définition à une simple opération physique, la fusion, peut paraître excessive. Elle se justifie cependant par l'influence de cette opération sur les propriétés mécaniques. La structure n'est pas la même : dans les produits soudés, on retrouve toujours de la scorie interposée entre les grains métalliques ; les produits fondus sont plus homogènes et ne renferment pas de scorie.

De ces quatre critères, c'est le dernier, basé sur la fusion, qui est jusqu'ici le plus généralement adopté pour différencier le fer de l'acier dans la plupart des pays : en Amérique, en Angleterre, en Belgique, en France.

On appellera donc :

Fontes, les produits fondus bruts, *non malléables* ;

Aciers, les produits *malléables*, obtenus à l'état liquide, *fondus* ;

Fers, les produits *malléables*, obtenus à l'état pâteux, *soudés*.

Les métaux fondus ou aciers tendent de plus en plus à se substituer aux fers.

284. **Classification des aciers industriels.** — On caractérise et on définit la qualité d'un acier par l'indication de ses grandeurs mécaniques : allongement, et surtout *charge de rupture* que l'on confond dans le langage usuel avec la *dureté*. Ainsi, un acier à 70 kg ($R = 70$) est dit un acier dur ; un acier à 45 kg est un acier doux.

C'est sur la dureté des aciers qu'est basée leur classification ; elle

varie un peu suivant les usines. Le tableau ci-dessous donne celle des usines de Firminy, avec les principaux emplois :

NATURE DU MÉTAL	CARBONE%,	R EN KILOGR. PAR MM ² .	A%.	PRINCIPAUX EMPLOIS
Extra-doux	0,05 à 0,15	35 à 40	35 à 30	Se soude, remplace le fer de Suède. Tôles minces très façonnées, embouties; clous, rivets, pièces pour cémentation.
Très doux.	0,15 - 0,30	40 - 48	30 - 24	Aciers de construction, fers à planchers, pour navires, ponts.
Doux. . .	0,30 - 0,40	48 - 55	24 - 22	Pièces de machines, arbres, essieux, fourches, pelles, vis.
Demi-dur.	0,40 - 0,60	55 - 65	22 - 18	Moulages, arbres, taillanderie, pièces d'armes.
Dur. . . .	0,60-0,70	65 - 75	18 - 15	Moulages, rails, ressorts, coutellerie, marteaux, outils d'agriculture.
Très dur.	0,70 - 0,80	75 - 90	15 - 10	Outils, coutellerie fine, limes, scies, ressorts de grande résistance.
Extra-dur.	0,80 - 1,20	90 - 110	10 - 5	Outils, fleurets de mineur, limes, scies, obus.

CONSTITUTION DES ALLIAGES FER-CARBONE

285. La constitution des alliages fer-carbone est particulièrement difficile à élucider. Depuis 25 ans, elle a donné lieu à de nombreuses recherches, et l'on peut commencer à s'en faire une idée sinon définitive, du moins suffisamment précise.

En appliquant systématiquement la loi des phases pour coordonner les observations et les interprétations antérieures, Roozeboom a publié en 1900 un diagramme complet des états d'équilibre (1). De nouvelles recherches faites plus tard, surtout celles portant sur les alliages riches

1. *Zeits. f. physikal. Chemie*, 34, p. 437. — Le fer et l'acier au point de vue de la doctrine des phases, dans *Contribution à l'étude des Alliages* (1901), p. 327.

en carbone [303], ont conduit à modifier sur quelques points le premier diagramme de Roozeboom.

Laissant de côté tout historique, nous nous proposons d'exposer le diagramme modifié et la constitution des alliages telle qu'elle semble résulter de ces derniers travaux (1).

ÉTUDE CHIMIQUE.

286. Cémentite. Carbone de trempe. Graphite. — Nous avons déjà étudié l'attaque des alliages fer-carbone par les acides dilués ou concentrés [53]. Rappelons qu'elle permet de caractériser :

1° Une combinaison Fe^3C , la *cémentite*, insoluble dans les acides dilués et froids, attaquant par les acides concentrés qui la dissolvent entièrement, sans résidu.

Elle se trouve dans les alliages lentement refroidis ou *recuits*. Dans ceux qui renferment moins de 2 % de carbone (aciers), tout le carbone est à l'état de cémentite, c'est du *carbone combiné*.

2° Une solution ou une combinaison renfermant à la fois du fer et du carbone ; elle est soluble dans les acides dilués et froids, tout le carbone se transformant en carbure d'hydrogène.

Dans les aciers ($C < 2\%$) *tremvés*, tout le carbone se trouve à cet état (*carbone de trempe*). Nous verrons qu'il s'agit d'une solution solide appelée *martensite*.

3° Le *carbone libre* ou *graphite*. On l'isole facilement par l'action des acides concentrés qui dissolvent les autres constituants, cémentite et solution solide, et laissent le carbone comme résidu. On le caractérise comme graphite par sa transformation en oxyde graphitique.

Le graphite se trouve dans les alliages renfermant plus de 2 % de carbone et lentement refroidis (fontes grises). Il est alors en lamelles cristallisées d'assez grandes dimensions.

Dans les fontes blanches, obtenues par un refroidissement brusque,

1. Consulter PORTEVIN, État actuel des théories sur l'équilibre du système fer-carbone. *Revue de Métallurgie*, IV (1907), p. 993 et V (1908), p. 24. — G. CHARPY, *Sur les alliages de fer et de carbone*. Conférence faite à la Société Chimique de France, le 16 mai 1908.

il n'existe pas de carbone libre ; mais il s'en forme si l'on recuit vers 1 000° à l'état de *fonte malléable* [275]. On le désigne souvent alors sous le nom de *carbone graphitique* ou *carbone de recuit*, et on l'a parfois considéré comme différent du graphite. En réalité, c'est aussi du graphite (1), se distinguant seulement de celui des fontes grises par une très grande finesse des grains.

MÉTALLOGRAPHIE. — CONSTITUANTS.

287. Réactifs d'attaque. — L'examen microscopique des aciers et des fontes se fait d'après la technique générale (Chap. v) soit après simple polissage, soit après attaque (2).

De nombreux réactifs ont été proposés pour l'attaque des surfaces à examiner. Les plus employés sont :

La teinture d'iode ;

L'acide picrique, en solution alcoolique à 5 % ;

Le picrate de soude en solution sodique, employé à l'ébullition ;

L'acide azotique ou l'acide chlorhydrique en solution dans l'alcool iso-amylique ;

L'acide azotique en solution dans un mélange d'anhydride acétique, d'alcools méthylique, éthylique et iso-amylique (3) ;

Etc., etc.

L'action différente de ces réactifs permet de distinguer et de définir une série de constituants dont quelques-uns ont été déjà indiqués [77].

288. Constituants des aciers recuits ou refroidis lentement. — Dans l'étude des alliages ne renfermant que du fer et du carbone aussi purs que possible, nous considérons comme aciers ceux qui contiennent moins de 2 % de carbone.

1° *Ferrite*. — Ce constituant ne se colore pas par une attaque

1. CHARPY. Sur l'identité du graphite et du carbone de recuit dans les fontes. *Revue de Métallurgie*, V (1908), p. 75.

2. Voir en particulier l'important mémoire de M. OSMOND. Méthode générale pour l'analyse micrographique des aciers au carbone, dans *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 277.

3. KOURBATOFF, *Revue de Métallurgie*, II (1905), p. 172.

courte à l'acide picrique ou à l'iode ; une attaque prolongée fait apparaître des grains polyédriques (Pl. XV, phot. 53). Il ne se colore pas par le picrate de soude.

Dans les alliages ne comprenant que du fer et du carbone, la ferrite est formée de *fer pur*. Elle apparaît pour des teneurs en carbone inférieures à 0,85 % (aciers hypo-eutectoïdes).

2° *Perlite*. — Ce constituant se colore rapidement en noir par l'acide picrique ou par l'iode, ce qui le distingue du précédent. Il est peu coloré par le picrate de soude.

On le trouve dans tous les aciers lentement refroidis. Dans ceux où $C < 0,85$, il est associé à la ferrite sur laquelle il apparaît en noir par une attaque à l'acide picrique. Sa quantité augmente avec la teneur en carbone (comparer phot. 54, 55 et 56, pl. XV). Pour $C = 0,85$ (acier eutectoïde), il envahit tout le champ (Pl. XVI, phot. 57).

La perlite n'est pas un constituant homogène ; c'est un *agrégat*. Un grossissement suffisant montre qu'elle a la structure d'un eutectique : elle est formée de lamelles alternantes de *ferrite* et de *cémentite* (phot. 56, 57 et 58).

3° *Cémentite*. — La cémentite est le constituant le plus dur des aciers recuits. Elle peut apparaître par simple polissage.

Elle ne se colore pas par l'acide picrique ou par l'iode, ce qui la distingue de la perlite. Le picrate de soude la colore en brun, ce qui la différencie également de la perlite, et aussi de la ferrite non colorée par le picrate.

La cémentite est le *composé défini* Fe^3C que l'étude chimique a mis en évidence dans les aciers recuits.

On la trouve dans les aciers hyper-eutectoïdes ($C > 0,85$), associée à la perlite sur laquelle elle se détache en blanc par une attaque à l'acide picrique (Pl. XVI, phot. 58, 59 et 60), en noir par une attaque au picrate de soude. Elle se présente parfois sous forme d'aiguilles très nettes (phot. 60).

289. Constituants des aciers trempés. — La structure micrographique des aciers trempés dépend de la façon dont la trempe a été conduite, en particulier de la température de trempe et de la vitesse de refroidissement.

4° *Martensite*. — La martensite est le constituant essentiel des aciers fortement trempés, par exemple des aciers trempés à l'eau après avoir été portés à une température variant, suivant la composition, de 700 à 1 000°, et que nous préciserons ultérieurement [302].

Elle est peu colorée par l'iode ou l'acide picrique; une attaque prolongée fait apparaître de fines aiguilles, souvent orientées dans trois directions (Pl. XVII, phot. 61 et 62).

Rappelons que la martensite est attaquée par les acides dilués; elle se dissout alors entièrement et laisse dégager tout son carbone à l'état de carbures d'hydrogène (53-286). On dit qu'elle renferme du *carbone de trempe*.

5° *Austenite*. — L'austenite se produit quand on *exagère* toutes les conditions qui peuvent augmenter l'effet de la trempe.

Pour l'observer, il faut porter un acier renfermant plus de 1% de carbone à une température supérieure à 1 000°, et le tremper dans un bain refroidi à 0°. Avec les alliages ne renfermant pas d'autre corps que le fer et le carbone, on n'obtient jamais ainsi uniquement de l'austenite: elle est toujours mélangée avec au moins un tiers de martensite (Pl. XVIII, phot. 63).

On a pu toutefois l'obtenir seule en trempant, dans les conditions précédentes, un acier contenant 2% de carbone et 2% de manganèse (*). Enfin, nous verrons dans le chapitre suivant [316-323] que certains aciers spéciaux à forte teneur en manganèse (13%) ou en nickel (25%) sont, après refroidissement normal, intégralement constitués par de l'austenite.

L'austenite, aussi bien celle obtenue par trempe que celle des aciers normaux au nickel (Pl. XIX, phot. 70 et 71) ou au manganèse (Pl. XXI, phot. 77), est formée de grands polyèdres semblables à ceux que l'on observe dans les laitons recuits (comparer Pl. VIII, phot. 29 et 30). Elle n'est colorée que très lentement par l'acide picrique.

6° *Troostite*. — 7° *Sorbite*. — Ces deux constituants se forment au contraire lorsque les effets de la trempe sont *atténués*, soit en trempant à température peu élevée, soit en refroidissant assez lentement dans un bain moins actif que l'eau, l'huile par exemple, soit enfin par

1. MAURER, *Revue de Métallurgie*, V (1908), p. 713.

revenu d'un acier fortement trempé, renfermant de la martensite ou de l'austenite.

Ainsi, on obtient de la troostite en trempant un acier au milieu de la période de recalescence (vers 700°). On obtient de la sorbite par revenu d'aciers martensitiques entre 200 et 300°.

Au point de vue micrographique, ces deux constituants, qui se ressemblent beaucoup, se distinguent des autres constituants des aciers parce qu'ils se colorent *très rapidement* en noir intense par différents réactifs comme l'acide picrique (Pl. XVII, phot. 64).

La sorbite accompagne généralement la perlite, tandis que la troostite accompagne la martensite.

La sorbite est en réalité une perlite mal formée, à structure trop fine pour que l'on puisse reconnaître d'une façon certaine, au microscope, ses deux éléments constituants.

290. Constituants des fontes. — Dans les fontes industrielles qui renferment des proportions notables de silicium, de phosphore ou de manganèse, on rencontre des *constituants spéciaux*, siliciures, phosphures, etc.

Il ne sera question ici que des alliages suffisamment purs, renfermant plus de 2% de carbone et une quantité négligeable de matières étrangères.

Dans les fontes *blanches*, rapidement solidifiées, on rencontre les constituants précédents à l'exception de la ferrite : par exemple, *cémentite*, *perlite* et *martensite* (Pl. XVIII, phot. 65).

Dans les fontes *grises*, on trouve en outre du graphite.

8° *Graphite*. — L'étude chimique [53-286] a montré que les fontes grises renferment du carbone à l'état libre, sous forme de graphite insoluble dans les acides.

A l'examen microscopique, ce constituant graphite apparaît en noir (Pl. XVIII, phot. 66), souvent sous forme de lignes courbes (phot. 67). L'attaque à l'acide picrique montre en même temps de la cémentite (parties blanches) et de la perlite (fond gris).

291. Résumé. — Les principaux constituants des alliages fer-carbone, définis par leurs caractères micrographiques, sont :

Dans les aciers recuits : la *ferrite*, la *cémentite* et la *perlite* (à structure eutectique).

Dans les aciers trempés : la *martensite*, l'*austenite*, la *troostite* et la *sorbite*.

Dans les fontes : en plus des précédents, le *graphite*.

Quelle est la nature de ces constituants ?

L'étude chimique nous a déjà donné des indications sur quelques-uns d'entre eux. Pour aller plus loin, il nous faut étudier les phénomènes qui se passent pendant le refroidissement des différents alliages.

TRANSFORMATIONS DU FER PUR. SES FORMES ALLOTROPIQUES.

292. Le fer pur existe sous plusieurs formes allotropiques, chacune d'elles étant stable dans un certain intervalle de température.

Cela résulte de l'étude de la variation des propriétés du fer en fonction de la température. Nous allons passer en revue les plus caractéristiques à cet égard.

293. Vitesse de refroidissement. — Lorsqu'on laisse refroidir du fer sensiblement pur, amené tout d'abord à l'état fondu, et que l'on construit ou que l'on enregistre la *courbe de refroidissement* (température en fonction du temps), on constate un premier arrêt du thermomètre à 1500°, au moment de la solidification, puis d'autres arrêts beaucoup moins marqués ou plutôt des ralentissements dans la marche du thermomètre.

L'observation de ces derniers arrêts se fait mieux par la méthode différentielle de Saladin [115-123]. Rappelons qu'elle consiste à enregistrer une courbe ayant pour coordonnées les températures du fer et les différences de température entre ce métal et un bloc de porcelaine ou de platine, qui a mêmes dimensions et qui se refroidit dans les mêmes conditions. Tout changement assez rapide dans la vitesse de refroidissement du fer se traduit par une différence de température entre les deux blocs, donc par une déviation de la courbe.

On obtient ainsi la courbe I de la figure 101.

Elle montre une variation très nette vers 900°, et une autre moins accentuée un peu au-dessus de 750°.

Ces deux points ont été appelés A₂ et A₃ par M. Osmond (nous verrons plus loin que les aciers, même ceux à faible teneur en car-

bone, voisins du fer, présentent un troisième point de transfor-

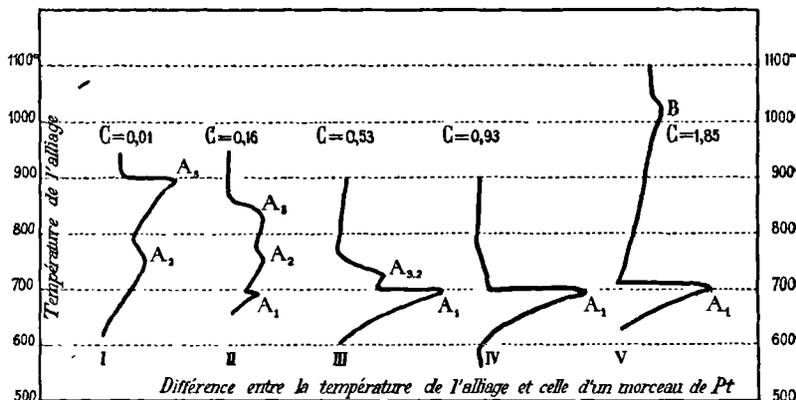


Fig. 101. — REFROIDISSEMENT DES ALLIAGES FER-CARBONE.

Courbes données par la méthode différentielle (d'après Carpenter et Keeling).

mation situé vers 700°, qui n'existe pas dans le fer pur, et auquel on réserve la désignation A₁).

294. Chaleur spécifique. — La mesure de la chaleur spécifique du fer aux températures élevées présente de grandes difficultés tenant à l'oxydation du métal.

Elle a été faite par M. Pionchon (1), et reprise par MM. Weiss et Beck (2) sur un échantillon de fer très pur, protégé au moyen d'une enveloppe de platine.

Si l'on représente, en fonction de la température *t*, la *quantité totale de chaleur* q_0^t abandonnée par un gramme de métal en se refroidissant de *t* à 0 degré (fig. 102, courbe I), on observe un changement brusque d'orientation en A, vers 750°.

La variation est rendue plus apparente en construisant, au moyen des résultats bruts des expériences, la courbe des *chaleurs spécifiques vraies* $\frac{dq}{dt}$ (fig. 102, courbe II). Cette quantité croît de plus en

1. *Annales de Chimie et de Physique*, 6^e série, 11 (1887), p. 33.

2. *Journal de Physique*, janvier 1908.

plus vite à mesure que l'on approche de 750°, puis tombe brusquement de 0,32 à 0,23 environ.

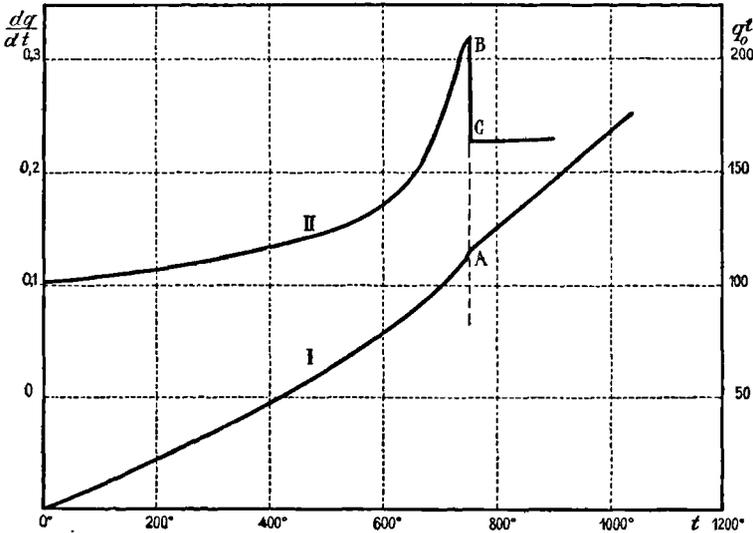


Fig. 102. — CALORIMÉTRIE DU FER.

Courbe I. — Quantité de chaleur abandonnée de t à 0° q_0^t
 — II. — Chaleur spécifique vraie. $\frac{dq}{dt}$

La température à laquelle se produit cette chute de la chaleur spécifique correspond au point que nous avons désigné par A_2 dans l'étude du refroidissement [293].

295. Dilatation. — La méthode que nous avons indiquée pour l'étude de la dilatation des métaux à température élevée [139] a été appliquée au fer et aux aciers (1).

Pour le *fer pur*, la courbe qui donne la *dilatation* (allongement pour 100) en fonction de la température (fig. 103, courbe I) ne présente aucune particularité pour A_2 . Elle est d'abord à peu près linéaire; le fer se dilate régulièrement; puis il se contracte assez

1. H. LE CHATELIER. *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 407. — CHARPY et GRENET. *Comptes Rendus*, 134 (1903), p. 540 et 598.

rapidement, et recommence à se dilater après 900°. Cette contraction, qui dépasse $\frac{1}{1000}$ de la longueur, correspond au point A₃ de la courbe de refroidissement.

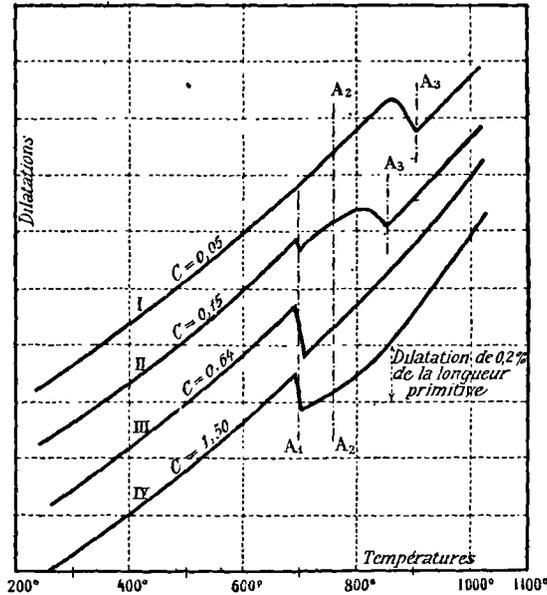


Fig 103. — DILATATION des alliages FER-CARBONE.

Nous verrons que, pour les aciers, la dilatation présente une deuxième variation brusque, correspondant au point A₁.

296. Résistance électrique. — Pouvoir thermo-électrique. — La *résistance spécifique* (exprimée en microhms-centimètre cube), égale à 11 vers 15°, augmente régulièrement et rapidement quand la température s'élève ; à 900°, elle est égale à 110, puis brusquement sa variation devient très faible.

La courbe représentative (fig. 104) accuse ainsi nettement une transformation vers 900° : c'est le point A₃. Par contre, elle ne présente aucune singularité pour le point A₂.

M. Belloc (') a étudié la *force électromotrice* d'un couple platine-fer. La courbe donnant la valeur trouvée en fonction de la tem-

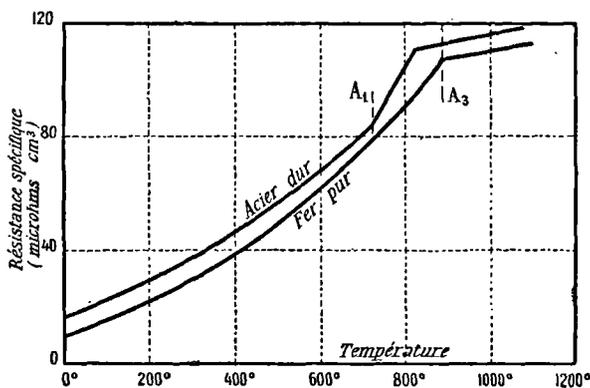


Fig. 104. — RÉSISTANCE ÉLECTRIQUE. Fer pur et Acier.

pérature présente trois points d'inflexion, vers 400°, 850° et 1100°. Seul, le second se rapproche d'un point de transformation donné par les autres méthodes.

297. Magnétisme. — Les propriétés magnétiques du fer sont particulièrement intéressantes, aussi bien au point de vue théorique que pour les applications pratiques.

Nous en avons parlé dans la première partie [131 et suiv.]; nous avons en particulier étudié la variation de l'aimantation du fer pur avec la température. Nous rappellerons seulement les résultats obtenus :

1° Aux températures inférieures à 750°, le fer est *fortement magnétique* ; l'aimantation n'est pas proportionnelle au champ ; elle a une limite (*saturation*) égale à

$$1730 \text{ unités CGS,}$$

pratiquement atteinte dans un champ de 2 000 gauss.

2° A 750°, point de *transformation magnétique* ou de *perte du ferromagnétisme*, l'aimantation diminue brusquement ; elle

1. *Annales de Chimie et de Physique*, 7^e série, 30 (1903), p. 42.

devient proportionnelle au champ comme dans les corps paramagnétiques, mais elle ne suit pas la loi de Curie.

3° A 900°, nouvelle transformation ; le fer devient *paramagnétique*, c'est-à-dire très faiblement magnétique, avec aimantation proportionnelle au champ et coefficient d'aimantation inversement proportionnel à la température absolue (loi de Curie). Il se comporte comme l'oxygène ou le palladium.

4° A 1 280°, quatrième transformation ; le fer reste *paramagnétique*, le coefficient prenant brusquement une valeur plus grande.

298. Conséquences. Variétés allotropiques du fer. — L'ensemble des faits précédents met en évidence au moins deux points de transformation dans le fer pur à l'état solide.

1° *Point A₂* — environ 750° — indiqué par :

Courbe de refroidissement,

Perte du magnétisme,

Diminution brusque de la chaleur spécifique.

2° *Point A₃* — environ 900° — indiqué par :

Courbe de refroidissement (très marqué),

Dilatation (*id.*),

Résistance électrique (*id.*),

Variation de l'aimantation.

On interprète ces faits en admettant que le fer pur solide existe au moins sous *trois* formes allotropiques distinctes ; on les désigne par α , β et γ (¹). Suivant la température, on a donc :

Au-dessous de 750°. fer α , *fortement magnétique*.

De 750° à 900°. fer β , *faiblement magnétique*.

De 900° à 1 500°. fer γ , *paramagnétique*.

Au-dessus de 1 500°. fer *liquide*.

L'étude des aciers [300] montrera que le fer γ dissout le carbone, ce que ne font pas les fers α et β .

Formes cristallines des trois variétés. — Les trois états allotropiques ne paraissent pas avoir des formes cristallines différentes.

1. La variation de l'aimantation conduit à admettre, au-dessus de 1 280°, une *quatrième* variété, un fer δ . Nous n'aurons pas à y revenir et nous pourrions la négliger dans tout ce qui va suivre.

MM. Osmond et Cartaud (1) ont cherché à les obtenir à l'état cristallisé en réduisant le chlorure ferreux par l'hydrogène ou par la vapeur de zinc, et en opérant dans les limites de température où chaque variété est stable. Les cristaux qu'ils ont obtenus appartiendraient tous au système cubique.

Les fers α et β cristalliseraient identiquement, généralement en cubes avec modifications fréquentes sur les arêtes. Le fer γ cristalliserait aussi dans le système cubique, mais en octaèdres ou en combinaisons du cube et de l'octaèdre.

Bien qu'appartenant au même système, les cristaux des trois variétés présentent, dans l'étude de leurs *macles*, de leurs *figures de déformation*, des caractères spécifiques bien tranchés indiquant qu'ils n'ont pas la même structure intime (2).

Nature des transformations A_2 et A_3 . — Les trois variétés α , β et γ se transforment aux températures A_2 et A_3 . La transformation réversible $\beta \rightleftharpoons \gamma$, vers 900° (A_3), est assez *nette*, au moins si le refroidissement ou l'échauffement du métal sont tels que l'équilibre ait bien le temps de s'établir. Le phénomène est comparable à la transformation allotropique du soufre ou de l'iodure mercurique. Quand les deux variétés en contact sont en équilibre, le système est univariant; pour une pression donnée, la température est bien déterminée; elle reste constante pendant toute la durée de la transformation.

La transformation $\alpha \rightleftharpoons \beta$, vers 750° (A_2), est aussi réversible, mais elle n'est pas nette comme la précédente; elle est au contraire *progressive* et se répartit sur un certain intervalle de température. M. Osmond donne de ce fait l'intéressante interprétation suivante: les formes solides α et β seraient isomorphes, elles se dissoudraient en toutes proportions et leur mélange ne constituerait ainsi qu'une seule phase; dans ces conditions, il n'y a plus *une* température déterminée pour la transformation et celle-ci peut s'étaler sur un certain intervalle.

C'est ce que l'on observe dans les gaz (dissociation de la vapeur

1. Sur la cristallographie du fer. *Annales des Mines*, 9^e série, 48 (1900), p. 113.
2. OSMOND et CARTAUD. *Revue de Métallurgie*, IV (1906), p. 653.

d'iode) et fréquemment dans les liquides (dissociation du peroxyde d'azote). Dans les solides, au contraire, les variétés allotropiques différentes ne sont habituellement pas miscibles, les transformations réversibles se font à température constante. La transformation $\alpha \rightleftharpoons \beta$ du fer serait, pour les solides, la seule exception connue.

CONSTITUTION DES ALLIAGES RENFERMANT C < 2 % (ACIERS).

299. Transformations dans les aciers. — Recalescence. — Appliquons aux aciers (alliages renfermant de 0 à 2 % de carbone) les procédés d'étude que nous venons d'appliquer au fer pur (1).

Traçons, pour des teneurs en carbone croissantes, les courbes de *refroidissement* (2) (fig. 101), de *dilatation* (3) (fig. 103), de *résistance électrique* (4) (fig. 104), de *pouvoir thermo-électrique* (5), d'*aimantation*, en fonction de la température. Nous observerons deux transformations analogues à A₂ et A₃, et de plus une troisième que nous appellerons A₁.

Les deux premières correspondent aux mêmes phénomènes, sont indiquées par les mêmes méthodes que pour le fer pur, mais elles n'ont pas lieu aux mêmes températures.

Points A₃ et A₂. Leur variation avec la teneur en carbone. — Le point A₃ est très nettement indiqué par les courbes de *refroidissement*, de *dilatation*, de *résistance électrique*. Il est à 900° environ pour le fer pur et s'abaisse régulièrement à mesure que la quantité de carbone augmente (fig. 101 et 103, courbes I et II).

Le point A₂ est le point de *transformation magnétique* ou de

1. Une difficulté de ces déterminations vient de ce qu'il est presque impossible de maintenir un alliage fer-carbone à une température élevée sans qu'il subisse, surtout dans les parties superficielles, des modifications dans sa composition : carburation ou décarburation suivant le milieu.

2. D'après un travail général de MM. CARPENTER et KEELING. Sur la solidification et la transformation des alliages fer-carbone. *Revue de Métallurgie*, I (1904). Extraits, p. 428.

3. D'après MM. CHARPY et GRENET, *Comptes Rendus*, 134 (1902), p. 540 et 598.

4. D'après M. LE CHATELIER, *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 414.

5. G. BELLOC, *Annales de Chimie et de Physique*, 7^e série, 30 (1903), p. 42.

perte du magnétisme ; il est aussi mis en évidence par les courbes de *refroidissement*. Les autres propriétés, dilatation et résistance électrique, ne l'indiquent pas.

Ce point A_2 reste fixe, vers 750° , quand le carbone croît de 0 à 0,35 (fig. 101, courbes I et II). Il est alors rejoint par A_3 qui s'est abaissé. A partir de cette teneur $C = 0,35$, les deux points A_3 et A_2 sont confondus, c'est-à-dire que la transformation magnétique caractéristique de A_2 et les variations brusques de résistance ou de dilatation caractéristiques de A_3 se produisent à la même température. On désignera par A_{3-2} cette transformation unique réunissant les caractères des deux premières.

Lorsque le carbone continue à augmenter (de 0,35 à 0,85), la température de A_{3-2} (fig. 101, courbe III) s'abaisse régulièrement depuis 750° jusqu'à 700° qu'elle atteint pour $C = 0,85$.

Point A_1 . Recalescence. — La transformation A_1 est appelée *recalcescence* ; elle n'existe pas dans le fer pur, mais apparaît dès que la quantité de carbone est sensible, et elle se produit à la même température (700°) pour tous les alliages, quelle que soit leur teneur en carbone.

Cette transformation se traduit, au *refroidissement*, par les phénomènes suivants :

Changement assez peu marqué dans la variation de la *résistance électrique* (fig. 104) ;

Augmentation très nette de volume, comme le montrent les courbes de *dilatation* (fig. 103, courbes II, III et IV) ;

Dégagement de chaleur, donc arrêt du thermomètre (fig. 101, courbes II à V).

L'intensité de ces phénomènes, surtout des deux derniers, croît lorsque la teneur en carbone augmente depuis 0 jusqu'à 0,85 ; elle passe alors par un maximum et décroît ensuite quand le carbone continue à augmenter.

Remarquons que, pour cette composition $C = 0,85$ correspondant à une transformation A_1 d'intensité maximum, la température de A_{3-2} atteint précisément 700° qui est celle du point A_1 . Les trois transformations A_3 , A_2 , A_1 , sont alors confondues en une seule ; autrement dit, cet acier particulier ne présente qu'une seule transforma-

tion réunissant tous les phénomènes caractéristiques : dégagement de chaleur, apparition du magnétisme, dilatation, brisure dans la courbe des résistances électriques.

Rappelons enfin que, d'après l'étude métallographique [288], la composition $C = 0,85$ est celle de l'acier eutectoïde, uniquement constitué par de la perlite.

Enfin, dans les aciers renfermant $0,85 < C < 2$, les courbes de refroidissement indiquent, en plus de A_1 , une transformation peu marquée (point B dans la courbe V, fig. 101) à une température croissant de 700 à 1130°.

Retards dans les transformations. — Les transformations précédentes sont des phénomènes *réversibles* et doivent s'observer aussi bien pendant le réchauffement que pendant le refroidissement. En fait, il se produit toujours des retards et les transformations ne sont pas immédiates. Il en résulte que l'on ne trouve pas exactement les mêmes températures pour le même phénomène suivant qu'on l'observe à température montante ou descendante (1). Les écarts peuvent atteindre 100° ; ils sont d'autant plus petits que la vitesse de chauffe ou de refroidissement est plus faible et qu'ainsi les équilibres ont plus de temps pour s'établir. D'où la supériorité, à ce point de vue, des méthodes qui permettent d'opérer à température stationnaire pour déterminer les points de transformation (mesure de la résistance électrique, de la dilatation) [138].

Pendant la transformation A_1 on observe souvent, au refroidissement, un phénomène de retard analogue à la surfusion ou à la sursaturation [92]. La température s'abaisse d'abord au-dessous du point de transformation, puis se relève brusquement quand la modification a commencé à se produire ; elle se rapproche de la température normale d'équilibre. Avec les aciers voisins de $C = 0,85$, pour lesquels la transformation A_1 est intense, ce relèvement peut atteindre une centaine de degrés et être sensible à l'œil par l'augmentation d'éclat du

1. On désigne souvent par A_{r_2} , A_{r_1} les arrêts observés pendant le refroidissement ; A_{c_2} , A_{c_1} ceux observés pendant le réchauffement.

métal; d'où le nom de *recalescence* donné à cette transformation.

300. Diagramme. — Représentons graphiquement les faits qui précèdent (fig. 105).

1° Le carbone croît de 0 à 0,35 : le point A_3 s'abaisse de 900° à 750°, il se déplace sur GF; le point A_2 (transformation magnétique) reste constant à 750°, il se déplace sur l'horizontale MF.

2° Le carbone croît de 0,35 à 0,85 : le point A_{3-2} s'abaisse de 750° à 700°, il se déplace sur la ligne FS.

3° La transformation A_1 (recalescence), qui se produit toujours à 700° quel que soit l'alliage, est représentée par l'horizontale PSP'.

4° Le carbone dépasse 0,85 : outre la recalescence, les aciers présentent un autre point de transformation (B de la courbe V, fig. 101); il se déplace sur la courbe SE.

5° Pour achever le diagramme, il suffit d'ajouter aux lignes précédentes les lignes de *solidification* commençante et finissante AA' et AE. On doit leur détermination à MM. Carpenter et Keeling dans le travail cité précédemment.

Quelle est la signification des régions ainsi obtenues?

Suivant le procédé général [116], la réponse se trouvera dans l'examen métallographique, après une trempe qui aura pour effet de fixer à peu près la structure.

1° Remarquons tout d'abord que l'axe OA, domaine du fer pur, se partage ainsi :

Partie OM,	$T < 750^\circ$	domaine du fer α ;
— MG,	$750^\circ < T < 900^\circ$	— β ;
— GA,	$T > 900^\circ$	— γ .

2° *Région AGFSE.* — Considérons par exemple l'acier de composition II (C=0,5) porté à 900°, ou IV (C=1,2) porté à 1000°; les points représentatifs sont dans la région considérée.

Trempons à l'eau; nous obtenons un métal *homogène*, formé d'un seul constituant, la *martensite* (Pl. XVII, phot. 61 et 62). Au moment de la trempe, l'alliage était donc homogène. Il n'était pas magnétique puisque toute la région considérée est située au-dessus de la ligne des

transformations magnétiques MFS. Enfin, cette région renferme la ligne GA, intervalle de stabilité du fer pur γ .

Nous pouvons conclure de cet ensemble que l'alliage était formé

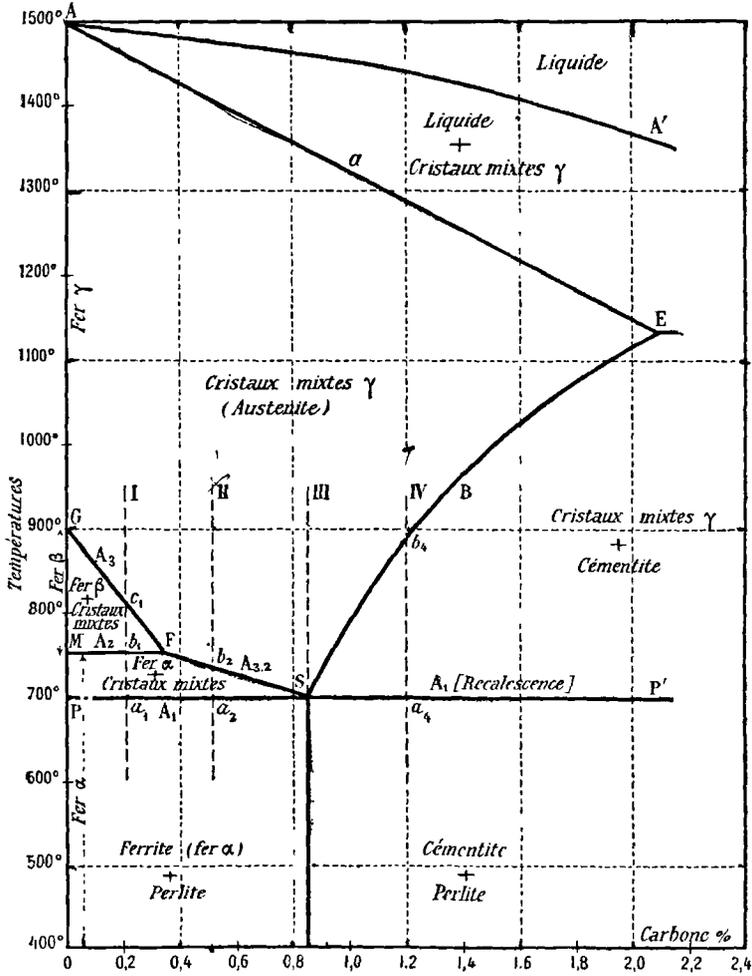


Fig. 105. — DIAGRAMME d'équilibre des alliages FER-CARBONE (C < 2).

par des *cristaux mixtes*, non magnétiques, *solution solide* de carbone dans le fer γ , ayant pour domaine la région considérée AGFSE et renfermant au plus environ 2 % de carbone (point E).

Les cristaux mixtes γ donnent, par trempe à l'eau, de la martensite. Toutefois, ce dernier constituant ne représente pas exactement les cristaux mixtes dans leur état primitif, puisqu'il est magnétique alors que les cristaux γ ne le sont pas. Nous reviendrons bientôt sur sa nature [301]. Pour le moment, il nous suffit de savoir qu'il se produit par la trempe des cristaux mixtes γ dont il conserve la structure homogène.

3° *Région A'AE*. — Ce sont des cristaux mixtes γ qui se séparent pendant la solidification des alliages fondus. Comme il arrive généralement dans le cas où il se dépose une solution solide [98], la solidification ne se fait pas à une température constante, mais dans un certain intervalle : le *solidus* AE est situé au-dessous du *liquidus* AA'. Entre les deux, se trouve la région A'AE où le liquide est mélangé aux cristaux mixtes.

4° *Région GMF*. — Considérons un alliage pour lequel $C < 0,35$, par exemple I ($C \approx 0,2$) ; portons-le à une température comprise entre b_1 et c_1 , et trempions. L'examen micrographique montre la présence de
fer + martensite.

Puisque la martensite est le produit de la trempe des cristaux mixtes, on en conclut que, avant trempe, l'alliage était formé de

fer + cristaux mixtes γ .

Or, nous sommes au-dessus de la transformation magnétique MF, dans une région comprenant la ligne MG, domaine du fer pur β ; le fer doit donc y être à l'état β et les alliages ont pour constitution

fer β + cristaux mixtes γ .

A chaque température, la composition ou concentration en carbone des cristaux mixtes en équilibre avec le fer β est donnée par la ligne GF.

On comprend alors quelle est la nature de la *transformation* A_3 dans les aciers. Portons l'alliage I à une température supérieure à c_1 : il est homogène, formé de la solution solide γ , non magnétique. Laissons refroidir ; quand le point figuratif traverse GF en c_1 (point A_3), du fer β prend naissance, se *sépare* de la solution solide γ qui s'enrichit en carbone : on voit que le fer β ne forme pas de solution avec le carbone.

La température A_3 à laquelle se fait cette séparation est d'autant plus basse que la teneur en carbone est plus élevée. Ce fait est entièrement analogue à celui d'une solution liquide, par exemple d'une solution aqueuse de sel, laissant déposer la glace solide à une température d'autant plus basse que la solution est plus concentrée en sel.

5° *Région MFSP*. — Un alliage dont le point figuratif est dans cette région (par exemple I à 730°) montre au microscope, après trempe,

ferrite + martensite.

Nous sommes au-dessous de la transformation magnétique (ligne MFS), l'alliage est donc ferromagnétique; il doit renfermer du fer α . Comme précédemment, nous concluons qu'avant trempe il a pour constitution

fer α + cristaux mixtes γ .

Si on le chauffe au-dessus de 750° , il subit la transformation A_2 ; le point figuratif traverse MF en b_1 et la constitution devient

fer β + cristaux mixtes γ .

Tout se borne à la transformation du fer α en fer β . Le point A_2 dans les aciers correspond donc à la transformation magnétique du fer *libre*, variété α en variété β ou réciproquement.

La concentration des cristaux mixtes en équilibre avec le fer α est donnée à chaque température par SF, ligne des points A_{3-2} . Comme pour le fer β , on voit que la transformation A_{3-2} au refroidissement correspond au rejet, par les cristaux mixtes γ , de fer pur α , à une température d'autant plus basse que la teneur en carbone de la solution solide est plus grande. Le fer α ne forme donc pas de solution avec le carbone.

6° *Région ESP'*. — Un alliage dont le point figuratif est dans cette région, par exemple IV ($C=1,2$) chauffé à 850° , montre, après trempe,

martensite + cémentite.

Il était donc formé, au moment où il a été trempé, de

cristaux mixtes γ + cémentite.

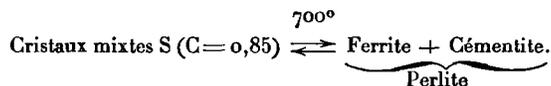
La cémentite est une combinaison Fe^3C [286-288] ; elle renferme 6,6 % de carbone.

La concentration des cristaux mixtes en équilibre avec la cémentite est donnée par la courbe SE. Lorsque le point figuratif d'un alliage tel que IV traverse cette ligne au refroidissement, la solution solide qui constitue l'alliage abandonne de la cémentite et s'appauvrit en carbone : sa composition se déplace de b_4 vers S.

7° *Formation de la perlite. Nature de la recalescence.* — Ainsi, quand la solution solide (cristaux mixtes γ) se refroidit, elle rejette, soit du fer pur, β ou α , le long de SFG, soit de la cémentite le long de SE ; son point figuratif se rapproche du point S dont les coordonnées sont

$$\begin{aligned} T &= 700^\circ \\ C &= 0,85. \end{aligned}$$

Considérons l'alliage ayant cette composition particulière $C = 0,85$. Au-dessus de 700° , il est formé uniquement par les cristaux mixtes ; à 700° , ceux-ci doivent abandonner simultanément du fer α (ferrite) et de la cémentite, puisque le point S est à la fois sur les courbes SF et SE. Ce phénomène est analogue au dépôt simultané de deux solides dans une solution liquide ; on sait que la solidification se produit alors intégralement, à température constante, et donne un mélange eutectique. Par un mécanisme identique et que nous avons déjà étudié [112], les cristaux mixtes à 0,85 % de carbone se transforment intégralement, à température constante, suivant la réaction réversible



L'analogie va plus loin. Le mélange intime qui prend ainsi naissance a la structure caractéristique des eutectiques : il est formé de lamelles alternantes très fines de cémentite et de ferrite ; c'est le constituant hétérogène appelé *perlite* [288].

La perlite renfermant 0,85 % de carbone, on calcule facilement qu'elle est composée de

Ferrite.	88
Cémentite (Fe^3C).	12.

Rappelons [112] que ces mélanges de structure eutectique, formés aux dépens d'une solution solide, ont reçu le nom d'*eutectoïdes*.

L'acier *eutectoïde* a pour composition $C = 0,85$;

Les aciers *hypo-eutectoïdes*, $C < 0,85$;

Les aciers *hyper-eutectoïdes*, $C > 0,85$.

La formation de perlite se produit dans tous les aciers.

En effet, un acier *hypo-eutectoïde* ($C < 0,85$) est constitué, un peu au-dessus de 700° , par

fer α + cristaux mixtes.

En traversant la température de 700° , le fer α ne change pas, mais les cristaux mixtes, qui ont précisément alors la composition eutectoïde, se transforment en perlite. La constitution de l'alliage est donc

ferrite + perlite.

De même, un acier *hyper-eutectoïde* ($C > 0,85$) a pour constitution, un peu au-dessus de 700° ,

cémentite + cristaux mixtes S,

et, au-dessous de 700° ,

cémentite + perlite.

La transformation A_3 , appelée *recalescence*, que l'on rencontre dans tous les aciers à la même température (700°), consiste donc dans la *transformation en perlite de la solution solide γ ayant pour composition $C = 0,85$* . Son importance est proportionnelle à la quantité de perlite formée : elle doit être nulle pour le fer pur ($C = 0$) et pour l'alliage ayant la composition de la cémentite ($C = 6,6$), maximum pour l'alliage eutectoïde ($C = 0,85$) formé uniquement de perlite.

Ces déductions sont bien conformes aux faits observés (voir courbes de refroidissement, fig. 101).

Résumé. — Le fer α et le fer β ne forment pas de solution avec le carbone.

Le fer γ dissout le carbone. Les cristaux mixtes, solution de car-

bone dans le fer γ , non magnétiques, se déposent par refroidissement du métal fondu. Ils renferment au plus 2 % de carbone.

Par refroidissement ils rejettent

du fer β , s'ils renferment	C < 0,35
du fer α , —	0,35 à 0,85
de la cémentite, —	0,85 à 2.

En même temps, leur concentration change; elle se rapproche de C = 0,85 qu'elle atteint à 700°.

A cette température, les cristaux mixtes qui restent ont cette composition particulière; ils se transforment intégralement, à température constante, en un eutectoïde, la perlite.

S'il s'est produit du fer β , il se transforme en fer α à 750°.

301. Nature des constituants des aciers trempés. — Le diagramme précédent ne laisse pas de place pour tous les constituants définis par la micrographie dans les aciers trempés : *martensite*, *austenite*, *troostite*, *sorbite* [289]. Comment doit-on les envisager?

On a vu qu'en trempant à l'eau un acier dont le point figuratif est dans la région des cristaux mixtes, au-dessus de GFSE, on obtient de la *martensite*. Celle-ci ne représente cependant pas, *intégralement* conservé, l'état du métal avant la trempe, c'est-à-dire les cristaux mixtes γ , car elle est magnétique, tandis que les cristaux γ ne le sont pas. La martensite doit donc renfermer du fer à l'état α .

C'est l'*austenite* qui représente le maintien intégral, à la température ordinaire, des cristaux γ . Les alliages qui, à l'examen microscopique, montrent uniquement de l'austenite, sont en effet très peu ou pas magnétiques.

Rappelons [289] que l'on a observé l'austenite seule avec certains aciers spéciaux à forte teneur en manganèse ou en nickel, ou encore en trempant dans l'eau glacée un acier très carburé renfermant 2-% de manganèse. Avec les aciers ordinaires, sans manganèse, pareille trempe énergique donne toujours aussi de la martensite : l'austenite a commencé à se transformer. Pour supprimer *complètement* toute transformation au passage de la ligne GFSE du diagramme, il faut donc des vitesses de refroidissement considérables que, jusqu'à présent, l'on n'a pas su réaliser avec les aciers ordinaires.

Les autres constituants, martensite, troostite, sorbite, doivent être

considérés comme des *formes de transition* par lesquelles passe l'austenite pour se transformer en euctectoïde perlite. Cette transformation se ferait d'après la suite

Austenite ou Cristaux mixtes γ \rightarrow Martensite \rightarrow Troostite \rightarrow Sorbite \rightarrow Perlite.

Les trois constituants intermédiaires ne seraient, à aucune température, des formes définitivement stables ; ils ne peuvent donc trouver place dans un diagramme d'équilibre. Leur nature exacte n'est pas définitivement établie.

Ils doivent renfermer du fer à l'état α puisqu'ils sont magnétiques.

La *martensite*, constituant homogène, serait une solution de carbone dans le fer α , renfermant peut-être aussi du fer β (Osmond). Elle a des propriétés caractéristiques nettement différentes de celles des constituants voisins : résistance électrique plus grande que pour la troostite, dureté plus grande et densité plus faible que pour la troostite et surtout que pour l'austenite.

Dans la *troostite*, le carbone se comporte, vis-à-vis des réactifs chimiques, non pas comme du carbone dissous, mais comme du carbone combiné ou carbone de cémentite (1). De plus, la résistance électrique a la même valeur que pour la perlite. Ces faits sont d'accord avec l'ingénieuse hypothèse suivante (2) : la troostite serait une *émulsion* de perlite, c'est-à-dire un mélange de fer α et de cémentite dont les éléments auraient des dimensions beaucoup trop faibles pour pouvoir être décelés au microscope. Elle serait comparable à un mélange colloïdal, ou encore aux émulsions qui se forment à la température critique dans les mélanges de deux liquides.

Dans ces émulsions, les éléments s'agglutinent ensuite, les particules grossissent. La *sorbite* serait le second stade de cette transformation, le dernier étant la *perlite*, constituant à éléments nettement séparés.

La troostite, la sorbite et la perlite seraient ainsi composées des mêmes éléments, ferrite et cémentite ; elles ne différeraient que par la structure.

1. MAURER. Recherches sur la trempe et le revenu du fer et de l'acier, *Revue de Métallurgie*, V (1908), p. 745.

2. BENEDICKS, *Iron and Steele*, XI (1905), p. 352 ; *Revue de Métallurgie*, II (1905), Extraits, p. 677 ; V (1908), p. 878.

302. Application du diagramme à la trempe des aciers. — Dans la première partie [117-118-119], nous avons fait l'étude générale des différents traitements thermiques (trempe, revenu, recuit) auxquels peuvent être soumis les alliages métalliques. Les résultats qui viennent d'être obtenus relativement à la constitution des aciers permettent de préciser la nature des modifications qu'ils subissent pendant ces traitements.

D'une façon générale, la *trempe* a pour but de supprimer, au moins partiellement, les transformations qui se produiraient pendant un refroidissement lent. Dans le cas des aciers, il faut donc porter le métal au-dessus des températures de transformation représentées par les lignes GFSBE et PSP' du *diagramme* (fig. 105), puis refroidir brusquement. Ces températures dépendent de la composition, d'où l'utilité industrielle de déterminer les points de transformation pour l'acier même qu'il s'agit de traiter (').

Si le métal est porté au-dessus de GFSE, puis refroidi rapidement (trempe *vive* à l'eau froide), il se produit de la *martensite*, premier stade de la transformation des cristaux mixtes. Par trempe à l'eau glacée, on peut obtenir en même temps, avec les aciers très carburés ($C > 1\%$), des quantités plus ou moins grandes d'*austenite*. Celle-ci, par refroidissement dans l'air liquide, se transforme à son tour en martensite, avec accroissement de dureté et de volume spécifique.

Dans la trempe *douce*, la transformation des cristaux γ ne doit pas s'arrêter à la martensite; elle doit être plus avancée et produire le

1. Remarquons que la transformation FSB correspond à la perte du ferromagnétisme. Pour les petits objets n'ayant pas plus d'un centimètre carré de section, il est préférable de ne pas dépasser ce point. Sur cette remarque, on a basé — TAYLOR et HOBSON. *Revue de Métallurgie*, V, (1908), Extraits, p. 538 — un procédé très ingénieux pour chauffer le métal exactement à la température nécessaire, sans employer de pyromètre.

L'appareil consiste en un aimant permanent en fer à cheval dont les pôles sont prolongés par deux tiges; celles-ci sont faites en un métal, cobalt ou alliage fer-cobalt, qui conserve son magnétisme à une température plus élevée que l'acier (le point de transformation magnétique du cobalt est à 1145° [133]). On place les deux tiges de métal au-dessus d'un vase rempli d'eau salée et l'objet d'acier est maintenu appliqué sur elles par l'adhérence magnétique. En le chauffant avec un brûleur à gaz, il se détache automatiquement au moment où la température convenable pour la trempe est atteinte.

stade suivant, la *troostite* : on diminue la vitesse de refroidissement en trempant à l'huile, ou bien on trempe vers 700°, au milieu de la période de recalescence.

Le *revenu* consiste à chauffer un acier trempé, donc hors d'équilibre, à une température *inférieure* au point de transformation le moins élevé (recalescence). L'élévation de température facilite, dans la masse solide, les transformations qui tendent à produire l'état d'équilibre.

D'après M. Maurer (1), l'austenite donne alors directement de la troostite, avec accroissement de la dureté, du volume spécifique et de la conductibilité électrique; la transformation se fait entre 300 et 400° quand l'austenite est pure, à température plus basse quand elle est mélangée de martensite.

La martensite, qui constitue essentiellement les aciers trempés ordinaires, se transforme d'abord en troostite avec diminution de la dureté, du volume spécifique et augmentation de la conductibilité. La transformation est appréciable, quoique encore très lente, dès la température de 100°. Elle se fait pour la majeure partie entre 150 et 300°.

A plus haute température, on obtient de la sorbite, puis de la perlite.

En pratique, le revenu est souvent poussé jusqu'à l'apparition de *sorbite*. Quand il est jugé suffisamment avancé, on peut l'arrêter et le fixer par une trempe.

Le *recuit* consiste à chauffer un acier trempé à une température *supérieure* au point de transformation, puis à le laisser refroidir assez lentement pour produire la transformation complète et obtenir l'état d'équilibre indiqué sur le diagramme pour la température ordinaire. Il suffit en général de chauffer le métal pendant deux heures et de le laisser refroidir pendant dix ou douze.

Le recuit fait ainsi disparaître entièrement l'effet de la trempe.

Il faut ajouter qu'il agit également sur les aciers non trempés, mais écrouis; il fait disparaître l'écrouissage (2).

1. Mémoire cité, p. 643 et 711.

2. L'explication précédente de la trempe, basée sur les phénomènes *physico-chimiques* qui se produisent pendant le refroidissement, n'est sans doute pas complète.

Dans un solide quelconque brusquement refroidi, il se produit généralement des

CONSTITUTION DES ALLIAGES RENFERMANT $C > 2 \%$ (FONTES).

303. L'étude des fontes industrielles présente de grandes difficultés. Nous savons — voir les analyses [274] — que ces fontes renferment presque toujours des quantités notables de corps, comme le silicium, le manganèse, dont le rôle est considérable et qui ont singulièrement obscurci les premières recherches.

Il importe tout d'abord d'étudier ce qui se passe avec des alliages ne renfermant que du fer et du carbone, soit en choisissant des fontes particulièrement pures (par exemple certaines fontes de Suède, obtenues au charbon de bois), soit en saturant à la température de fusion, avec du charbon pur, du fer doux également pur.

C'est ainsi qu'ont été faits une série de travaux (*) dont nous allons résumer les résultats essentiels.

La constitution des fontes dépend tout d'abord de la vitesse avec laquelle se produit la solidification de l'alliage fondu. Si elle est rapide, il se dépose de la cémentite; on obtient des fontes blanches. Si elle est lente, il se dépose du graphite; on obtient des fontes grises.

Il faut donc considérer deux cas.

304. Solidification rapide. Production de cémentite. — Le liqui-

tensions; celles-ci sont sans doute considérables dans les aciers trempés parce que les transformations (transformation allotropique du fer γ en fer β , recalescence) se font avec des changements de volume notables. L'existence de ces tensions doit jouer un rôle important dans les propriétés des métaux trempés; elle a fait souvent rapprocher la trempe de l'écroutissage.

Il suffira ici d'indiquer l'existence de ces phénomènes.

I. CARPENTER et KEELING. Intervalles de solidification et de transformation des alliages de fer et de carbone, *Revue de Métallurgie*, I (1904), p. 428. — WUSTR. Contribution à l'étude des alliages de fer et de carbone à haute teneur en carbone. *id.*, III (1906), p. 379; Formation du graphite, *id.*, III (1906), p. 443 et IV (1907), p. 134. — SAUVEUR. Constitution des alliages fer-carbone, *id.*, III (1906), p. 804. — BENEDICKS. Équilibre et structure du système fer-carbone, *id.*, IV (1907), p. 135. — GØRENS. État de nos connaissances sur la solidification et le refroidissement des alliages fer-carbone, *id.*, III (1906), p. 527; Sur la constitution de la fonte, *id.*, III (1906), p. 609. — CHARPY. Sur la solubilité du graphite dans le fer, *id.*, V (1908), p. 77. — Voir aussi l'exposé de PORTEVIN, *id.*, IV (1907), p. 993.

du comprend alors deux branches A'B, BD (fig. 106) qui se coupent au point *eutectique* B ($C \approx 4,5$ environ). Le solidus est l'horizontale eutectique EBd (environ 1130°).

Ces lignes continuent le diagramme donné précédemment pour les alliages $C < 2 \%$ (fig. 105).

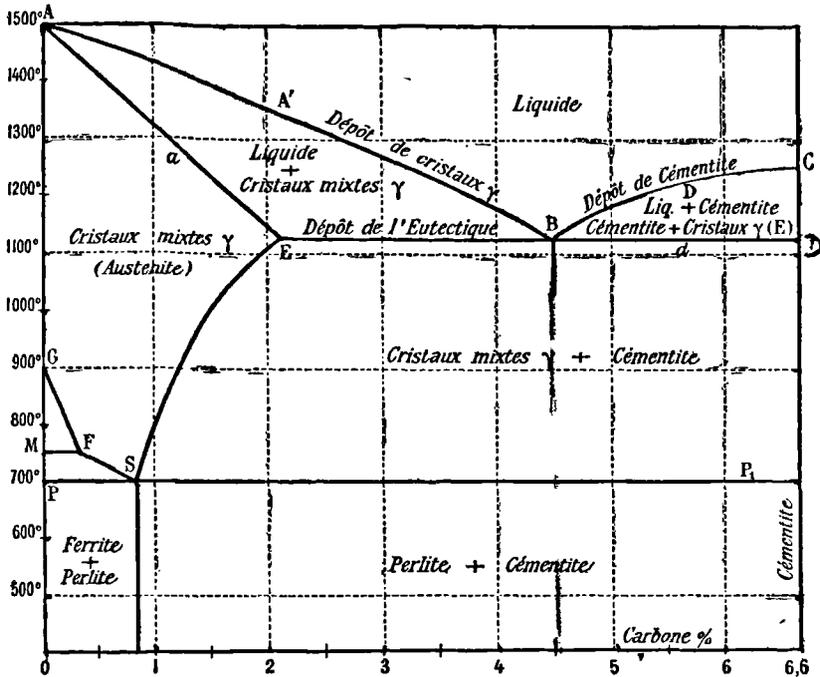


Fig. 106. — Alliages FER-CARBONE. Diagramme du système à CÉMENTITE.

BD correspond au dépôt de *cémentite* ; A'B au dépôt de *cristaux mixtes* γ . Pendant la solidification, tout se passe comme dans le cas général d'un eutectique de solutions solides [100].

La solidification terminée (un peu au-dessous de 1130°), un alliage *hypo-eutectique* ($C < 4,5$) est formé de cristaux mixtes E, renfermant un peu plus de 2 % de carbone, noyés dans l'eutectique B

cémentite + cristaux mixtes E.

Un alliage *hyper-eutectique* ($C > 4,5$) est formé de cémentite entourée du même eutectique.

Si le refroidissement *continue à être rapide* jusqu'à la température ordinaire (trempe), cette structure est immobilisée, les cristaux γ donnent de la martensite, et le métal entièrement refroidi montre, soit des noyaux de *martensite* à 2 %, soit des cristaux de *cémentite*, au milieu d'un eutectique

cémentite + martensite E.

Au contraire, si la fonte, solidifiée tout d'abord brusquement et amenée vers 1 100°, est *ensuite* refroidie *lentement*, nous observons les transformations qui ont été décrites dans les aciers [300]. Les cristaux mixtes γ à 2 %, aussi bien ceux qui sont isolés que ceux qui font partie de l'eutectique, rejettent de la cémentite (ligne ES) et s'appauvrissent en carbone; à 700°, ils ne renferment plus que C = 0,85 et se transforment en *perlite* (recalescence). La fonte est alors constituée par un mélange de cémentite et de perlite (Pl. XVIII, phot. 65) : c'est une fonte blanche.

La réunion des lignes de solidification précédentes et de la fig. 105 constitue le *diagramme* (fig. 106) correspondant à la formation de *cémentite* dans l'alliage liquide.

Remarquons que la ligne BD, courbe de dépôt de la cémentite, combinaison définie, doit présenter un *maximum* C pour l'alliage Fe³C renfermant 6,6 % de carbone [93]. On n'a pas pu l'observer expérimentalement à cause de la décomposition de la cémentite dont nous parlerons bientôt [306].

305. Solidification lente. Production de graphite. — Par solidification suffisamment lente, les fontes liquides ne laissent pas déposer de la cémentite, mais du *graphite*.

Les courbes de solidification (fig. 107) ont la même allure que dans le cas précédent. La courbe BD, qui représentait le dépôt de la cémentite, est remplacée par une courbe B'D' (1) qui représente le dépôt du graphite; c'est aussi la courbe de solubilité du graphite dans la fonte liquide. Il n'y a rien de changé en ce qui concerne la sépara-

1. Les lignes correspondant aux équilibres avec le graphite sont en traits interrompus.

tion des *cristaux mixtes* γ , représentée par la même ligne AA'B'; mais la solidification se termine par la formation d'un eutectique B' graphite + cristaux mixtes E'.

L'horizontale eutectique menée par B' rencontre la ligne Aa, solidus des cristaux γ , en E', point qui donne la composition limite de ces cristaux (C = 2 environ).

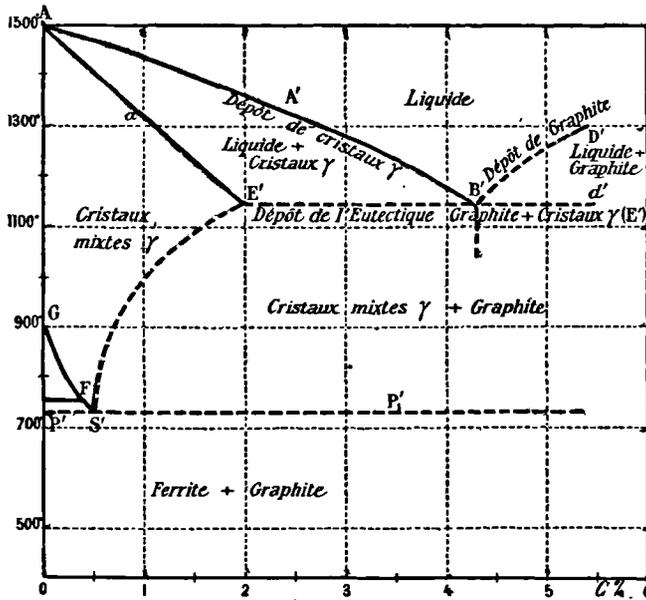


Fig. 107. — Alliages FER-CARBONE. Diagramme du système à GRAPHITE.

Le graphite, se produisant par solidification lente, doit correspondre à un état d'équilibre *plus stable* que la cémentite. Un liquide qui, par suite d'un refroidissement trop rapide, laisse déposer de la cémentite, doit alors être considéré comme une solution *sursaturée* par rapport au graphite; sa température doit être inférieure à celle où le graphite se dépose.

Il en résulte que les lignes B'D' et E'B'd', correspondant au dépôt de graphite, doivent être situées *au-dessus* des lignes BD et EBd, correspondant au dépôt de cémentite. C'est ce qu'indique la fig. 108 où les deux diagrammes sont réunis.

Les deux systèmes de lignes sont très rapprochés. La différence entre les températures eutectiques ne dépasse pas 20° (Charpy) : l'eutectique *cémentite + cristaux mixtes E* se produit vers 1130° , il renferme $C = 4,5$; l'eutectique *graphite + cristaux mixtes E'* se produit vers 1150° , il renferme $C = 4,3$.

Les points E et E' sont très voisins ; les cristaux mixtes E' renferment un peu moins de 2 % de carbone.

Équilibre entre le graphite et les cristaux mixtes aux températures inférieures à 1150° . — Aussitôt la solidification lente achevée, un peu au-dessous de 1150° , les fontes sont ainsi constituées par un eutectique

graphite + cristaux mixtes E',

entourant soit des cristaux mixtes E', dans les fontes hypo-eutectiques ($C < 4,3$), soit du graphite, dans les fontes hyper-eutectiques ($C > 4,3$).

Si, on les *trempe* à cette température, les cristaux mixtes se transforment en martensite, et la fonte montre au microscope un eutectique GRAPHITE + MARTENSITE, entourant soit de la martensite, soit des cristaux de graphite.

Si, au contraire, le refroidissement au-dessous de 1150° continue *très lentement*, les cristaux mixtes γ en contact avec le graphite, aussi bien ceux qui sont isolés que ceux faisant partie de l'eutectique, vont changer de composition, rejeter du graphite et s'appauvrir en carbone. Nous observerons des **équilibres entre les cristaux mixtes et le graphite**, de même que nous avons observé précédemment des équilibres entre les *cristaux mixtes et la cémentite* (courbe ES de la fig. 106).

La courbe E'S' (fig. 107 et 108) qui représente ce nouvel équilibre, véritable courbe de solubilité du graphite dans les cristaux γ , a pu être déterminée par différents procédés (Charpy) :

1° Laisser solidifier et refroidir très lentement une fonte ; maintenir plusieurs heures à la température voulue ; tremper à l'eau pour fixer la structure, qui a eu le temps de prendre sa forme d'équilibre ; déterminer par l'analyse chimique le carbone *total* et le *graphite* : la différence donne le carbone *dissous* ou composition des cristaux mixtes à la température employée.

2° Inversement, prendre une fonte *grise* qui a été très lentement refroidie et dont la plus grande partie du carbone est à l'état de graphite, la réchauffer et la maintenir plusieurs heures à la température voulue : le graphite libre se dissout et sature le fer γ . Continuer comme plus haut.

3° Enfin on peut encore, comme nous allons le voir, utiliser le recuit de la fonte blanche.

Ces différents procédés ont donné des résultats suffisamment concordants représentés par E'S'. Comme les courbes de solidification et pour la même raison, cette courbe E'S' relative au graphite, forme stable, est tout entière située *au-dessus* de la courbe ES relative à la cémentite, forme moins stable (fig. 108).

Elle coupe GFS, courbe d'équilibre entre les cristaux mixtes et le fer pur, en un point S' auquel devrait correspondre un *eutectoïde ferrite-graphite* ; aux températures inférieures, l'état d'équilibre définitif devrait comprendre les deux seules phases *ferrite* et *graphite*. En fait, un tel eutectoïde n'a jamais été observé. C'est qu'en effet, à ces températures relativement basses, inférieures à 800°, les équilibres avec graphite ne s'établissent qu'avec une lenteur extrême. Or, pour produire la structure caractéristique en lamelles très fines, il faut une séparation *rapide* des constituants ; si au contraire la séparation est *lente*, les constituants tendent à se rassembler en gros cristaux et ne restent pas enchevêtrés.

L'ensemble de toutes ces lignes (fig. 107) forme le *diagramme* des états d'équilibre où intervient le *graphite*.

D'après ce diagramme, les alliages renfermant $C < 2$ devraient, après refroidissement lent, être formés de ferrite + graphite. Nous avons vu, en étudiant les aciers [300], qu'en réalité ils ne renferment généralement pas de graphite.

Pour lever cette contradiction, il nous faut examiner d'un peu plus près les conditions de stabilité de la cémentite.

306. Circonstances de formation et de décomposition de la cémentite. Recuit des fontes blanches. — La cémentite se forme, soit aux dépens du liquide, par refroidissement rapide, soit aux dépens des cristaux mixtes γ .

Elle peut se transformer spontanément en système à graphite. C'est ce que l'on observe dans le *recuit des fontes blanches*.

On sait en effet [304] qu'une fonte blanche est formée, entre 1 130° et 700°, de cémentite et de cristaux mixtes dont la composition est représentée par la courbe SE (fig. 106 et 108).

On sait aussi [275-286] qu'un recuit *prolongé*, surtout aux températures élevées, vers 1 000°, transforme cette fonte blanche en *fonte malléable*, et fait apparaître du *carbone de recuit*, c'est-à-dire du *graphite* sous une forme extrêmement divisée. Pendant cette opération, la cémentite disparaît; elle se décompose en cristaux mixtes γ et graphite. Ces deux phases se mettent en équilibre et les cristaux γ prennent la composition qui correspond à la ligne S'E'.

On n'observe jamais la formation inverse de cémentite aux dépens du graphite et des cristaux mixtes. La transformation



n'est donc réversible à aucune température.

Le système renfermant du graphite apparaît ainsi comme *plus stable* que celui renfermant de la cémentite.

La transformation de la cémentite est facilitée par la présence d'un germe de graphite servant d'amorce, et par une élévation de température qui augmente beaucoup la vitesse de réaction.

Au-dessus de 1 000°, elle peut s'amorcer spontanément et se poursuivre avec une vitesse notable (recuit des fontes blanches). Au contraire, à température plus basse, la vitesse de transformation est faible, et même, en l'absence de germe de graphite, la cémentite peut se conserver indéfiniment comme un liquide en surfusion.

Ceci permet de serrer d'un peu plus près ce qui se passe effectivement pendant la solidification des alliages fer-carbone.

Dans les alliages renfermant moins de 2 % de carbone, la cémentite ne se forme pas aux dépens du liquide, mais seulement aux dépens des cristaux mixtes γ et toujours au-dessous de 1 100°. A ces températures, la transformation de la cémentite est assez lente; en l'absence de germe de graphite, elle ne s'amorce généralement pas d'elle-même. Dans ces produits, qui sont les aciers courants (la teneur

en carbone des aciers industriels ne dépasse guère 1 %), on n'observe donc pas de graphite, mais seulement le système à cémentite.

Dans les alliages renfermant plus de 2 % de carbone, solidifiés rapidement, la cémentite peut se former aux dépens du liquide à la température eutectique de 1130°, ou à plus haute température pour les fontes hyper-eutectiques ($C > 4,5$). A ces températures la transformation de la cémentite est rapide et s'amorce *spontanément*. On peut l'empêcher cependant par un refroidissement rapide, qui fait atteindre très vite la température de 1000° au-dessous de laquelle la transformation s'amorce difficilement : on peut alors observer les équilibres avec cémentite (1°).

Si au contraire la solidification est lente, la cémentite qui se dépose tout d'abord dans les alliages fondus a le temps de se transformer au fur et à mesure de sa production, et l'on observe les équilibres entre liquide et graphite (courbe B'D'). La masse entièrement solidifiée est formée de graphite et de cristaux mixtes à environ 2 %; ceux-ci, entre 1100° et 750°, rejettent de la cémentite dont la transformation, même aux températures relativement basses, est rendue possible par suite de la présence préalable du graphite. Donc, avec un refroidissement assez lent, ou un *recuit* assez prolongé, on obtient les équilibres avec graphite le long de E'S'.

On a pu ainsi observer des alliages intégralement formés de *ferrite* et de *graphite*; mais il faut pour cela une vitesse de refroidissement exceptionnellement faible. Aux températures inférieures à 800°, la transformation de la cémentite, même amorcée, est en effet très lente; il est rare qu'elle soit complète, et dans les fontes, même lentement refroidies, le carbone ne se trouve pas tout entier à l'état de graphite : une petite partie reste sous forme de cémentite non transformée. L'alliage montre à la fois trois phases : ferrite, graphite, cémentite.

1. Lorsque la teneur en carbone est élevée, la température de solidification dépasse notablement 1130°, et la transformation de la cémentite devient trop rapide pour qu'on puisse réaliser un refroidissement assez brusque, capable de l'empêcher.

Ainsi, avec une fonte à 6,6 % de carbone, ayant par suite la composition de la cémentite pure, on ne peut provoquer un refroidissement assez rapide pour obtenir uniquement de la cémentite homogène; il se fait toujours du graphite. Il en résulte que la courbe de solidification BDC (fig. 108), relative au dépôt de la cémentite, n'a pu être observée jusqu'au maximum.

307. La cémentite est une forme labile. — On voit que, dans aucune circonstance, la *cémentite* ne représente une forme *définitivement stable*. Elle tend toujours à se transformer plus ou moins rapidement en système à graphite; néanmoins, elle donne lieu à des transformations qui lui sont propres, on peut observer ses équilibres avec d'autres phases. On dit que c'est une forme métastable ou *labile*.

Des exemples analogues ne sont pas rares. Un des plus connus est celui du *phosphore* : sa vapeur donne par refroidissement lent le phosphore rouge, forme stable, et par refroidissement rapide le phosphore blanc, forme labile, qui peut néanmoins, sans subir la transformation allotropique, fondre, se solidifier, se dissoudre et se vaporiser en donnant lieu à des équilibres.

Rappelons aussi ce qui se passe dans les alliages *cuivre-étain* renfermant $\text{Sn} > 65$ [197-200]. L'état définitivement stable correspond à la présence du constituant H (CuSn); mais celui-ci ne se forme qu'avec une vitesse particulièrement faible; dans les conditions ordinaires de refroidissement, un autre constituant Cu^3Sn persiste à l'état d'équilibre labile.

DIAGRAMME GÉNÉRAL.

308. Résumé. — Résumons tous les résultats auxquels nous sommes arrivés en étudiant la constitution des alliages fer-carbone.

A. — Ces alliages sont caractérisés par l'existence de deux systèmes de phases, systèmes inégalement stables :

1° Le système moins stable ou *labile*, à *cémentite*. Il comprend les phases suivantes : liquide, cristaux mixtes γ , fer β , fer α ou ferrite et cémentite.

Son diagramme est représenté fig. 106. A la température ordinaire il donne

ferrite + cémentite.

2° Le système *stable*, à *graphite*. Il comprend les phases suivantes : liquide, cristaux mixtes, fer β , ferrite et graphite.

Son diagramme est représenté fig. 107. A la température ordinaire il donne

ferrite + graphite.

B. — Le diagramme complet (fig. 108) est formé par la superposition de ces deux diagrammes partiels.

Pendant le refroidissement d'un alliage, c'est le système labile, à cémentite, qui s'établit tout d'abord ; il tend ensuite à se transformer

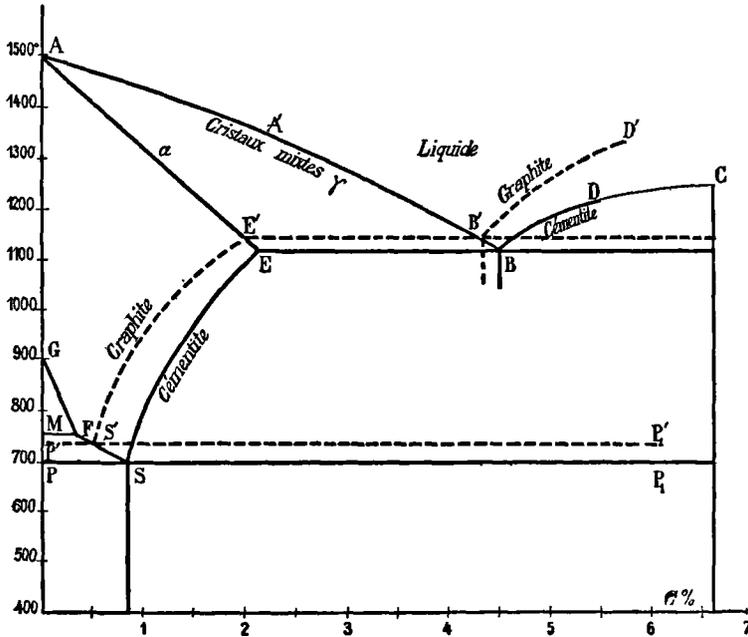


Fig. 108. — Alliages FER-CARBONE. Diagramme général.
 Système labile, à cémentite.
 Système stable, à graphite.

en système stable, à graphite (1). Cette transformation est facilitée par une température élevée et par la présence du graphite. Au-dessus de 1000°, elle peut se produire spontanément ; au-dessous, elle est plus

1. Le fait que ce n'est pas la forme la plus stable qui prend naissance immédiatement n'est pas un phénomène exceptionnel ; il semble au contraire que ce soit un cas très fréquent, sinon général. Il suffira de rappeler, parmi beaucoup d'autres, l'exemple de l'iode mercurique ; lorsqu'il se forme à l'état solide, à la température ordinaire, à partir de sa vapeur ou d'une dissolution quelconque, il prend toujours, en premier lieu, la forme jaune qui se transforme ultérieurement en variété rouge, définitivement stable (voir la note, p. 131).

lente et a besoin d'être amorcée ; enfin, aux températures suffisamment basses, elle ne se produit pratiquement plus.

C. — Dans les alliages à moins de 2 % de carbone, on n'observe que le système labile, à cémentite. Dans les alliages à plus de 2 % de carbone, la transformation en graphite est plus ou moins complète suivant la vitesse de la solidification et du refroidissement ; en général, on obtient à la fois les phases correspondant aux deux systèmes, c'est-à-dire graphite, cémentite et ferrite (sous forme de perlite).

La présence de trois phases dans les fontes grises montre bien qu'il n'y a pas équilibre stable et définitif, puisque, d'après la loi des phases, un système de deux corps indépendants, en équilibre à une température et à une pression *quelconques*, ne peut comporter plus de deux phases [81].

309. Influence du silicium et du manganèse. — On sait [274] que des éléments autres que le fer et le carbone existent généralement en proportion notable dans les fontes industrielles et jouent un rôle important.

Le *silicium* favorise la séparation du graphite et tend ainsi à donner des fontes grises. Son action paraît être celle d'un *catalyseur* : il augmente la vitesse de décomposition de la cémentite et facilite l'établissement de l'équilibre stable à graphite [348]. Les fontes grises renferment généralement du silicium.

Le *manganèse* a une influence inverse ; il s'oppose au contraire à la séparation du graphite et conduit à la production de fontes blanches. La présence de 1 % de manganèse suffit pour empêcher la formation du carbone de recuit et maintenir l'existence du système à cémentite. Le manganèse entre dans la cémentite sous forme d'un carbure double qui serait alors plus stable que la cémentite simple.

On peut aussi concevoir cette action du silicium et du manganèse d'une façon un peu différente.

Dans les alliages qui ne renferment que du fer et du carbone, les lignes d'équilibre SEB et S'E'B' (fig. 108), correspondant aux deux systèmes, sont très voisines. La présence d'éléments étrangers doit modifier leur position respective. Si nous imaginons par exemple que la présence du manganèse les rapproche, leur position pourra tout d'abord se confondre pour une teneur suffisante en Mn, puis être intervertie,

la ligne SEB passant au-dessus de S'E'B'. C'est alors le système à cémentite qui sera le plus stable, et la cémentite ne pourra plus se décomposer; on expliquerait ainsi l'impossibilité d'obtenir du graphite quand la teneur en manganèse est un peu élevée.

Les autres éléments étrangers ajoutés à la fonte produisent des actions analogues; les uns (aluminium, nickel) se comportent comme le silicium et facilitent la formation du graphite; les autres (chrome) se comportent comme le manganèse et s'y opposent.

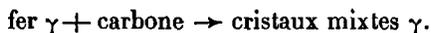
310. Rôle de la pression. — Les diagrammes précédents ont été établis en supposant la pression constante, égale à la pression atmosphérique.

On sait que les équilibres entre liquides ou solides ne sont influencés d'une manière appréciable que par de très grandes variations de pression [84]. De telles variations peuvent précisément être produites dans les alliages fer-carbone par des traitements mécaniques (martelage, cisailage) et aussi par certains traitements thermiques: ainsi le refroidissement brusque fait naître des pressions et des tensions internes souvent considérables (voir [302], note).

Leur rôle dans les équilibres est certain, mais il n'est pas encore connu.

311. Application du diagramme à la cémentation. — Nous avons vu [306] que la transformation de la cémentite en système à graphite n'est pas réversible et que, par suite, la cémentite ne peut pas se former à partir du fer et du carbone.

Si donc la cémentation par le carbone pur est possible [280], elle ne doit pas donner directement de la cémentite, mais bien des cristaux γ :



Il faut pour cela opérer à une température telle que le point figuratif soit au-dessus de la ligne de séparation du graphite P'S'E' (fig. 107).

Pratiquement, la cémentation revient toujours à l'action sur le fer d'un composé gazeux du carbone (oxyde, cyanogène, etc.). Le carbone entre encore en solution à l'état de cristaux γ .

La cémentite que l'on trouve après cémentation est donc un produit

secondaire, rejeté ultérieurement (ligne ES du diagramme) par les cristaux γ primitivement formés.

PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DES ACIERS

312. Aciers normaux ou recuits. — Dans les aciers usuels, la teneur en carbone dépasse rarement 1 %. C'est de ceux-là seulement que nous nous occuperons.

En même temps que croît la proportion de carbone (de 0 à

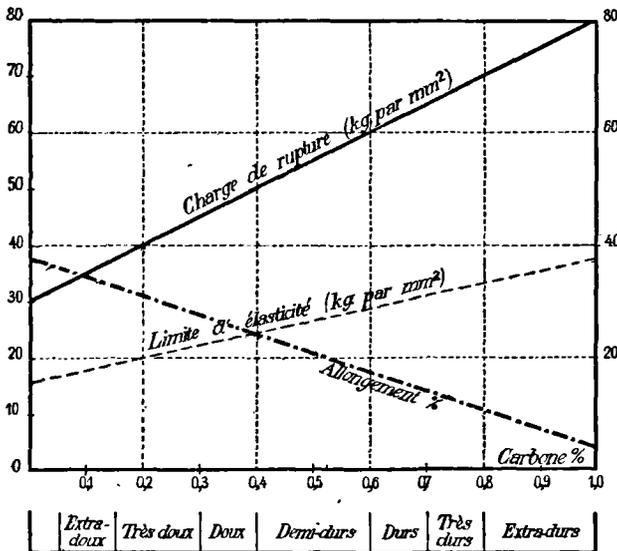


Fig. 109. — Propriétés mécaniques des ACIERS ORDINAIRES.

1 %) la résistance à la rupture augmente et l'allongement diminue. La limite élastique est sensiblement égale à la moitié de la charge de rupture.

En opérant avec des métaux purs, essayés dans des conditions comparables, après recuit complet (chauffe à 900° et refroidissement lent), M. Deshayes (1) a obtenu des résultats que résume le diagramme de la fig. 109.

1. *Annales des Mines*, 7^e série, 15 (1879), p. 326.

On voit que la résistance à la traction ou charge de rupture R part de 30 kg et croît jusqu'à 80. L'allongement décroît de 38 % jusqu'à moins de 5 % (').

Ce diagramme se rapporte à des alliages purs, ne renfermant à peu près que du fer et du carbone.

Les aciers commerciaux pourront souvent donner des résultats différents.

Les autres corps qu'ils contiennent presque toujours, manganèse, silicium, soufre et phosphore, contribuent en effet, comme le carbone et dans des proportions différentes, à modifier la charge de rupture. Différentes formules empiriques ont été proposées pour donner cette charge en fonction de la composition complète.

D'autre part, les propriétés mécaniques dépendent beaucoup des traitements supportés par le métal. On sait que l'écroutissage produit par une déformation permanente (travail au laminoir, par exemple) augmente beaucoup la charge de rupture et diminue les allongements [11].

313. Aciers trempés. — Nous avons dit [302] en quoi consiste l'opération de la trempe et les modifications de structure qu'elle entraîne : les aciers recuits sont formés de cémentite et de ferrite ; la trempe donne de la martensite. Elle ne change pas seulement la nature du constituant ; elle modifie en même temps la structure et donne un grain fin, ce qui améliore en général les propriétés.

La trempe a peu d'action sur les aciers peu carburés ; elle ne produit d'action notable que pour des teneurs en carbone dépassant 0,3 %.

Au point de vue mécanique, ses effets sont les suivants :

Augmentation de la charge de rupture et surtout de la limite élastique ;

Diminution de l'allongement ;

Augmentation de la dureté et de la fragilité.

1. Dans les fontes, où la teneur en carbone dépasse notablement 1 %, l'allongement reste à peu près nul et la résistance mécanique devient faible :

		R	A %
Fonte blanche	C = 3,5	10 kg	0
Fonte grise	C = 4 Si = 2	20	1

Voici, par exemple, quelques chiffres relatifs à un même acier mi-dur, avant et après trempe :

	Non trempé.	Trempé.
R	60	60
E	35	90
A°/o	19	11

Entre la résistance R_t d'un acier fortement trempé et la résistance R du même métal recuit, on peut admettre la relation empirique suivante :

$$R_t = R + 0,92 (R - 32).$$

Cette formule ne représente évidemment qu'une approximation grossière.

Les effets de la trempe dépendent d'ailleurs de toutes les circonstances de l'opération, en particulier de la vitesse du refroidissement.

Si celui-ci n'est pas trop rapide, la trempe est *douce* ; elle donne les constituants de transition, troostite, sorbite, et les propriétés mécaniques sont intermédiaires entre celles du métal recuit et celles du métal fortement trempé.

Une trempe *vive*, surtout avec les aciers très carburés, donne souvent un métal hétérogène en développant irrégulièrement des tensions internes, dangereuses pour la solidité des pièces. On les fait disparaître par le *revenu*. Cette opération donne une structure plus homogène, atténuée plus ou moins, au point de vue mécanique, les effets de la trempe.

CHAPITRE XXIII

ACIERS SPÉCIAUX

314. Généralités. — On appelle *acier spécial* un alliage de fer, à faible teneur en carbone (généralement moins de 1 %), auquel on a ajouté *intentionnellement* un ou plusieurs autres éléments. Si l'acier renferme un seul élément nouveau, il est dit *ternaire* ; s'il en renferme deux, il est *quaternaire*.

Les corps que l'on introduit ainsi dans les principaux aciers spéciaux employés actuellement sont : le *nickel*, le *manganèse*, le *tungstène*, le *chrome*, le *silicium*, le *vanadium*.

Rappelons [281] que les aciers *ordinaires* industriels ne sont pas des alliages fer-carbone purs ; ils renferment presque toujours d'autres éléments, soufre, phosphore, silicium, manganèse, dont l'influence sur les propriétés n'est pas négligeable. Tant que ces éléments, impurétés provenant de la préparation, sont en proportions assez faibles, l'acier n'est pas considéré comme spécial.

L'introduction des aciers spéciaux dans l'industrie date de 1888, avec l'acier au manganèse de M. Hadfield. Depuis, leur emploi s'est beaucoup développé ; ils ont aujourd'hui une importance industrielle considérable.

Préparation. — Les aciers spéciaux sont préparés par simple mélange, soit au *four Martin* quand il s'agit de grandes masses, soit plus généralement au *creuset*. On introduit d'abord de l'acier ordinaire, puis l'autre élément, soit à l'état libre (nickel), soit à l'état d'alliages de fer, à teneur plus ou moins élevée.

Ces derniers alliages (*fontes spéciales, ferro-tungstènes, ferro-chromes*, etc.) sont obtenus en réduisant un mélange convenable d'oxydes soit au haut-fourneau, soit au four électrique, soit parfois par l'aluminium (procédé Goldschmidt). Les produits que donne le haut-fourneau sont en général très carburés et peu riches en élément spécial ; celui-ci apporte donc avec lui, dans la fabrication de l'acier, une assez grande quantité de carbone. Si l'on veut obtenir des aciers peu carburés, il faut au contraire partir d'alliages riches, obtenus soit par aluminothermie (ils ne renferment alors pas de carbone), soit par le four électrique ; dans ce dernier cas, la teneur en carbone est souvent élevée, mais on peut la diminuer par un affinage.

Constitution. — L'étude systématique des *équilibres*, dans les alliages *ternaires* à base de fer et de carbone de toute composition, est très peu avancée.

D'une part, en effet, on commence seulement à connaître quelques alliages *binaires* du fer pur avec un autre métal (nickel, cobalt, manganèse, cuivre, étain, aluminium, etc.). D'autre part, nous avons vu les difficultés que présente l'étude des alliages binaires fer-carbone, par suite surtout de la lenteur avec laquelle les équilibres s'établissent ; les difficultés de cet ordre sont encore exagérées dans certains aciers spéciaux (par exemple les aciers irréversibles).

Toutefois, d'assez nombreux travaux ont été faits sur les aciers industriels, c'est-à-dire sur les alliages dans lesquels la teneur en carbone ne dépasse généralement pas 1 % et la teneur en élément spécial, 30 %. Nous citerons surtout ceux de M. Guillet⁽¹⁾ qui a étudié systématiquement la *structure micrographique* des alliages compris dans ces limites de composition, après refroidissement normal, ou après les différents traitements thermiques usuels ; ses résultats sont résumés dans des diagrammes d'un grand intérêt pratique.

Dans l'étude que nous allons faire des principaux aciers spéciaux,

1. *Revue de Métallurgie*. Aciers au silicium, I (1904), p. 46 ; au manganèse, 90 ; au chrome, 156 ; au tungstène, 263 ; au molybdène, 390 ; à l'étain, 500 ; au titane, 506 ; au vanadium, 525 ; à l'aluminium, II (1905), p. 312 ; au cobalt, 348 ; nickel-manganèse, 825 ; nickel-vanadium, 870 ; chrome-nickel, III (1906), p. 462 ; nickel-silicium, 558 ; nickel-étain, IV (1907), p. 535 ; au bore, 784.

Voir aussi L. RÉVILLON, *Les Aciers spéciaux*, Gauthier-Villars.

nous donnerons ces diagrammes, après avoir indiqué, quand il y aura lieu, la constitution des alliages binaires formés par le fer avec l'élément spécial.

ACIERS AU NICKEL

315. Préparation. — On prépare industriellement des aciers à toutes teneurs comprises entre 0,5 et 50 % de nickel.

Ce métal est introduit soit à l'état pur, soit sous forme de déchets d'acier au nickel ; le nickel ne se perd pas à la fusion et se retrouve intégralement dans la coulée. On emploie couramment le four Martin pour les aciers à basse teneur. Les aciers à haute teneur se font de préférence au creuset.

CONSTITUTION.

316. Alliages binaires fer-nickel. — Les alliages renfermant du fer et du nickel présentent, pendant le refroidissement ou le réchauffement, des *transformations* très intéressantes qui ont été étudiées par de nombreux auteurs, en particulier par MM. Guillaume (1), Osmond (2), Dumas (3), Guertler et Tammann (4).

Transformation magnétique. — Alliages irréversibles. — De toutes les propriétés qui varient pendant ces transformations, celle dont la modification est la plus notable et la plus facile à constater est le *magnétisme*.

On sait [297] que le fer *pur* devient très peu magnétique quand on le chauffe à 750° (point A₂) ; au refroidissement, il redevient ferromagnétique à peu près à la même température. La transformation est réversible.

1. Recherches sur les Aciers au Nickel, dans *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 459. — *Revue générale des Sciences*, **14** (1903), p. 705 et 764.

2. *Comptes Rendus*, **126** (1898), p. 1352 ; **128** (1899), p. 304, 1395. — *Revue générale des Sciences*, **14** (1903), p. 863.

3. *Comptes Rendus*, **129** (1899), p. 42. — *Revue générale des Sciences*, **14** (1903), p. 810.

4. *Zeits. f. anorg. Chemie*, **45** (1905), p. 205.

Par addition de nickel jusqu'à la teneur d'environ 30 %, le point de transformation magnétique A_2 s'abaisse, mais en même temps il se *dédouble* : il n'est plus le même au *refroidissement* et au *réchauffement*.

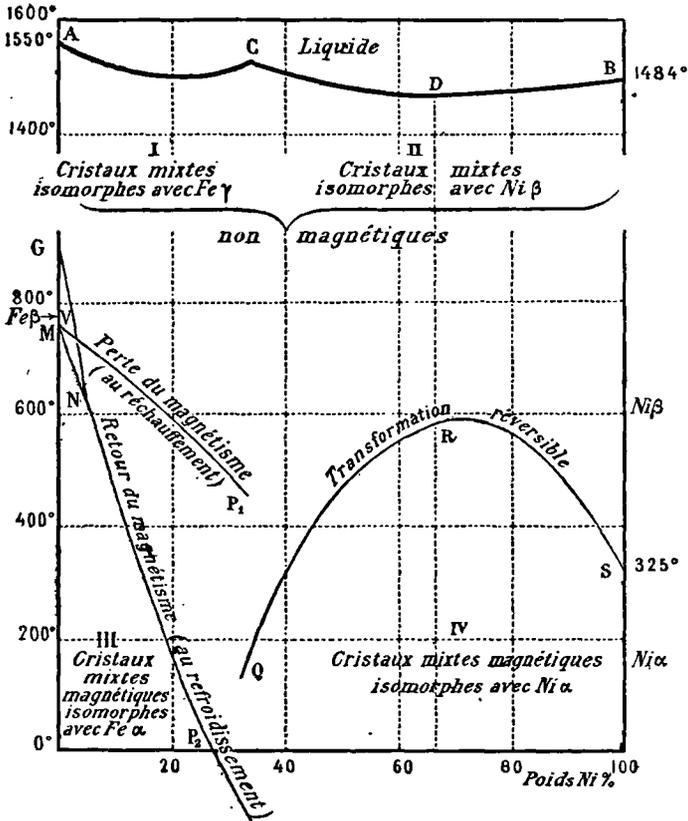


Fig. 110. — Alliages FER-NICKEL.
Diagramme.

ment, et la différence peut atteindre 500°. Le phénomène doit être représenté par deux courbes (fig. 110); l'une supérieure MP_1 donne la température à laquelle le magnétisme *disparaît au réchauffement*; l'autre inférieure MP_2 donne celle à laquelle le magnétisme *reparaît au refroidissement*. Ainsi, l'alliage $Ni = 20$ devient non magnétique

quand on le chauffe à 600° ; par refroidissement, il retrouve son magnétisme seulement au-dessous de 200°.

Pour les teneurs voisines de Ni = 25, le point de transformation magnétique au refroidissement est très bas ; les alliages restent *non magnétiques à la température ordinaire* ; mais ils peuvent redevenir magnétiques par un refroidissement plus énergique, par exemple dans la neige carbonique ou l'air liquide.

Les alliages Ni < 30, dont le point de transformation magnétique est ainsi dédoublé, sont dits *irréversibles* ; à une même température, ils peuvent exister à l'état magnétique ou non magnétique suivant les traitements subis antérieurement.

Au contraire, pour des teneurs supérieures à 30 % et jusqu'au nickel pur, la transformation magnétique est *réversible* ; elle se produit à la même température au refroidissement et au réchauffement, et elle se représente par *une seule* branche de courbe QRS qui rejoint le point S (325°) de transformation du nickel pur [253].

Solidification. — D'après MM. Guertler et Tammann, la courbe de solidification se compose de deux branches AC et CDB (fig. 110), se coupant au point C, pour Ni = 35 environ. Quelle que soit la teneur en nickel, l'alliage se solidifie à peu près comme un des métaux purs, c'est-à-dire à température constante et sans modification sensible de composition : le *solidus* est pratiquement confondu avec le *liquidus*.

De cette forme du diagramme de solidification, on peut conclure à la formation de *deux solutions solides cristallographiquement différentes*. L'une, correspondant à la branche AC du liquidus, est isomorphe avec le fer γ non magnétique ; l'autre, correspondant à la branche CDB, est isomorphe avec le nickel β également non magnétique. Le fer γ et le nickel β ne sont donc pas entièrement isomorphes puisqu'ils forment des cristaux mixtes distincts. Entre les deux séries, il n'existe pas de lacune appréciable ; la limite commune (composition du point C) correspond à peu près à la séparation entre les alliages non réversibles et les alliages réversibles.

Diagramme. — L'ensemble formé par la courbe de solidification et les courbes de transformation magnétique constitue le *diagramme*

des alliages fer-nickel (fig. 110). Outre le domaine du liquide, il comprend les régions suivantes :

- I. — Cristaux mixtes peu magnétiques, isomorphes avec $Fe\gamma$;
- II. — — — — — isomorphes avec $Ni\beta$;
- III. — — — — — ferromagnétiques, isomorphes avec $Fe\alpha$;
- IV. — — — — — isomorphes avec $Ni\alpha$ (1).

Pour être complet, il faut ajouter la région V, domaine des alliages à fer β . C'est un très petit triangle tel que GMN. D'après M. Osmond, en effet, le point A_3 du fer (transformation réciproque des variétés β et γ) s'abaisse rapidement, suivant GN, par addition de nickel; il rejoint le point de transformation magnétique A_2 (ligne MN) pour $Ni = 4$ environ.

Dans ce diagramme, la région P_1MP_2 ne doit pas correspondre à de véritables états d'équilibre; la transformation irréversible peut être considérée comme la transformation magnétique ordinaire se produisant avec un retard considérable.

317. Aciers au nickel (alliages ternaires). Métallographie. — L'étude précédente a montré que le nickel peut entrer en solution solide avec le fer pur.

Dans les aciers au nickel, les réactifs chimiques dissolvent toujours le nickel en même temps que le fer; d'autre part, à l'examen microscopique, on ne trouve que les constituants déjà connus, définis par leurs réactions micrographiques habituelles [291]. Le nickel ne forme donc pas de constituant spécial; il entre à l'état de dissolution dans les différents constituants des aciers ordinaires.

L'étude métallographique montre toujours l'une des trois structures suivantes: *perlitique*, *martensitique*, *polyédrique* (Osmond). M. Guillet a étudié systématiquement la relation entre la structure et la composition, en se bornant aux alliages où le carbone ne dépasse

1. Le minimum D du liquidus CDB et le maximum R de la courbe QRS des transformations magnétiques réversibles correspondent à peu près à une même composition $Ni = 67$; celle-ci peut s'exprimer par une formule simple Ni^2Fe . M. Tamman en déduit l'existence d'une *combinaison* Ni^2Fe , ayant une forme non magnétique β et une forme magnétique α ; les cristaux mixtes II ou IV renfermeraient cette *combinaison* mélangée soit avec Fe, soit avec Ni.

L'existence du composé Ni^2Fe est une hypothèse qui n'a rien de nécessaire.

guère 1 % et le nickel 30 %, et en opérant sur des aciers *normaux*, c'est-à-dire *recuits à 900° et refroidis ensuite lentement*.

Vu l'importance des retards dans les transformations de ces alliages, les résultats obtenus dans ces conditions, avec des refroidissements de lenteur courante, ne représentent pas toujours des états d'équilibre définitif. Le *diagramme* ci-dessous (fig. 111) qui les résume n'est donc pas absolument comparable aux habituels diagrammes d'équilibre : ainsi nous y trouvons la martensite qui est un constituant de transition. Il représente les structures effectivement réalisées dans les aciers industriels, d'où son importance pratique.

Les différents domaines sont limités par des droites AB et CD qui viennent toutes deux rencontrer l'axe du carbone au même point E (C = 1,65). Le passage d'une structure à l'autre ne se fait d'ailleurs pas brusquement, mais progressivement; au voisinage des compositions limites, on trouve deux structures juxtaposées.

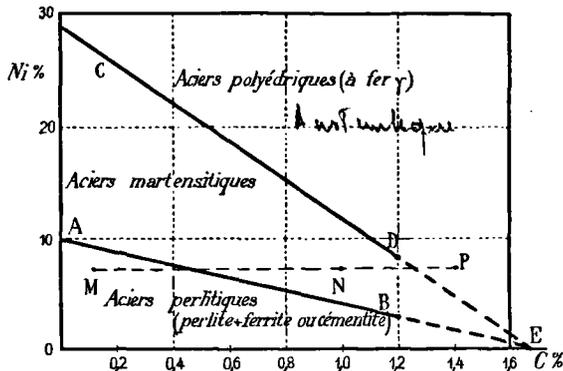


Fig. 111. — Aciers au NICKEL NORMAUX.
Diagramme.

Aciers perlitiques. — Rappelons [288] que les aciers *ordinaires*, renfermant seulement du fer et du carbone, sont constitués, après recuit, par de la *perlite* — eutectoïde (ferrite + cémentite) — qui apparaît en noir par l'acide picrique; elle est mélangée, soit à de la cémentite si $C > 0,85$, soit à de la ferrite si $C < 0,85$. La ferrite est alors du fer pur.

Les aciers au nickel dont la composition est représentée par un

point situé au-dessous de AB ont la même structure (pl. XIX, phot. 68). La ferrite n'est plus alors du fer pur : elle renferme du nickel [77].

Cette structure perlitique se maintient pour des teneurs en nickel d'autant plus grandes que la teneur en carbone est plus faible : dans les aciers $C = 0,800$, elle disparaît pour $Ni > 5$; dans les aciers très peu carburés, elle persiste jusqu'à $Ni = 10$.

Aciers martensitiques. — Les alliages dont le point représentatif est situé entre AB et CD présentent, après recuit *suivi d'un refroidissement lent*, la structure *martensitique* à trois directions (Pl. XIX, phot. 69) qui est caractéristique des aciers ordinaires trempés à bonne température (comparer Pl. XVII, phot. 61 et 62).

On sait que la martensite doit être considérée comme un constituant de transition [301]. A haute température, les aciers au nickel sont homogènes, formés d'une solution triple, non magnétique, de fer γ , carbone et nickel. Par refroidissement, cette solution doit se transformer finalement en perlite (recalescence). Mais la présence du nickel agit à ce point de vue sur les aciers comme sur le fer pur [316] : elle *dédouble et abaisse le point de transformation*.

Les aciers martensitiques, que nous envisageons actuellement, ont une température de transformation au *refroidissement* inférieure à 400° (voir fig. 110) ; cette température est trop basse pour que la transformation des cristaux mixtes γ en perlite puisse se réaliser complètement, même par un refroidissement très lent ; elle commence, puisque le fer n'est plus à l'état γ , mais elle s'arrête au stade intermédiaire martensite.

Aciers polyédriques. — Les aciers à forte teneur en nickel et en carbone, dont le point représentatif est au-dessus de CD (fig. 111), se colorent très lentement par l'acide picrique, même concentré ; ils montrent alors des *polyèdres* (Pl. XIX, phot. 70), souvent avec des stries indiquant des plans de clivage (phot. 71).

Ces alliages ne sont généralement pas magnétiques. Leur point de transformation au refroidissement est au-dessous de la température ordinaire ; la transformation n'est donc pas commencée. Ils représentent les cristaux à fer γ ou *austenite* [289] que, dans les aciers fer-carbone, on ne peut pas obtenir à l'état pur, même par une trempe énergique.

En *résumé*, le nickel a pour effet de retarder beaucoup les transformations, d'abaisser au refroidissement les températures correspondantes, et de donner ainsi, après refroidissement normal jusqu'à la température ambiante, des structures qui, dans les aciers ordinaires, ne s'observent qu'aux températures élevées ou après trempe.

318. Influence des traitements sur la constitution des aciers au nickel. — Les modifications produites par les traitements thermiques (trempe, recuit) sur la constitution des aciers au nickel découlent immédiatement de ce que nous venons de dire.

1° Les aciers *perlitiques*, *tremvés* après chauffe à une température supérieure au point de transformation à l'échauffement, sont modifiés de la même façon que les aciers au carbone ordinaires : il se fait de la martensite.

2° Les aciers *martensitiques* sont peu modifiés par la trempe; ils deviennent plus fragiles, comme il arrive après une trempe ordinaire faite à trop haute température. Les plus riches en nickel ont une tendance à devenir polyédriques; il se forme un peu de fer γ , apportant ses propriétés particulières que nous verrons bientôt [320].

3° Les aciers *polyédriques*, entièrement formés de fer γ , ne changent pas de structure par la trempe. Il doit bien en être ainsi puisqu'ils ont la même constitution qu'à haute température.

Par contre, les premiers aciers polyédriques, à faible teneur en nickel, sont modifiés par un *refroidissement intense* : ils prennent la structure et les propriétés des aciers martensitiques, ils deviennent magnétiques. La quantité de martensite formée est d'autant plus grande que la température atteinte est plus basse (Pl. XX, phot. 72 et 73). Comme nous l'avons vu [302], la transformation de l'austenite en martensite se fait avec augmentation de volume : le poids spécifique des aciers à martensite est notablement plus faible que celui des aciers polyédriques; aussi peut-on observer la nouvelle structure sans aucune attaque, en trempant par exemple dans l'air liquide une surface préalablement polie (phot. 74).

Le passage à la structure martensitique des aciers polyédriques limites se produit encore par le *recuit* ou par l'*écrouissage* (Pl. XX, phot. 75). Ainsi, quand on travaille des aciers au nickel non magnétiques, on obtient souvent des copeaux magnétiques.

Cémentation. — Les résultats obtenus dans la *cémentation* des aciers au nickel peuvent facilement se déduire du diagramme de la fig. 111.

Soit par exemple un acier de composition

$$\text{Ni} = 7, \quad \text{C} = 0,120.$$

A l'état normal, non trempé, il est perlitique (point M du diagramme). La cémentation carbure la surface et le point représentatif se déplace sur l'horizontale MNP. Il se fait tout d'abord de la martensite, et l'on obtient les mêmes effets que par une trempe, tout en évitant les déformations et les tapures qui se produisent fréquemment dans la trempe des pièces finies. Si la teneur en carbone de la surface dépasse 1,25 % (point P), la structure devient polyédrique.

Il est donc possible d'obtenir des pièces dont la partie centrale, restée perlitique, est entourée d'une couche martensitique, entourée elle-même d'une couche extérieure à fer γ . Ce mode de traitement a reçu d'intéressantes applications.

Il faut observer que la cémentation ne se borne pas à une simple carburation ; elle produit aussi un véritable recuit, la pièce étant maintenue longtemps à une température élevée.

PROPRIÉTÉS ET EMPLOIS.

319. Dilatation. — L'étude de la dilatation des aciers au nickel a conduit M. Guillaume (1) à de très intéressantes applications pratiques.

La fig. 112 représente, seulement pour les alliages réversibles, la valeur du coefficient de dilatation à 0° ; il s'agit d'aciers *très peu carburés* (2). On voit que ce coefficient varie considérablement quand

1. *Les applications des Aciers au Nickel*. Gauthier-Villars (1904). — *Contribution à l'étude des Alliages*, p. 459.

2. Sur des aciers plus carburés (environ C = 0,45, Mn = 1), MM. Carpenter, Hadfield et Longmuir — septième rapport au Comité des Alliages, voir *Revue de Métallurgie*, III (1906), Extraits, p. 170 — ont trouvé des résultats notablement différents, croissant d'une façon continue de 11×10^{-6} à 19×10^{-6} . Cela montre l'importance de tous les éléments dans de semblables mesures.

Ni passe de 28 à 45 %; il présente un minimum presque nul vers Ni = 36; de plus, aux environs de cette teneur, le coefficient de dilatation est indépendant de la température dans de larges limites.

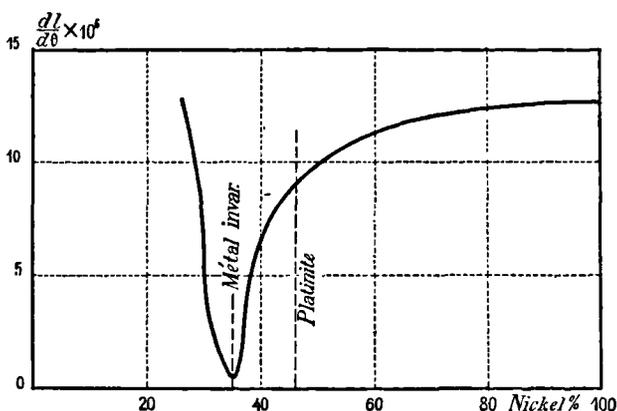


Fig. 112. — Aciers au NICKEL.
Coefficient de dilatation à 0° des alliages réversibles.

Ces précieuses propriétés sont utilisées dans le métal *Invar*, de composition

Carbone	0,200
Nickel	36

Cet alliage a une dilatation que l'on peut généralement négliger. On l'emploie, en *géodésie*, pour la construction d'instruments de mesure, câbles ou règles presque indilatables; il est également employé dans la fabrication des *chronomètres* et des *instruments de précision*.

Le *Platinite* a pour composition

Carbone	0,150
Nickel	46

Il a à peu près la même dilatation que le verre avec lequel il peut se souder. On l'a proposé pour remplacer le platine (d'où son nom) dans la construction des *lampes à incandescence*.

320. Propriétés mécaniques. — Les propriétés mécaniques des aciers au nickel sont en relation étroite avec leur structure microgra-

phique. Cela ressort immédiatement de l'examen de la fig. 113 qui donne les résultats des essais de traction (résistance et allongement), de dureté (chiffres de Brinell) et de fragilité (résistance au choc) pour des aciers *normaux* renfermant 0,250 % de carbone (Guillet). Ces courbes se rapportent à des aciers particulièrement purs.

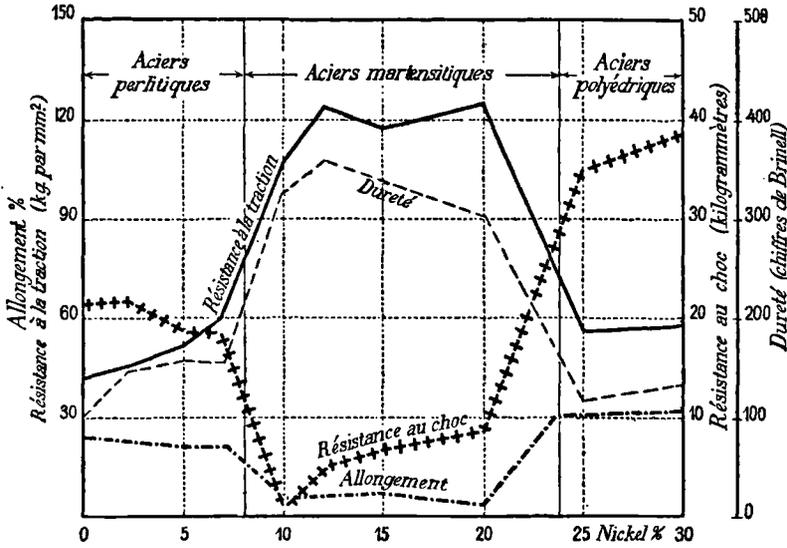


Fig. 113. — Aciers au NICKEL NORMAUX (C = 0,250).

Propriétés mécaniques.

1° **Aciers perlitiques.** — Ils sont comparables aux aciers au carbone ordinaires.

La présence du nickel augmente notablement la résistance et la dureté sans diminuer beaucoup la ductilité (allongement). La fragilité (inverse de la résistance au choc) n'est pas augmentée, elle est même diminuée dans les aciers doux. Il est donc possible d'obtenir, pour une même charge de rupture, des alliages moins fragiles que les aciers au carbone ordinaires.

2° **Aciers martensitiques.** — Ces aciers sont comparables aux aciers ordinaires très carburés et fortement trempés, dont la structure est également martensitique.

Ils sont en effet caractérisés par une grande charge de rupture

(pouvant dépasser 120 kg), une limite élastique élevée, une grande dureté, de très faibles allongements et une fragilité notable.

3° **Aciers polyédriques.** — Les aciers polyédriques, à forte teneur en nickel, ont des propriétés toutes nouvelles qui les rapprochent, non pas des aciers au carbone, mais de certains métaux comme le cuivre ou le nickel.

Ils sont caractérisés par une charge de rupture et une limite élastique moyennes, une assez faible dureté (*), et surtout par de *grands allongements* et une *fragilité remarquablement faible* (la résistance au choc atteint 40 kilogrammètres). Ils résistent bien à l'usure et peuvent prendre un beau poli.

On a vu [318] que la *trempe* change les aciers perlitiques en aciers martensitiques ; elle donne donc des métaux *durs*, résistants et fragiles.

Au contraire, les aciers martensitiques supérieurs, à forte teneur en nickel, renferment après trempe un peu de fer γ ; ils sont donc *adoucis*, rendus moins durs et plus ductiles.

Les aciers polyédriques, proches de la limite inférieure, ont une tendance à se transformer en martensite par un refroidissement énergique, par le recuit ou par l'écrouissage : ils deviennent alors durs et *fragiles*. C'est un sérieux obstacle à leur emploi industriel. Aussi, quand on veut utiliser les propriétés remarquables des aciers à fer γ , il convient d'employer des doses de nickel assez élevées pour rester loin du point où cette transformation est facile.

321. Emplois industriels. — Les aciers *martensitiques* ne sont généralement pas utilisés. Ils sont trop durs, trop difficiles à travailler et surtout à forger.

On emploie quelques aciers *polyédriques* pour des usages spéciaux.

1. Rappelons [302] que l'on a également trouvé une dureté assez faible, inférieure à celle de la martensite, pour l'austenite obtenue en trempant à l'eau glacée un acier ordinaire à 2 % de manganèse.

Nous avons déjà signalé l'*Invar* et le *Platinite* [319]. Indiquons encore :

Le *Ferro-nickel*

Carbone.	0,700 à 0,900
Nickel.	25

employé dans la construction des rhéostats et dont la résistance électrique est dix fois celle du fer ;

L'alliage

Carbone.	0,250
Nickel.	30 à 32

employé pour les *soupapes d'échappement* des moteurs à pétrole.

Ces différents alliages ont un prix de revient élevé, car le nickel est un métal cher.

Les aciers *perlitiques* au nickel sont les plus usités des aciers spéciaux.

Malgré leur prix plus élevé, ils sont aujourd'hui d'un emploi courant dans l'industrie et remplacent avantageusement les aciers ordinaires. Ils permettent d'obtenir la même résistance mécanique avec une fragilité plus faible et une ductilité plus grande. Ajoutons qu'ils sont peu oxydables dès que la teneur en nickel dépasse 5 %.

Parmi les types les plus employés, citons :

Le *métal à canons*, utilisé également dans la *construction mécanique* (tôles, rivets, poutres, arbres),

Carbone.	0,300 à 0,450
Nickel.	1 à 2,5.

Il donne après recuit

R.	70	à 90
A %	16	à 12.

L'acier

Carbone.	0,120
Nickel.	7

donne par simple cémentation, comme nous l'avons vu [318], des résultats comparables à ceux que produit la trempe : le centre de la pièce reste perlitique, non fragile ; il est entouré d'une couche mar-

tensitique très dure; enfin, si la cémentation est poussée assez loin, la surface devient polyédrique, s'adoucit et se polit facilement sans usure.

ACIERS AU MANGANÈSE

322. Préparation. — Le manganèse est introduit, soit à l'état d'alliage avec le fer (spiegel et ferro-manganèse), soit à l'état libre.

Spiegels. Ferro-manganèses. Manganèse. — Les minerais de manganèse, renfermant une quantité plus ou moins grande de fer, peuvent être réduits au *haut-fourneau*. On obtient ainsi industriellement :

1° Les *spiegels*, alliages peu riches, renfermant moins de 30 % de manganèse ;

2° Les *ferro-manganèses*, dont la teneur dépasse 30 (elle est généralement comprise entre 60 et 90).

Les ferro-manganèses à haute teneur, de même que le manganèse pur, se préparent facilement aussi au *four électrique*.

Ces alliages sont d'un beau blanc d'argent ; toutefois leur surface est souvent colorée par suite d'une oxydation superficielle. Ils renferment des quantités notables de *carbone* (5 à 6 %), mais proportionnellement moins pour les fortes teneurs en manganèse. Le carbone y est entièrement à l'état combiné lorsque le silicium est peu abondant ; rappelons en effet que le manganèse empêche la précipitation du graphite dans les fontes et produit des fontes blanches [309].

Enfin, l'*aluminothermie* [36] permet de préparer du *manganèse* assez pur (à plus de 96 % de Mn), *sans carbone* (les impuretés sont du fer, du silicium, de l'aluminium, etc.).

Le prix de l'unité de manganèse, contenu dans ces différents produits, est actuellement inférieur à celui du nickel.

Outre leur emploi dans la fabrication des aciers au manganèse, les spiegels et les ferro-manganèses sont utilisés pour la désoxydation et la recarburation des aciers ordinaires [278].

Fabrication des aciers au manganèse. — Comme pour les aciers au nickel, elle se fait en fondant ensemble les matières premières soit au four Martin (pour les aciers à faible teneur), soit au creuset (pour les aciers à forte teneur).

Le manganèse s'oxyde facilement ; il en résulte, pendant la fusion, des pertes importantes dont il convient de tenir compte pour le dosage. Le manganèse qui brûle ainsi passe dans la scorie, aux dépens des parois silicatées qu'il détériore rapidement ; la magnésie est, dans ce cas, le meilleur revêtement pour les fours et les creusets.

Remarquons enfin que l'emploi des spiegels ou des ferro-manganèses, qui apportent avec eux du carbone, permet difficilement d'obtenir des aciers doux à forte teneur en manganèse ; au contraire, cela est facile avec le manganèse aluminothermique qui ne renferme pas de carbone, ou avec le manganèse électrique convenablement affiné.

CONSTITUTION.

323. Alliages binaires fer-manganèse. — D'après les recherches de MM. Levin et Tammann⁽¹⁾, faites avec des métaux particulièrement purs, le *diagramme de solidification* aurait la forme indiquée fig. 114. Le liquidus ACB comprendrait une seule branche de courbe ; de même pour le solidus ADB.

On en conclut que, contrairement à ce qui se passe pour le fer et le nickel, les deux métaux, fer et manganèse, forment une seule série continue de cristaux mixtes, et sont par suite entièrement *isomorphes*.

Points de transformation. — Les transformations qui se produisent dans ces alliages ont été moins étudiées et sont moins bien connues que pour les aciers au nickel⁽²⁾.

Tout d'abord, on a observé que les alliages à haute teneur (Mn = 13), refroidis normalement, restaient *non magnétiques* à la température ordinaire (Hadfield).

1. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 47 (1905), p. 136.

2. Les propriétés magnétiques du manganèse pur sont mal connues. Bien qu'isomorphe avec le fer, il ne paraît pas magnétique dans les conditions ordinaires.

Pour expliquer les curieuses propriétés des alliages de Heusler, qui sont à base de manganèse [131], M. Guillaume a fait l'hypothèse que ce métal était ferromagnétique au-dessous d'une certaine température extrêmement basse : le rôle de l'aluminium ou de l'étain serait ici de *relever* le point de transformation du manganèse jusqu'aux températures trouvées pour les points de transformation des alliages ; et ce phénomène serait à rapprocher de l'*abaissement* des points de transformation du fer par addition de nickel.

Ensuite M. Osmond, opérant non sur des alliages purs, mais sur des aciers assez peu carburés ($C = 0,4$ env.), a trouvé une seule transfor-

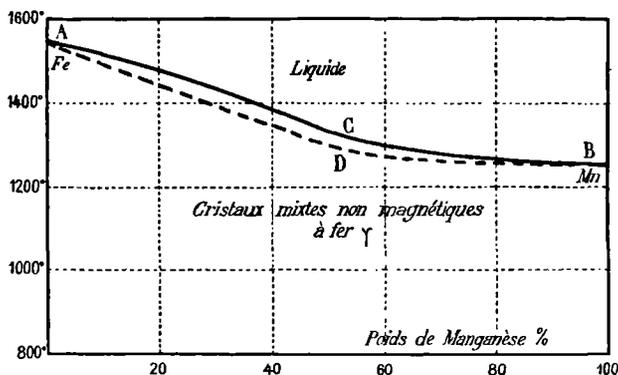


Fig. 114. — Alliages FER-MANGANÈSE.
Diagramme de solidification.

mation dès que $Mn > 2$. Elle se produirait à une température décroissant rapidement quand le manganèse augmente :

Mn %	4	7	12
Température, environ.	350°	25°	< 0°

Par contre, MM. Levin et Tammann ont trouvé des valeurs beaucoup plus élevées pour cette température de retour du ferromagnétisme :

Mn %	0	10	20
Température	750°	715°	720°

Ces résultats contradictoires sont vraisemblablement dus à des différences dans les vitesses de refroidissement.

En effet, un acier à 13 %, refroidi normalement, donc non magnétique, se transforme en métal magnétique par un recuit de 2 heures à 550° (1). Inversement, le métal magnétique devient non magnétique si on le chauffe vers 800° et si on le refroidit ensuite assez rapidement.

D'autre part, M. H. Le Chatelier a déterminé la résistance électrique de ce même alliage sous ses deux formes, magnétique et non magnétique, à des températures croissantes : les valeurs trouvées,

1. H. LE CHATELIER. *Comptes Rendus*, 119 (1894), p. 272.

représentées par les courbes de la fig. 115, sont différentes jusqu'à 740° (point H) ; au delà, elles sont identiques.

Cet ensemble de faits peut s'interpréter ainsi : la transformation magnétique réversible doit se produire à une température voisine de 740°, variant peu avec la teneur en manganèse ; seulement elle est

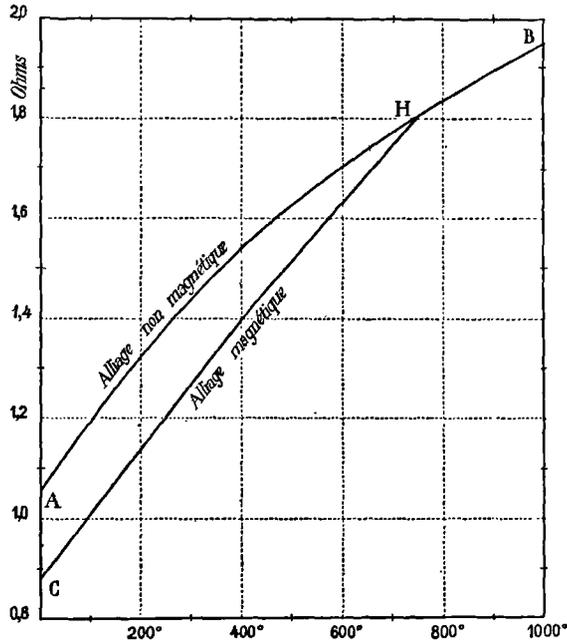


Fig. 115. — Acier au MANGANÈSE (Mn = 13).

RÉSISTANCE ÉLECTRIQUE d'un fil ayant 1^m de longueur et 1^{mm},4 de diamètre.

très lente, d'autant plus que la proportion de manganèse est plus considérable. Si celle-ci est suffisante, par exemple si elle dépasse 10 %, il suffit, pour empêcher la transformation de se produire, d'une faible vitesse de refroidissement comme celle que l'on réalise en laissant refroidir spontanément à l'air, sans précaution spéciale. C'est une véritable *trempe à l'air* qui se produit ainsi et donne un métal non magnétique. Il faut un recuit prolongé pour que la transformation puisse s'accomplir et donner un métal magnétique.

324. Aciers au manganèse (alliages ternaires). Métallographie.

— Le manganèse est isomorphe avec le fer [323]. Comme lui, il forme avec le carbone une combinaison Mn^3C , analogue à la cémentite Fe^3C . Dans les alliages ternaires, il remplace une partie du fer à la fois dans la *ferrite* et dans la *cémentite* ; il ne donne pas de nouveau constituant.

Les aciers au manganèse ont une constitution tout à fait analogue à celle des aciers au nickel. Les alliages normaux se classent aussi en trois groupes : *perlitiques*, *martensitiques* et *polyédriques* ou à fer γ , non magnétiques. Les domaines de ces structures sont représentés par le diagramme de la fig. 116 (Guillet).

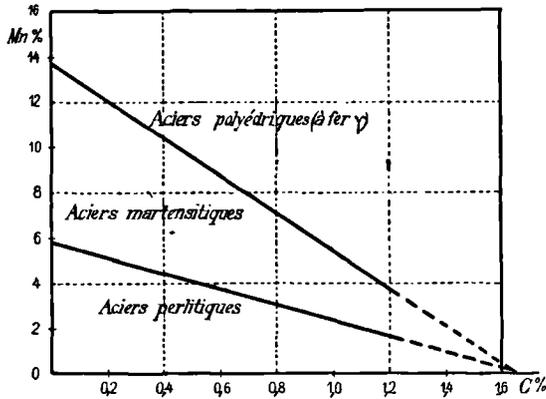


Fig. 116. — Aciers au MANGANÈSE normaux.
Diagramme.

Le manganèse est environ deux fois plus actif que le nickel. Ainsi, dans un acier $C = 0,120$, il suffit de 6 % de manganèse pour obtenir de la martensite pure (Pl. XXI, phot. 76) et de 13 % pour obtenir des polyèdres. Ceux-ci sont moins développés que dans les aciers au nickel ; ils présentent de nombreux clivages (phot. 77).

PROPRIÉTÉS ET EMPLOIS.

325. Propriétés mécaniques. — Les propriétés des aciers au manganèse, en relation étroite avec leur structure, sont analogues à celles des aciers au nickel [320].

Dans les aciers *perlitiques*, le manganèse augmente la résistance sans trop diminuer les allongements.

Les aciers *martensitiques* sont encore plus durs et plus fragiles que les aciers au nickel correspondants.

Les aciers *polyédriques* se rapprochent des aciers à haute teneur en nickel : ils ont de grands allongements et une résistance moyenne ; leur dureté est un peu plus grande (chiffre de Brinell = 200) et leur résistance au choc plus faible (25 kilogrammètres).

L'influence des différents traitements (trempe, recuit, refroidissement énergétique, écrouissage, cémentation) sur la structure et les propriétés est sensiblement la même que pour les aciers au nickel [318]. Il faut noter cependant que, par le recuit, les aciers au manganèse deviennent plus rapidement fragiles et ainsi, ne se prêtent pas à la cémentation.

326. Emplois industriels. — Les aciers martensitiques sont inutilisables. Les autres ne sont pas très employés.

Le seul qui soit utilisé couramment est l'alliage à 13 % de M. Hadfield. Il renferme

Carbone.	1 à 1,5
Manganèse.	12 à 15.

C'est un acier *polyédrique* à fer γ qui donne, après trempe à l'eau à 900°,

R.	95 ^{kg}
A %	45.

Il présente une résistance remarquable au choc et à l'usure. On l'emploie pour les pièces qui doivent recevoir des chocs : *pointes d'aiguilles de chemins de fer, coffres-forts, broyeurs*.

Bien que ce métal soit le premier en date des aciers spéciaux (1888), l'emploi des aciers au manganèse ne s'est pas développé. Ils sont cependant analogues aux aciers au nickel et ont sur eux le grand avantage d'être moins coûteux : le prix de l'unité du manganèse est actuellement inférieur à celui du nickel, et il en faut deux fois moins pour produire des effets comparables.

Mais, d'une part, les aciers polyédriques ont l'inconvénient d'être durs et difficiles à travailler.

D'autre part, pour être perlitique, un acier au manganèse ne doit pas renfermer trop de carbone. Tant qu'on n'a pu employer dans la fabrication que des spiegels ou des ferro-manganèses à haute teneur en carbone, peu riches en manganèse, la préparation des aciers perlitiques était difficile. Depuis que l'on obtient, par le four électrique ou l'aluminothermie, des manganèses à haute teneur, il n'en est plus de même, et l'on pourrait aujourd'hui préparer et employer avec avantage des aciers perlitiques au manganèse. Il faudrait cependant les proscrire pour les pièces devant subir un traitement thermique important ou une cémentation ; c'est seulement alors que l'on aurait à craindre de la fragilité.

ACIERS AU TUNGSTÈNE

327. Préparation. — La fabrication des aciers au tungstène se fait très généralement au creuset, en introduisant des *ferro-tungstènes* à haute teneur.

Ferro-tungstènes. — Ils s'obtiennent au four électrique en réduisant par le charbon le minerai brut, ou *wolfram*, qui est un tungstate de fer et de manganèse $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{O}, \text{WO}_3$. Si l'on veut de faibles teneurs en carbone, on affine ensuite l'alliage obtenu en l'entourant avec du minerai et chauffant le tout dans un four à résistance électrique : la teneur en carbone s'abaisse à environ 0,4 %.

Les ferro-tungstènes industriels renferment 60 à 80 % de tungstène.

328. Constitution. — L'étude *métallographique* des aciers au tungstène *normaux* conduit à des résultats particulièrement simples qui diffèrent de ceux donnés par les aciers précédents.

Ils sont résumés dans le diagramme de la fig. 117 (Guillet). On trouve seulement deux espèces de structures.

1° Aciers perlitiques. — Ils correspondent à des teneurs suffisamment faibles en tungstène ou en carbone ; par exemple

$$\begin{array}{ll} \text{C} = 0,200 & \text{W} < 10 \\ \text{C} = 0,800 & \text{W} < 5. \end{array}$$

Le tungstène est alors incorporé à la ferrite, et sans doute aussi à la cémentite.

2° **Aciers à carbure double.** — Quand la teneur en tungstène dépasse les limites précédentes, on voit apparaître dans la perlite un *constituant spécial* qui reste blanc sous l'action de l'acide picrique et

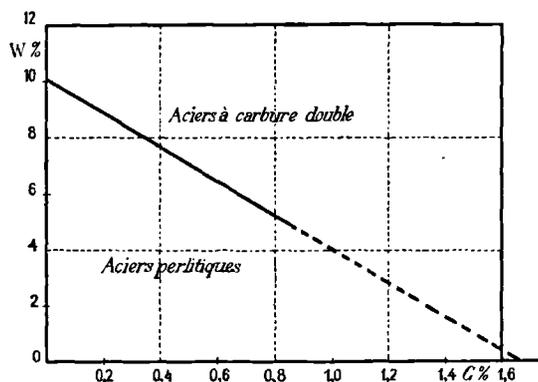


Fig. 117. — Aciers au TUNGSTÈNE normaux.
Diagramme.

qui, comme la cémentite, se colore en noir par le picrate de soude en solution sodique. Il se présente généralement en grains très petits (Pl. XXI, phot. 78), parfois en cristaux nets dans les aciers très riches (phot. 79).

Quelle est la nature de ce constituant spécial? Remarquons qu'il apparaît et augmente lorsque croissent les proportions de tungstène et de carbone; il apparaît également par cémentation des aciers simplement perlitiques. On peut en conclure qu'il renferme à la fois les trois éléments; c'est très vraisemblablement un **carbure double de fer et de tungstène**.

On a effectivement préparé des carbures de tungstène :



A partir d'aciers ou de ferro-tungstènes, on a isolé, par voie chimique, des carbures doubles :



Parmi ces formules variées, il est difficile de choisir celle qui convient au constituant spécial qui apparaît dans la micrographie des aciers au tungstène.

329. Propriétés mécaniques. — La fig. 118 résume les propriétés des aciers au tungstène *normaux* à 0,200 % de carbone (Guillet). Les aciers *perlitiques* sont d'autant plus résistants et plus durs

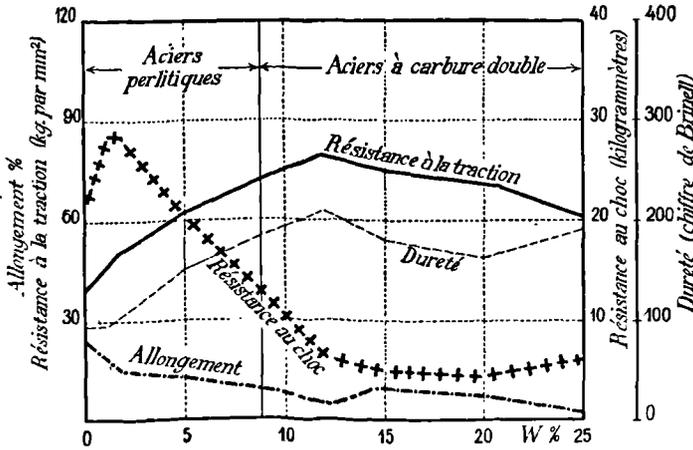


Fig. 118. — Aciers au tungstène normaux (C = 0,200).
Propriétés mécaniques.

qu'ils renferment plus de tungstène. La *fragilité* n'est pas plus grande que pour les aciers au carbone ordinaires. Elle apparaît en même temps que le *carbure double*; la résistance au choc tombe alors à environ 6 kilogrammètres; la charge de rupture et la dureté restent élevées.

La *trempe* agit sur les aciers perlitiques comme sur les aciers ordinaires; il se forme de la martensite.

Sur les aciers à carbure double, la trempe à 850° produit une martensite extrêmement fine et laisse non dissoute une partie des grains de carbure. Si l'on chauffe à plus haute température et pendant plus longtemps (par exemple une demi-heure à 900°), tout le carbure double se dissout et l'acier trempé est uniquement formé de martensite.

Après trempe, les aciers à carbure double sont plus durs, plus résistants, mais aussi plus fragiles. Certains de ces aciers prennent superficiellement la *trempe à l'air* après avoir été chauffés vers 1000°: on dit encore qu'ils sont *auto-trempants*. Il suffit donc

d'une vitesse de refroidissement très modérée pour empêcher, au moins en partie, la transformation.

On voit que, dans les aciers au tungstène, les transformations où interviennent les grains de carbure (dissolution à chaud, précipitation par refroidissement) sont des opérations lentes. Dans les aciers rapides [345], nous retrouverons les mêmes phénomènes avec une intensité beaucoup plus grande.

330. Emplois industriels. — Les principaux emplois des aciers au tungstène sont les suivants :

1° *Aciers à ressorts.* Ils renferment

Carbone.	0,450.
Tungstène	0,600.

Ils sont plus coûteux que les aciers au silicium, employés aussi pour le même usage [350], et ils ne paraissent pas présenter sur eux d'avantage marqué.

2° *Aciers à outils.* On recherche la dureté après trempe.

Pour la fabrication des outils, les aciers au tungstène sont aujourd'hui remplacés par les aciers rapides [341].

3° *Aciers à aimants.* La fabrication des aimants permanents est l'application la plus intéressante des aciers au tungstène. On prend des métaux ayant pour composition

Carbone.	0,6 à 1,2
Tungstène.	4 à 8.

Ce sont généralement des aciers à carbure double ; on les trempe de façon à faire disparaître les grains de carbure et à obtenir seulement de la martensite.

ACIERS AU MOLYBDÈNE

L'histoire des aciers au molybdène est entièrement analogue à celle des aciers au tungstène.

331. Préparation. — Ils se préparent au creuset avec des *ferromolybdènes* que l'industrie livre à 50 ou à 85 % de molybdène.

Ces alliages riches s'obtiennent en chauffant au four électrique la *molybdénite* MoS_2 qui se dissocie et perd tout son soufre.

332. Constitution. — L'étude métallographique classe ces aciers en deux groupes : 1° les aciers *perlitiques* (Pl. XXIV, phot. 88); 2° les aciers à *carbure double*.

Pour faire apparaître le carbure double, il faut environ 4 fois moins

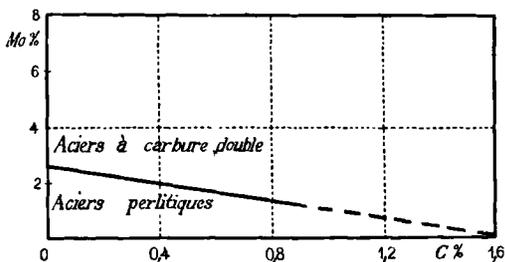


Fig. 119. — Aciers au MOLYBDÈNE NORMAUX.
Diagramme.

de molybdène que de tungstène (voir le diagramme de la fig. 119).

333. Propriétés et emplois. — Le molybdène a, sur les propriétés mécaniques des aciers, une influence analogue à

celle du tungstène ; il donne cependant plus de résistance et de dureté sans augmenter la fragilité.

Les aciers au molybdène paraissent supérieurs aux aciers au tungstène pour la fabrication des outils et des *aimants permanents* ; mais leur prix est plus élevé, bien que la quantité d'élément spécial à introduire soit beaucoup moins grande.

Le molybdène est surtout employé comme addition dans les aciers plus complexes, en particulier dans les aciers rapides [342].

ACIERS AU CHROME

334. Préparation. — Les aciers au chrome se préparent soit au four Martin, soit au creuset.

On emploie généralement, comme matière première, des *ferrochromes* obtenus par réduction du minerai, la *chromite* ou *fer chromé* $\text{FeO}, \text{Cr}_2\text{O}_3$. Cette opération peut se faire au haut-fourneau et donner alors des produits à 50 % de chrome. On la fait aujourd'hui au four électrique qui permet d'obtenir des teneurs plus élevées.

Les ferro-chromes industriels renferment jusqu'à 65 % de chrome et de 2 à 9 % de carbone. Cette proportion de carbone n'est généralement pas nuisible, car la dose de chrome introduite dans les aciers est presque toujours assez faible. Néanmoins, il est parfois utile d'employer des matières premières moins carburées ; on les obtient par des affinages répétés (fusions en présence de minerai pulvérisé).

335. Constitution. — Au point de vue de la structure micrographique, les effets du chrome participent à la fois de ceux du nickel ou du manganèse [317-324] et de ceux du tungstène ou du molybdène [328-332].

Considérons par exemple les aciers renfermant 0,200 % de carbone et des quantités croissantes de chrome.

1° Nous trouvons tout d'abord des aciers *perlitiques*, dans lesquels

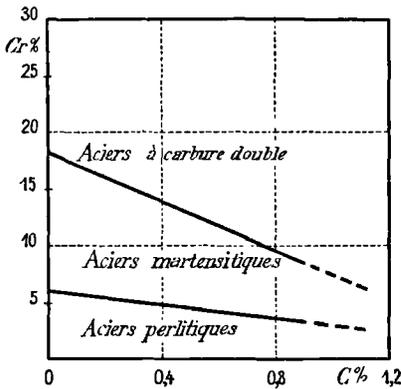


Fig. 120. — Aciers au CHROME NORMAUX.
Diagramme.

les grains de ferrite deviennent de plus en plus petits à mesure que le chrome augmente (Pl. XXII, phot. 80 et 81).

2° Pour $7 < Cr < 15$, les aciers sont *martensitiques* (phot. 82).

3° Enfin pour $Cr > 15$, on voit apparaître un constituant spécial, en grains plus ou moins rassemblés, restant blanc par l'acide picrique et se colorant en noir par le picrate de soude en solution sodique (phot. 83). Pour les mêmes

raisons qu'avec le tungstène, on est conduit à le considérer comme un *carbure double de fer et de chrome*.

Les domaines de ces trois structures peuvent approximativement se représenter par le diagramme de la fig. 120.

Les recherches sur les *points de transformation* sont peu nombreuses (Osmond, M^m Curie) et ont porté sur des aciers assez forte-

ment carburés. Il semble que, par addition de chrome, le point de transformation magnétique reste à peu près invariable.

Les aciers à carbure double sont légèrement adoucis par une *trempe* à 850° sans que leur structure soit modifiée; mais une trempe à 1 200° fait disparaître plus ou moins le carbure, suivant la durée de chauffe et la vitesse du refroidissement; il semble se produire du fer γ (Pl. XXIII, phot. 84; comparer avec phot. 83).

Un *recuit* assez prolongé modifie légèrement la structure; les grains de carbure se rassemblent et viennent occuper le contour de polyèdres (phot. 85).

336. Propriétés mécaniques. — Les propriétés mécaniques des aciers au chrome *normaux* sont résumées dans le diagramme de la fig. 121 qui se rapporte à des aciers renfermant $C = 0,200$ (Guillet).

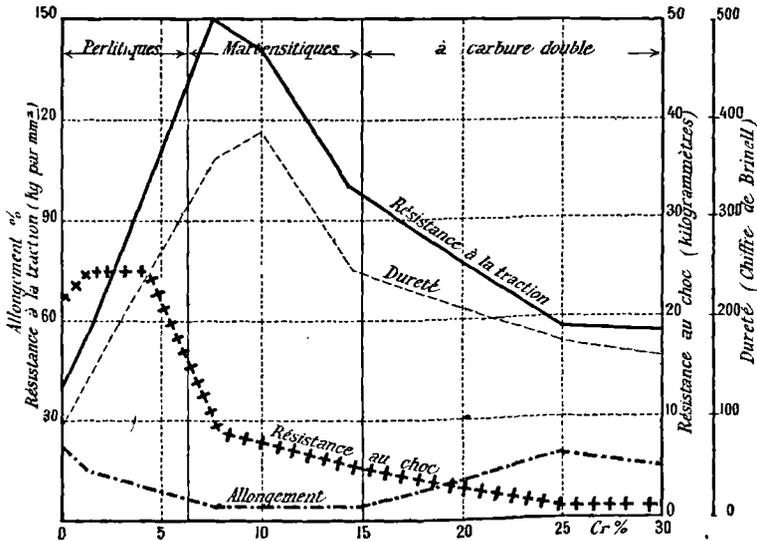


Fig. 121. — Aciers au chrome normaux ($C = 0,200$).
Propriétés mécaniques.

1° Les *aciers perlitiques* ont une ténacité et une dureté qui croissent rapidement avec la teneur en chrome. L'effet du chrome est analogue à celui du nickel, mais plus intense.

La trempe donne de la martensite, comme avec tous les aciers à

perlite ; mais elle agit ici avec une grande acuité et donne des aciers particulièrement *durs*.

2° Les **aciers martensitiques** ont de hautes charges de rupture, une grande dureté et de très faibles allongements ; ils ne sont pas très fragiles quand leur teneur en carbone n'est pas élevée.

La trempe les *adoucit* légèrement : il y a une tendance à la formation de fer γ .

3° Les aciers à **carbure double** ont une charge de rupture, une dureté assez faibles, des allongements notables, ce qui les rapproche des aciers à fer γ , au nickel ou au manganèse ; mais ils s'en distinguent essentiellement par une grande fragilité.

C'est un exemple typique d'aciers ayant à la fois des allongements suffisants et une grande fragilité.

337. Emplois industriels. — Les aciers à martensite ou à carbure double ne sont pas employés : ils sont ou trop durs ou trop fragiles. Seuls les aciers perlitiques sont utilisés, surtout à cause de la grande **dureté** qui est leur qualité dominante.

Leurs principaux usages sont :

Projectiles. L'acier des obus de rupture contient

Carbone	0,800
Chrome	2.

On a fait des plaques de pare-balles en tôles plus douces, aujourd'hui remplacées par les aciers chrome-nickel [338].

Outils. Les aciers ternaires au chrome pour outils renferment, suivant la dureté cherchée,

Carbone	0,5 à 1,7
Chrome	2 à 3.

Ils sont surtout employés pour la fabrication des *limes*.

Billes et cuvettes de roulement. Pour cet usage, on cherche uniquement la dureté ; on emploie

Carbone	0,9 à 1,2
Chrome	1,5 à 2.

ACIERS QUATERNAIRES CHROME-NICKEL

338. Constitution. — En général, l'étude des aciers quaternaires

peut se déduire à peu près de celle des aciers ternaires : il y a sensiblement addition des propriétés particulières apportées par les différents éléments.

Ainsi, l'examen micrographique des aciers nickel-chrome montre les structures suivantes :

1° Aciers *perlitiques*, à faible teneur en carbone, en nickel et en chrome ;

2° Aciers *martensitiques*, à teneurs plus élevées ;

3° Aciers *polyédriques à fer γ* , renfermant beaucoup de nickel et peu de chrome ;

4° Aciers à *carbure double*, à plus forte teneur en chrome ; le carbure est associé soit à de la martensite, soit à du fer γ , suivant la teneur en nickel.

339. Emplois industriels. — On cherche à utiliser des alliages à faible teneur en chrome (0,2 à 3 %) ; ce métal doit apporter de la dureté, surtout après trempe, à l'acier au nickel qui conserve à peu près ses intéressantes qualités de résistance à la traction et au choc.

Les plus fréquemment employés sont des aciers perlitiques à faible teneur en nickel et surtout en chrome ; ils rentrent dans la formule

Carbone..	0,2 à 0,8
Nickel.	2 à 3
Chrome..	0,2 à 2.

Leurs principales applications sont : les *pièces d'automobiles*, les *plaques de blindage*, les *projectiles de perforation* ; la pointe de ceux-ci est coulée en coquille pour donner de la dureté, on fait ensuite une trempe douce à l'huile ou à l'air.

On emploie aussi des aciers à fer γ dont le type est l'alliage créé aux aciéries d'Imphy (Société de Commentry-Fourchambault) :

Carbone.	0,7
Nickel.	22 à 23
Chrome.	2,5.

Il donne environ

R.	80 kg
E	50
A %	45
Résistance au choc.	40 kgm.

Ces aciers à haute teneur résistent bien à l'usure et se polissent parfaitement. Ils peuvent servir pour les *arbres d'automobiles* et, grâce à leur résistance au choc, pour les *plaques de pare-balles*. Leur seul inconvénient est un prix de revient élevé.

ACIERS QUATERNAIRES CHROME-TUNGSTÈNE. ACIERS A COUPE RAPIDE

340. Les aciers quaternaires chrome-tungstène ont été peu étudiés au point de vue général et théorique. Nous nous occuperons seulement de ceux qui, depuis 1900, sont utilisés dans l'industrie, sous le nom d'*aciers à coupe rapide* ou simplement d'*aciers rapides*, comme aciers à *outils* (travail au tour, à la raboteuse). Ils ont été préconisés par MM. White et Taylor et étudiés par eux, au point de vue de la taille des métaux, dans un mémoire capital (1) auquel nous ferons de fréquents emprunts.

341. *Qualités que l'on doit demander aux aciers à outils. Supériorité des aciers chrome-tungstène.* — Un outil doit d'abord être plus *dur* que le métal à entailler. Sa qualité se mesure ensuite par le *poids* des copeaux de métal qu'il est capable d'enlever en une minute, ou encore par la *vitesse de coupe*, si la profondeur de coupe et l'avance (donc la section du copeau) restent constantes.

Pendant longtemps, on a utilisé des *aciers ordinaires* à teneur élevée en carbone (0,75 à 1,5 %), fortement trempés et revenus. Rappelons que, pour la trempe, le métal doit être chauffé uniformément un peu au-dessus du point de transformation supérieur; si l'on dépasse trop cette température, on obtient un métal à gros grains, brûlé, fragile.

Les aciers au carbone ordinaires ont à *froid* une dureté suffisante. Mais leur vitesse de coupe est limitée par le fait suivant : pendant le travail, l'outil *chauffe*; or, une température de 200°, prolongée assez longtemps, suffit pour recuire le métal, pour faire disparaître en grande partie la dureté due à la trempe. D'où la nécessité d'arroser cons-

1. Traduit dans *Revue de Métallurgie*, IV, (1907), p. 401 à 466.

tamment, d'aller lentement, de s'arrêter pour laisser refroidir la pièce, et de retremper fréquemment les outils.

Pour avoir une vitesse de coupe plus considérable, il faut que l'outil puisse s'échauffer sans se détremper, que le métal conserve sa dureté à chaud.

Un premier progrès a été réalisé par l'emploi (vers 1890) des aciers Mushet ou *aciers au tungstène* [329-330], trempants à l'air, qui supportent sans se détremper la température de 300°. Les aciers *rapides chrome-tungstène*, qui, introduits dans l'industrie en 1900, se sont vite substitués aux précédents, peuvent aller beaucoup plus haut ; ils s'adoucissent seulement au-dessus de 600°.

Leur dureté à froid n'est pas exceptionnelle et ne dépasse pas toujours celle de bons aciers au carbone : un des aciers ayant donné à

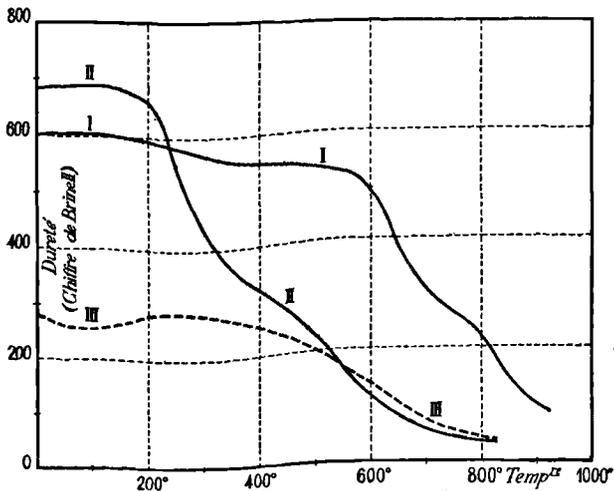


Fig. 122. — DURETÉ à chaud des aciers.

Courbe I. Acier rapide (C = 0,6 ; Cr = 6 ; W = 18) trempé à l'air à 1150°.
 — II. Acier au carbone ordinaire (C = 1,08) trempé à 820°.
 — III. Le même, naturel, brut de forge.

M. Taylor les meilleurs résultats pour la taille des métaux était assez peu dur pour pouvoir être entamé à la lime à la température ordinaire. Ce qui les caractérise, c'est la *dureté au rouge*, c'est-à-dire la propriété de conserver à peu près la même dureté à des températures élevées qui suffisent pour adoucir complètement un acier au carbone ordinaire. Cela ressort nettement des courbes ci-dessus (fig. 122)

extraites d'un récent travail de M. Robin⁽¹⁾; elles représentent la dureté, mesurée par la méthode de Brinell, à températures croissantes, pour un acier rapide (courbe I) et pour un acier ordinaire trempé (courbe II) ou brut de forge (courbe III).

La supériorité des aciers chrome-tungstène pour le travail des métaux est mise en évidence par le tableau suivant qui se rapporte, bien entendu, à des essais faits dans des conditions comparables : même métal attaqué par un outil de même forme, avec la même profondeur de coupe (4^{mm},8) et la même avance (1^{mm},6).

ACIER	COMPOSITION				VITESSE DE COUPE SUR ACIER MI-DUR (mètres par minute)
	c	cr	w	v	
Ordinaire.	1,0	0,2	»	»	5
Mushet auto-trepant.	0,1	0,4	5,5	»	8
Rapide White Taylor primitif.	1,8	3,8	8,0	»	18
— n° 1 (1906).	0,7	5,5	19,0	0,3	30

Bien que le prix de ces aciers soit très élevé, leur emploi permet une économie considérable en augmentant le rendement du personnel et du matériel. M. H. Le Chatelier en cite un exemple particulièrement topique⁽²⁾ : « Les ateliers du Canada and Pacific Railway étaient « devenus insuffisants et l'on avait décidé de les doubler en construisant un second bâtiment semblable au premier. Les plans étaient « prêts quand apparurent les aciers rapides. Ils furent essayés de suite ; « l'augmentation de la production fut telle que la construction du « nouvel atelier a été indéfiniment ajournée. »

342. Composition. — Les différentes marques d'aciers à coupe rapide actuellement employés ont des compositions assez différentes.

Le carbone varie de 0,300 à 0,700
 Le chrome — 1,5 à 6
 Le tungstène — 7 à 22.

On y introduit aussi d'autres éléments.

1. La dureté à chaud des aciers. *Revue de Métallurgie*, V (1908), p. 893.
2. *Revue de Métallurgie*, I (1904), p. 340.

Le *molybdène* remplace parfois une partie du tungstène, mais il a donné des résultats irréguliers, sans doute parce que les aciers renfermant du molybdène doivent être portés, pendant le traitement [344], à une température beaucoup plus précise et par suite plus difficile à obtenir exactement (Taylor).

Le *vanadium*, dans la proportion de 0,15 à 0,30 %, produit au contraire d'excellents résultats (voir, dans le tableau précédent, l'analyse de l'acier n° 1 que M. Taylor considère comme le meilleur). Cet élément agit sans doute comme épurateur pendant la coulée : il évite la formation d'oxydes [368].

343. Préparation. — Les aciers à coupe rapide sont des aciers fins, dont la préparation se fait uniquement au creuset ; on emploie des ferro-chromes et des ferro-tungstènes riches afin de pouvoir régler la teneur en carbone de l'acier à obtenir.

344. Traitement thermique (Taylor). — Les aciers chrome-tungstène, après refroidissement lent, sont en général assez durs et difficiles à travailler ; ils se laissent néanmoins forger (vers 900°).

Quand l'outil a été forgé et a reçu la forme voulue, il faut tremper la partie utile, coupante ; pour cela, on la chauffe uniformément, d'abord lentement jusque vers 800°, ensuite rapidement jusqu'au voisinage immédiat du point de fusion, vers 1200° ; avec les aciers au carbone, un pareil traitement donnerait un métal brûlé. On provoque ensuite un refroidissement pas trop rapide, soit en trempant dans un bain de plomb à 600°, soit plus simplement dans un courant d'air. Le métal est enfin réchauffé pendant 5 minutes dans un bain de plomb à 640°, traitement qui suffirait pour détruire presque entièrement l'effet de la trempe sur un acier ordinaire.

Les aciers rapides ainsi traités conservent leur dureté au voisinage de 600°. Ils sont adoucis complètement par un chauffage d'une heure à 700°.

345. Structure métallographique. — En général, les aciers à coupe rapide ont une structure à *carbure double*.

A l'état normal, ils montrent, après attaque à l'acide picrique, des grains blancs de carbure sur fond noir (Pl. XXIII, phot. 86). La trempe

à l'air provoque la disparition des grains et donne une structure homogène (phot. 87) qui persiste par chauffage à 600°. Il faut une température de 700° pour faire reparaître les grains blancs en même temps que le métal s'adoucit.

D'après M. Osmond (1), la théorie des aciers au carbone ordinaires expliquerait également les propriétés particulières des aciers à coupe rapide, mais en tenant compte de ce que la présence du chrome et du tungstène rend plus difficile l'établissement des structures d'équilibre, s'oppose à la formation de la perlite, à la séparation du carbure pendant le refroidissement, aussi bien qu'à sa dissolution pendant le chauffage.

Pour amener la dissolution complète du carbure et produire la structure homogène nécessaire à la trempe, il faut alors une chauffe prolongée ou une température élevée.

Pour maintenir l'homogénéité de la structure, il suffit d'un refroidissement moyen tel que celui provoqué par un courant d'air ; une trempe à l'eau n'est pas nécessaire.

C'est également la difficulté de la transformation qui peut expliquer le phénomène caractéristique de l'élévation de la température de revenu. Il est possible aussi que, pendant la trempe, il se produise de l'austenite ; au revenu, celle-ci se transforme d'abord en martensite, d'où une augmentation de dureté à chaud au lieu de l'adoucissement auquel on est habitué avec les aciers au carbone.

Les aciers au tungstène seul présentent déjà des phénomènes analogues, mais très atténués [329].

La théorie précédente peut être considérée comme une première approximation. Pour M. Taylor, elle ne suffirait pas à rendre compte de tous les faits actuellement connus.

ACIERS AU SILICIUM

346. Préparation. Ferro-siliciums. — La fabrication des aciers au silicium se fait en grand au four Martin, sur sole acide. Le silicium est

1. *Revue de Métallurgie*, I (1904), p. 348.

introduit sous forme de ferro-silicium ; on en met un excès pour compenser les pertes, car le silicium brûle facilement.

Les *ferro-siliciums* ont été obtenus tout d'abord au haut-fourneau, en réduisant des minerais de fer quartzeux additionnés de sable. On ne peut guère dépasser ainsi $\text{Si} = 15$.

Actuellement, on emploie le four électrique ; on réduit par le charbon un mélange de silice et de minerai de fer, ou bien de la silice seule et on ajoute du fer qui dissout le silicium au fur et à mesure de sa formation. Suivant la quantité de fer ajoutée et la pureté des matières premières employées, on prépare des alliages à 25, 50, 80 et même 95 % de silicium.

Outre leur emploi pour la préparation des aciers spéciaux au silicium, les ferro-siliciums reçoivent les applications suivantes :

1° *Affinage des aciers ordinaires pour moulage* ; comme l'aluminium [244] et pour les mêmes raisons, la présence du silicium diminue les soufflures ;

2° *Transformation des fontes blanches en fontes grises* [309].

CONSTITUTION.

347. Alliages binaires fer-silicium. — D'après le *diagramme de solidification* (1) (fig. 123), le silicium se dissout dans le fer et donne une série de *cristaux mixtes*, qui sont saturés pour $\text{Si} = 20$. Cette limite correspond à la composition simple Fe^2Si ; aussi peut-on admettre que les cristaux mixtes sont formés par un mélange en toutes proportions de fer pur et d'une *combinaison* Fe^2Si . Au maximum C du liquidus, correspond une *seconde combinaison* FeSi . Enfin il existe deux eutectiques :

1° L'eutectique E, formé de $\text{Fe}^2\text{Si} + \text{FeSi}$;

2° L'eutectique F, formé de $\text{FeSi} + \text{Si}$.

Les deux combinaisons Fe^2Si et FeSi avaient déjà été isolées par voie chimique (Moissan, Lebeau, Carnot et Goutal, Osmond). On a signalé également une autre combinaison FeSi^2 dont l'existence n'est pas confirmée par le diagramme.

1. GUERTLER et TAMMANN, *Zeits. f. anorg. Chemie*, 47 (1905), p. 173.

La température de *transformation magnétique* ne paraît pas

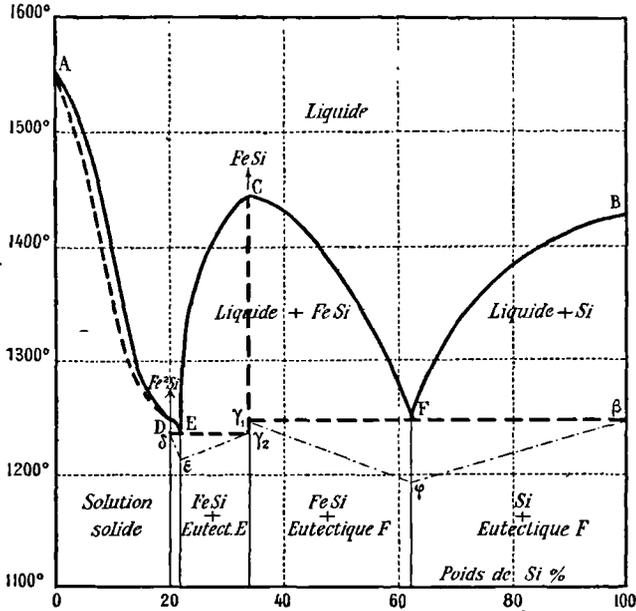


Fig. 123. — Alliages FER-SILICIUM.
Diagramme de solidification.

notablement modifiée par la présence du silicium. Elle baisse régulièrement de 750° à 720° quand Si croît de 0 à 35 %.

348. Aciers au silicium (alliages ternaires). Métallographie. — En étudiant deux séries d'aciers *normalement refroidis*, contenant 0,200 et 0,800 % de carbone, M. Guillet a trouvé que la structure dépendait seulement de la proportion du silicium et non de celle du carbone. Le diagramme est alors très simple : les domaines des différentes structures sont limités par des horizontales (fig. 124).

a) $0 < Si < 5$. Les aciers restent *perlitiques*. Comme il s'agit d'aciers hypo-eutectoïdes, ils sont formés de perlite et de ferrite ; celle-ci renferme le silicium à l'état de solution.

b) $5 < Si < 7$. Il apparaît du *graphite*. Le silicium déplace le

carbone de la cémentite contenue dans la perlite ; celle-ci diminue. Cette

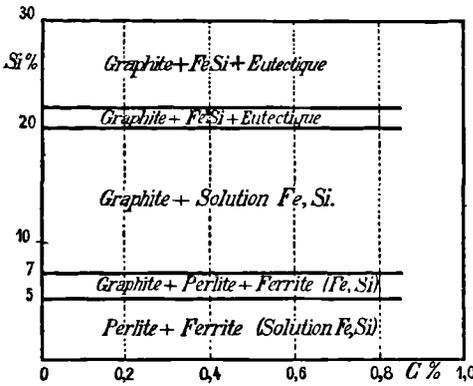


Fig. 124. — Aciers au SILICIUM normaux.
Diagramme.

action est caractéristique du silicium.

c) $Si > 7$. La précipitation du graphite est achevée, tout le carbone est à l'état libre ; la perlite a disparu. L'alliage se comporte comme un mélange mécanique de graphite et d'alliage fer-silicium ; sa constitution dérive de celle qui a été trouvée pour ces alliages binaires, et l'on com-

prend qu'elle soit indépendante de la quantité de carbone.

En se reportant à la figure 123, on voit que, jusqu'à $Si = 20$, on doit avoir

graphite + solution solide.

Puis, au delà de $Si = 21,5$, on trouve de grands cristaux de $FeSi$ noyés dans l'eutectique ($Fe^3Si + FeSi$).

Trempe. Recuit. — La *trempe* est sans effet sur la solution solide fer-silicium. Elle agit donc seulement sur les aciers qui renferment de la perlite, accompagnée ou non de graphite : la perlite est évidemment alors transformée en martensite.

Le *recuit* a une importance particulière pour ces mêmes aciers à perlite : il exagère l'influence du silicium et favorise la précipitation du graphite. Cette précipitation peut être *complète* avec une durée de chauffe suffisante, d'autant plus grande que la teneur en silicium est plus faible. Si bien qu'après un recuit prolongé, *tous* les aciers au silicium ne renferment plus de perlite, mais seulement du graphite associé à l'alliage binaire Fe-Si : le diagramme de la figure 124 ne vaut que pour les aciers refroidis dans les conditions habituelles.

Une fois précipité, le carbone ne peut plus rentrer en solution que par fusion de l'alliage.

Les faits qui précèdent sont entièrement d'accord avec ce que nous

avons dit sur les états d'équilibre des alliages fer-carbone [308] et sur le rôle du silicium [309].

Les structures à cémentite, et par suite à perlite, représentent des équilibres *labiles*, pouvant néanmoins persister dans les aciers ordinaires. *Le silicium agit comme catalyseur* pour favoriser l'établissement de la structure définitivement stable à graphite et ferrite. Son influence à ce point de vue est d'autant plus importante qu'il est plus abondant, que la température et la durée de chauffe sont plus grandes.

Rappelons enfin que cette action caractéristique du silicium joue un rôle capital dans la formation des fontes grises.

PROPRIÉTÉS ET EMPLOIS.

349. Propriétés mécaniques. — La présence du silicium dans les aciers apporte une augmentation assez sensible de la charge de rupture et de la limite élastique ; mais, dès que le graphite apparaît à l'état libre, les allongements et la résistance au choc s'annulent : le métal est fragile et inutilisable. Il convient donc de ne pas employer une trop grande teneur en silicium, et d'éviter des recuits prolongés qui, nous l'avons vu, donneraient du graphite.

Après trempe et recuit convenables, les aciers à faible teneur ont une *limite élastique élevée* et présentent encore une notable *résistance au choc* dans le sens du laminage. Ce sont les qualités que l'on recherche dans un acier pour ressorts.

Dans le sens perpendiculaire à celui du laminage au contraire, on observe une assez grande fragilité.

350. Emplois industriels. — 1° Les aciers au silicium constituent presque exclusivement les *aciers à ressorts*. Ils conviennent très bien pour cet emploi quand il n'y a pas à craindre de choc en travers, et ils sont peu coûteux. C'est cet usage qui nécessite leur fabrication en grande quantité.

La composition type est

Carbone	0,500
Silicium	1,2 à 1,5.

Elle donne, après trempe à l'eau à 900° et revenu à 500°,

R.	120 à 135 kg
E.	100 à 120
A %	12 à 15
Résistance au choc	3 à 7 kgm.

2° Les aciers renfermant de 2 à 3 % de silicium et peu de carbone ont une faible hystérésis magnétique avec une assez forte perméabilité. On en fait des *tôles pour dynamos*. Là aussi, il faut éviter la présence du graphite libre.

ACIERS QUATERNAIRES SILICIUM-MANGANÈSE

351. L'industrie utilise des aciers manganèse-silicium à faible teneur en ces deux éléments (moins de 2 %).

On les prépare au four Martin ou même au convertisseur. Dans ce dernier cas, l'addition finale doit se faire en deux temps : d'abord un ferro-manganèse recarburant, puis, juste au moment de la coulée, le ferro-silicium. Si au contraire on ajoutait simultanément le manganèse et le silicium, ce dernier serait oxydé avant que la recarburation ne se soit produite.

Ces aciers quaternaires ont la même structure que les aciers ternaires au manganèse de même teneur ; la présence du silicium ne la modifie sensiblement pas.

On les utilise, comme les aciers au silicium, pour la fabrication des *ressorts*, et aussi pour des pièces ayant à subir une certaine usure (*engrenages*).

Un bon type moyen renferme

Carbone	0,500
Silicium	1,7
Manganèse	0,7.

Il donne (1)

	R	E	Choc
Après recuit.	85 kg	60 kg	4 kgm
Après trempe à l'huile à 850° et revenu à 500°	130	120	8

1. L. RÉVILLON, *Les Aciers spéciaux* (Gauthier-Villars), p. 172.

ACIERS SPÉCIAUX DIVERS

352. En dehors des aciers spéciaux précédents, on en a étudié d'autres tels que les aciers à l'*aluminium*, au *cobalt*, à l'*étain*, au *cuivre*, au *bore*, au *vanadium*.

Ils présentent en général des structures qui rentrent dans l'un des types déjà examinés.

La plupart n'ont pas montré jusqu'ici des propriétés mécaniques particulièrement intéressantes, justifiant une utilisation industrielle. Il faut en excepter toutefois les aciers à l'aluminium et surtout ceux qui renferment du vanadium.

353. Aciers au cobalt. — Le cobalt, qui en général est très voisin du nickel, donne uniquement des aciers *perlitiques*, au moins jusqu'aux plus hautes teneurs étudiées (C = 0,800; Co = 30).

Ces produits sont sans emploi.

354. Aciers à l'étain. — Aciers au titane. — L'étain et le titane, qui sont de la même famille que le silicium, ne se comportent cependant pas comme lui : ils ne précipitent pas le carbone à l'état de graphite. Ils se dissolvent dans le fer, et le carbone reste entièrement à l'état de *perlite*, du moins tant que l'élément étranger ne dépasse pas 10 %.

Avec l'étain, quand la teneur dépasse 5 %, il apparaît, à côté de la perlite, un constituant spécial qui pourrait être un stannure de fer (Guillet).

355. Aciers au bore. — Le bore se dissout d'abord dans la ferrite ; puis, dès que la teneur atteint 0,5 %, il se fait un constituant spécial (peut-être un boro-carbure de fer) juxtaposé à la ferrite et à la perlite. On n'a pas étudié les aciers renfermant plus de 1,5 % de bore ; ils sont alors trop durs et ne peuvent se forger.

356. Aciers au cuivre. — Le cuivre s'allie au fer *pur* en toutes

proportions (1). Il n'en est plus ainsi en présence du carbone qui, en se combinant avec le fer, rejette une grande partie du cuivre ; celui-ci se précipite à la partie inférieure de la masse fondue et entraîne un peu de fer.

Dans les aciers ordinaires, on peut incorporer quelques unités pour cent de cuivre. La structure reste perlitique et les propriétés mécaniques paraissent améliorées.

357. Aciers à l'aluminium. — L'aluminium se dissout dans le fer pur et donne (2) une série de cristaux mixtes qui sont saturés pour $Al = 34$.

Dans les aciers à l'aluminium, on trouve de la *perlite* ; mais celle-ci est granulaire, plus resserrée, plus compacte que dans les aciers ordinaires ; ce caractère particulier est d'autant plus accentué que la teneur en aluminium est plus grande. Quand cette teneur est suffisante (10 à 15 % suivant la quantité de carbone), la perlite disparaît ; elle est remplacée par de la *cémentite*.

L'aluminium ajouté aux aciers entre donc en solution dans la ferrite et gêne la formation normale de la perlite ; pour une teneur suffisante, la perlite ne peut plus se produire et tout le carbone se trouve à l'état de cémentite libre. Il ne se forme pas de graphite comme dans les fontes contenant de l'aluminium [309].

Les aciers à l'aluminium à faible teneur ont une faible hystérésis magnétique ; ils servent à fabriquer des *tôles de dynamos*.

358. Aciers au vanadium. — Suivant leur composition, les aciers au vanadium montrent à l'examen micrographique les structures suivantes :

- 1° *Perlite* ;
- 2° *Perlite* plus *carbure double* (probablement une combinaison de cémentite et de V^2C ou V^3C^2) ;

1. D'après M. SAHMEN [*Zeits. f. anorg. Chemie*, 57 (1908), p. 9], les alliages binaires fer-cuivre donneraient, par solidification, deux séries de cristaux mixtes avec un point de transition : 1° cristaux riches en fer γ ($0 < Cu < 3,5$) ; 2° cristaux riches en cuivre ($97 < Cu < 100$). Le fer α ne dissoudrait pas le cuivre, si bien que les alliages seraient formés, à froid, de fer pur et de cristaux limites renfermant $Cu = 97$.

2. Alfred-C.-G. GWYER. *Zeits. f. anorg. Chemie*, 57 (1908), p. 126.

3° **Carbure double.** — Il suffit d'une faible quantité de vanadium (0,7 % dans les aciers à 0,200 % de carbone) pour faire apparaître le constituant spécial ou carbure double.

Les aciers perlitiques ($V < 0,7$) ont des propriétés mécaniques très remarquables qui ont excité depuis peu un grand intérêt chez les métallurgistes (1).

Aux faibles teneurs et tant que le constituant spécial n'apparaît pas, le vanadium joue le même rôle que le carbone : *il augmente la dureté, la charge de rupture et la limite élastique, mais en même temps il ne diminue pas les allongements et n'apporte aucune fragilité.*

Ainsi, deux aciers ayant même teneur en carbone ($C = 0,200$) ont donné à l'état normal :

VANADIUM %.	R	A %.	Dureté	Choc
—	—	—	—	—
0.	38	22	95	22
0,6.	54	20	160	20.

Les aciers au vanadium résistent mieux que les autres aux efforts alternatifs. Enfin ils sont particulièrement améliorés par la trempe.

Il est possible que ces très intéressantes propriétés soient dues, non seulement à l'existence d'une certaine quantité de vanadium restant en solution dans l'alliage, mais aussi à une action *épurante*. Le vanadium est en effet capable de se combiner à la fois à l'oxygène et à l'azote. Or l'*azote* existe presque toujours dans l'acier, en forte proportion dans l'acier Bessemer, en proportion moindre dans l'acier Martin et surtout dans l'acier au creuset ; il semble bien être aussi nuisible que l'oxygène aux propriétés mécaniques. Il suffit de très peu de vanadium pour s'en emparer totalement ; la présence de 0,1 % de V dans le métal fini est une garantie que l'azote a été éliminé.

C'est surtout à cette action épurante que M. Taylor attribue l'amélioration par le vanadium des aciers pour outils à coupe rapide [342].

1. Voir *Revue de Métallurgie*, I (1904), p. 525 ; IV (1907), p. 775, Extraits, p. 791 ; V (1908), Extraits, p. 109, 112, 113.

Aciers quaternaires. — Le vanadium peut être avantageusement ajouté aux différents aciers ternaires.

On a préconisé plus particulièrement les aciers *nickel-vanadium* et *chrome-vanadium*, à faible teneur en vanadium. Ce sont des aciers à haute résistance, bien que ductiles et non fragiles. Ainsi, un acier ayant pour composition

Carbone.	0,15
Nickel	6
Vanadium.	0,12

a donné

	R	A %	Dureté	Choc
	—	—	—	—
Après recuit.	6	25	166	20
Après trempe à 850°.	154 ₉	10	302	9.

Rappelons enfin l'emploi du vanadium dans les aciers *rapides* [342].

Par suite de leurs remarquables propriétés, les aciers renfermant du vanadium sont sans doute appelés à un assez grand développement industriel. Ce qui jusqu'ici a pu arrêter leur emploi, c'est le prix élevé de la matière première (environ 60 fr. par kilogramme de V contenu dans le *ferro-vanadium*). Il faut noter toutefois que les aciers les plus intéressants renferment de faibles quantités (0,1 à 0,5 %) de l'élément coûteux.

RÉSUMÉ

359. Les aciers spéciaux renfermant, outre le carbone, un ou plusieurs éléments, ont des propriétés qui sont en rapport étroit avec leur structure micrographique.

On peut les ranger en différents groupes d'après la constitution des alliages normalement refroidis. Les principaux sont :

1° Aciers à perlite (Pl. XXIV, phot. 88). — L'élément étranger entre généralement dans la ferrite à l'état de solution. Tous les aciers spéciaux présentent cette structure pour des teneurs suffisamment faibles de l'élément spécial.

Par leur structure et leurs propriétés, ces aciers perlitiques sont analogues aux aciers ordinaires. Comme eux, ils sont durcis par la trempe en donnant de la martensite.

En général, la présence de l'élément étranger augmente la charge de rupture et la dureté, sans augmenter la fragilité dans la même proportion. En d'autres termes, un acier spécial peut être moins fragile qu'un acier ordinaire de même dureté.

C'est cette *diminution de la fragilité* que l'on recherche, et non pas une augmentation excessive de la résistance. Avec des aciers ordinaires à forte teneur en carbone, on peut obtenir en effet, surtout après trempe, de hautes charges de rupture dépassant 100 kg par millimètre carré ; mais ces aciers durs sont trop fragiles pour être employés comme pièces capables de recevoir des chocs. Au contraire, les aciers spéciaux peuvent présenter des résistances élevées sans devenir fragiles ; cela augmente la sécurité et permet de diminuer considérablement, par comparaison avec les aciers ordinaires, le poids des organes des machines. Ces qualités sont capitales dans la construction automobile qui, en fait, a puissamment contribué au développement de l'industrie des aciers spéciaux.

Au groupe des alliages à perlite, appartiennent les aciers spéciaux les plus fréquemment utilisés : aciers pour la *construction* (nickel, manganèse, vanadium), pour *projectiles, blindages* (chrome), pour *ressorts* (silicium).

2° **Aciers à martensite** (phot. 89). — A l'état *recuit*, ces aciers ont la même structure que les aciers ordinaires à l'état *trempe*. Ils ont aussi des propriétés analogues.

Ils sont à haute charge de rupture, haute limite élastique, faible allongement. Généralement fragiles, durs et difficiles à travailler, ils sont peu utilisés, surtout dans la construction ; quelques-uns servent pour la fabrication des *outils, limes* (chrome).

3° **Aciers polyédriques, à fer γ** (phot. 90). — Ce sont les aciers à forte teneur en nickel ou en manganèse.

D'une dureté et d'une ténacité moyennes, ils sont caractérisés par de grands allongements et par une haute résistance au choc et à l'usure ; ils se polissent bien.

La trempe ne les modifie pas ; ils représentent en effet l'état du fer

stable à haute température. Par contre, un refroidissement énergique donne de la martensite et rend le métal dur et fragile ; l'écroûissage peut produire le même effet.

Les propriétés particulières de ces aciers les désignent pour des usages spéciaux (voir aciers au manganèse). Leur emploi est limité par un prix de revient assez élevé.

4° Aciers à carbure double. — Les grains de carbure apparaissent en blanc par attaque à l'acide picrique (phot. 91). Cette structure se rencontre avec le chrome, le tungstène, le molybdène, le vanadium, etc.

On utilise seulement ceux de ces aciers qui renferment du tungstène ; ils sont particulièrement durs, surtout après trempe, et servent à fabriquer les *outils*. A ce groupe se rattachent les aciers à *coupe rapide*.

5° Aciers à graphite. — C'est le cas des aciers au silicium.

Les aciers renfermant du graphite libre sont fragiles et non ductiles. Ils n'ont aucun emploi.

360. Le grand intérêt des aciers spéciaux ne tient pas seulement à des propriétés meilleures que celles des aciers ordinaires ; il réside aussi dans la grande variété de métaux qu'il est possible d'obtenir, ce qui permet leur *spécialisation*.

Les besoins de l'industrie moderne sont non seulement plus nombreux qu'autrefois, mais aussi plus systématiquement étudiés, connus avec plus de précision. On ne se contente plus de quelques rares marques d'acier convenant à peu près à la plupart des cas ; on cherche, pour chaque usage, à bien déterminer les qualités nécessaires et à trouver un métal qui y réponde exactement. On peut prévoir ainsi le jour où, dans un couteau de bazar, la lame, le tire-bouchon, la lime à ongle et le poinçon seront chacun en un acier différent.

Dans la recherche de l'alliage nouveau qui doit répondre à une exigence précise, l'étude de la constitution doit être d'un grand secours. Sans doute, la connaissance de la structure micrographique ne donne pas toutes les propriétés avec rigueur et ne saurait dispenser des essais mécaniques ; mais, en utilisant les relations générales que nous venons de rappeler, elle permet de restreindre considérablement le champ de ces essais, généralement longs et pénibles, et de les limiter

aux alliages qui présentent une constitution compatible avec les propriétés cherchées.

Ces remarques peuvent s'appliquer également à des groupes d'alliages autres que les aciers, en particulier aux *bronzes* et aux *laitons spéciaux* (chap. xvi et xviii).

Là aussi, nous avons trouvé un grand choix d'alliages voisins, une spécialisation de leurs emplois, et des relations générales entre la structure et les propriétés, pouvant servir de guides dans l'étude et l'utilisation des métaux nouveaux.

Ces différents exemples montrent bien la nature des services que peuvent rendre à la pratique industrielle les études théoriques sur la constitution des alliages.

TABLE DES FIGURES

Figures.	Pages.
1. Four à creuset à tirage naturel.	19
2. Four oscillant PIAT (Coupe).	19
3. Four oscillant PIAT.	20
4. Cubilot.	21
5. Four GIROD, à résistance électrique extérieure.	22
6-7. Four KJELLIN, à induction.	23
8-9. Four HÉROULT, à deux électrodes.	24
10. Convertisseur BESSEMER-THOMAS.	30
11. Chaleur de formation des alliages CUIVRE-ZINC.	48
12. Attaque d'une surface polie par voie électrolytique.	53
13. Schéma du microscope LE CHATELIER.	54
14. Microscope LE CHATELIER.	56
15. Microscope LE CHATELIER (Disposition générale pour la photographie).	57
16. Dispositif pour REPÉRAGE en métallographie.	58
17. Diagramme de solidification. Cas où se déposent deux métaux purs (Alliages ÉTAÏN-PLOMB).	73
18. Courbes de refroidissement.	80
19. Courbe de refroidissement quand il y a RECALESCENCE.	83
20. Diagramme. Cas d'une COMBINAISON avec MAXIMUM du liquidus et deux eutectiques (Alliages MAGNÉSIUM-ZINC).	85
21. Diagramme. Cas d'une COMBINAISON avec un seul eutectique (Alliages MAGNÉSIUM-BISMUTH).	87
22. Diagramme. Cas d'une COMBINAISON avec point de TRANSITION.	89
23. Diagramme des alliages ANTIMOÏNE-SODIUM. Eutectique de deux combinaisons.	93
24. Diagramme des alliages BISMUTH-SODIUM. Point de transition de deux combinaisons.	94
25. Diagramme. Cas d'une SOLUTION SOLIDE (Alliages ANTIMOÏNE-BISMUTH).	97
26. Courbe de refroidissement pendant le dépôt d'une solution solide.	99
27. Maximum du liquidus dans le cas d'une solution solide.	101
28. Diagramme de solidification. Eutectique de deux solutions solides.	105
29. Diagramme de solidification. Point de transition de deux solutions solides.	108
30. Diagramme. Cas de deux couches liquides (Alliages PLOMB-NICKEL).	111

Figures.	Pages.
31. Diagramme des alliages CUIVRE-COBALT. Deux couches liquides et solution solide.	113
32. Diagramme des alliages ARGENT-ANTIMOINE.	118
33. Alliages ternaires PLOMB-ÉTAIN-BISMUTH. Diagramme triangulaire .	124
34. Alliages ternaires PLOMB-ÉTAIN-BISMUTH. Surfaces de solidification.	125
35. Courbe de refroidissement d'un alliage ternaire	127
36. Transformation allotropique d'une combinaison (Alliages NICKEL-SILICIUM)	132
37. Deux solutions solides formant un eutectique.	133
38. Solution solide en équilibre avec d'autres phases solides (Alliages FER-CARBONE).	135
39. Formation, par refroidissement, d'une combinaison aux dépens de deux solutions solides (Alliages NICKEL-ANTIMOINE).	137
40. Appareil pour l'enregistrement photographique des courbes de refroidissement (Wologdine).	151
41. Pyromètre à écoulement de gaz (Job). Schéma	153
42. Pyromètre à écoulement de gaz. Disposition d'ensemble.	154
43. Pyromètre à écoulement de gaz. Disposition d'un voltamètre. . . .	155
44. Schéma de la méthode différentielle pour la détermination des points de transformation.	156
45. Galvanomètre double de M. Le Chatelier.	157
46. Courbe obtenue au galvanomètre double	158
47. CONDUCTIBILITÉ ÉLECTRIQUE des alliages. Différentes formes de la courbe suivant la constitution.	161
48. RÉSISTANCE ÉLECTRIQUE de quelques alliages. Variation avec la température.	164
49. FORCE ÉLECTROMOTRICE DE DISSOLUTION (Alliages étain-chrome). . . .	167
50. — — — — (— antimoine-bismuth).	167
51. — — — — (— étain-fer).	167
52. — — — — (— plomb-tellure).	167
53. Cycle d'hystérésis et courbe d'aimantation.	170
54. Courbes d'aimantation du FER à différentes températures	172
55. Susceptibilité magnétique du FER en fonction de la température. . .	173
56. Mesure de la DILATATION à haute température	180
57. Courbe de TRACTION.	185
58. Éprouvette pour essai à la traction	187
59. Enregistrement d'une courbe de traction	189
60. Essai de PLIAGE.	192
61. Essai de CISAILLEMENT.	192
62. Réglette de M. Le Chatelier pour mesurer le diamètre des empreintes à l'essai de Brinell.	193
63. Barreau entaillé pour essai au choc.	198
64. Mouton rotatif de M. Guillery pour essai au choc.	199
65. RÉSISTANCE à la traction de quelques métaux et alliages, en fonction de la température.	204
66. Alliages OR-ARGENT. Solidification. Couleur. Conductibilité électrique	214
67. Alliages OR-CUIVRE. Diagramme. Conductibilité électrique.	216

Figures.	Pages.
68. Alliages ARGENT-CUIVRE. Diagramme. Couleur.	218
69. Alliages ANTIMOINE-BISMUTH. Diagramme.	226
70. Alliages ANTIMOINE-BISMUTH. Force électromotrice de dissolution.	227
71. Alliages ÉTAÏN-PLOMB. Diagramme.	228
72. Alliages PLOMB-ANTIMOINE. Diagramme. Propriétés mécaniques.	231
73. Alliages PLOMB-ANTIMOINE. Force électromotrice de dissolution.	232
74. Alliages ÉTAÏN-ANTIMOINE. Diagramme. Propriétés mécaniques.	234
75. Alliages ÉTAÏN-ANTIMOINE. Force électromotrice de dissolution.	236
76. Alliages ÉTAÏN-ANTIMOINE. Conductibilité électrique.	237
77. Alliages ÉTAÏN-BISMUTH, PLOMB-BISMUTH. Solidification.	240
78. Diagramme de solidification du CUIVRE OXYDÉ.	245
79. Préparation du CUIVRE PHOSPHORÉ.	246
80. Alliages CUIVRE-PHOSPHORE. Diagramme de solidification.	247
81. Alliages CUIVRE-PHOSPHORE. Force électromotrice de dissolution. Volume spécifique.	248
82. Alliages CUIVRE-MANGANÈSE. Diagramme d'après M. Wologdine.	250
83. Alliages CUIVRE-MANGANÈSE. Diagramme d'après M. Zemczuzny.	251
84. Alliages CUIVRE-MAGNÉSIUM. Diagramme. Propriétés.	255
85. Alliages CUIVRE-ÉTAÏN (BRONZES). Diagramme d'équilibre.	259
86. Alliages CUIVRE-ÉTAÏN (BRONZES). Propriétés physiques.	265
87. Alliages CUIVRE-ÉTAÏN. Constitution. Couleur. Propriétés méca- niques. Emplois industriels.	269
88. Alliages CUIVRE-ZINC (LAITONS). Diagramme d'équilibre.	284
89. Alliages CUIVRE-ZINC. Conductibilité électrique. Force électromotrice de dissolution.	284
90. Alliages CUIVRE-ZINC. Constitution. Propriétés. Emplois industriels.	290
91. Laitons à l'ALUMINIUM. Diagramme.	300
92. Laitons au MANGANÈSE. Diagramme.	305
93. Laitons au MANGANÈSE. Résistance et allongement.	306
94. Laitons à l'ÉTAÏN. Diagramme.	307
95. Laitons au SILICIUM. Diagramme.	310
96. Alliages CUIVRE-ALUMINIUM. Diagramme. Propriétés. Emplois.	318
97. Alliages CUIVRE-ALUMINIUM. Solidification.	319
98. Alliages CUIVRE-ALUMINIUM. Dilatation. Force électromotrice de dis- solution.	321
99. Alliages ALUMINIUM-MAGNÉSIUM. Diagramme. Malléabilité.	324
100. Alliages NICKEL-CUIVRE. Diagramme. Conductibilité électrique.	330
101. REFROIDISSEMENT des alliages fer-carbone.	367
102. CALORIMÉTRIE du fer.	368
103. DILATATION des alliages fer-carbone.	369
104. RÉSISTANCE ÉLECTRIQUE. Fer pur et acier.	370
105. DIAGRAMME d'équilibre des alliages FER-CARBONE ($C < 2$).	377
106. Alliages FER-CARBONE. Diagramme du système à CÉMENTITE.	387
107. Alliages FER-CARBONE. Diagramme du système à GRAPHITE.	389
108. Alliages FER-CARBONE. Diagramme général.	395
109. Propriétés mécaniques des ACIERS ORDINAIRES.	398
110. Alliages FER-NICKEL. Diagramme.	404
111. Aciers au NICKEL normaux. Diagramme.	407

Figures.	Pages.
112. Aciers au NICKEL. Coefficient de dilatation.	411
113. Aciers au NICKEL normaux. Propriétés mécaniques.	412
114. Alliages FER-MANGANÈSE. Diagramme de solidification.. . . .	417
115. Aciers au MANGANÈSE. Résistance électrique.	418
116. Aciers au MANGANÈSE normaux. Diagramme	419
117. Aciers au TUNGSTÈNE normaux. Diagramme.. . . .	422
118. Aciers au TUNGSTÈNE normaux. Propriétés mécaniques.	423
119. Aciers au MOLYBDÈNE normaux. Diagramme	425
120. Aciers au CHROME normaux. Diagramme	426
121. Aciers au CHROME normaux. Propriétés mécaniques.	427
122. DURETÉ à chaud des aciers.	431
123. Alliages FER-SILICIUM. Diagramme de solidification.	436
124. Aciers au SILICIUM normaux. Diagramme.	437

TABLE DES NOMS D'AUTEURS

<p style="text-align: center;">A</p> <p>Arpi, 79.</p>	<p>Curie P., 171, 174, 371. Curie (M^{me}), 426.</p>
<p style="text-align: center;">B</p> <p>Babbitt, 340. Bauer, 247. Baykoff, 341. Beauverie, 57. Beck, 367. Belloc, 370, 373. Benedicks, 79, 383, 386. Berthelot (Daniel), 212. Bessemer, 29, 351. Blanc, 9. Blough, 258, 267. Bouasse, 184. Boudouard, 254, 255, 256, 323. Brinell, 193, 194, 195, 270, 412, 420, 432. Buchetti, 275.</p>	<p style="text-align: center;">D</p> <p>Darcet, 241. Dejean, 243, 245, 317. Deshayes, 398. Dick, 311. Dœrinckel, 113. Dumas, 175, 403.</p>
<p style="text-align: center;">C</p> <p>Campbell, 317. Carnot, 44, 45, 435. Carpenter, 317, 320, 321, 355, 367, 373, 376, 386, 410. Cartaud, 8, 10, 372. Charpy, 123, 180, 182, 198, 203, 227, 228, 230, 234, 239, 240, 241, 283, 289, 334, 361, 362, 368, 373, 386, 390. Clamer, 334. Cohen E., 224. Crace-Calvert, 266.</p>	<p style="text-align: center;">E</p> <p>Edwards, 317, 320, 321. Ehrensberger, 198.</p>
<p style="text-align: center;">F</p>	<p style="text-align: center;">F</p> <p>Fabry, 56. Feussner, 331. Fizeau, 180. Frémont 10, 33, 190, 193, 198, 200.</p>
<p style="text-align: center;">G</p>	<p style="text-align: center;">G</p> <p>Gautier H., 355. Gernez, 132. Gin, 24. Girod, 21, 353. Gœrens, 386. Goldschmidt, 28, 252, 315, 402. Gontermann, 230.</p>

Goutal, 44, 45, 435.
 Grenet, 180, 182, 368, 373.
 Grube, 86, 323, 325.
 Guertler, 132, 160, 175, 214, 217, 240,
 265, 286, 329, 331, 341, 403, 405,
 435.
 Guillaume, 170, 180, 403, 410, 416.
 Guillery, 194, 199.
 Guillet, 42, 58, 59, 179, 206, 211, 217,
 242, 247, 252, 270, 271, 277, 291,
 295, 297, 302, 307, 308, 310, 317,
 320, 326, 355, 402, 406, 412, 419,
 421, 423, 427, 436, 440.
 Gwyer, 317, 320, 326, 441.

H

Haas, 286.
 Hadfield, 401, 410, 416, 420.
 Hérault, 24, 353.
 Herschkowitch, 47, 266.
 Heusler, 170, 416.
 Heycock, 218, 257, 258, 262, 267, 340.
 Heyn, 245, 247.
 Hiernaux, 64.
 Hobson, 384.
 Hollard, 242.
 Hüttner, 100.

J

Job, 150, 152.

K

Kapp, 227.
 Keeling, 355, 367, 373, 376, 386.
 Kirke Rose, 214, 216.
 Kjöllin, 22.
 Knab, 31, 221.
 Konstantinow, 114.
 Kourbatoff, 362.
 Kurnakow, 86, 216, 329, 331.

L

Laurie, 266.
 Lebeau, 253, 435.
 Le Chatelier André, 11, 203, 205.

Le Chatelier Henry, 51, 52, 54, 55, 63,
 146, 147, 150, 157, 160, 163, 165,
 180, 181, 193, 194, 195, 266, 286,
 317, 320, 341, 368, 373, 417, 432.
 Levin, 416, 417.
 Lodge, 266.
 Longmuir, 410.
 Lossew, 137.
 Louguinine, 48.
 Lumière, 57.

M

Maey, 178, 228, 266.
 Marey, 155.
 Martin, 20, 349, 352.
 Mathews, 317.
 Mathewson, 94, 95, 113.
 Matignon, 21, 25, 355.
 Matthiesen, 160, 217, 219, 228, 232,
 236, 240, 266, 286.
 Maurain Ch., 7, 170.
 Maurer, 364, 383, 385.
 Mesnager, 189.
 Moissan, 435.

N

Neville, 218, 257, 258, 262, 267, 340.
 Newton, 241.

O

Osmond, 7, 8, 10, 212, 219, 362, 366,
 372, 403, 406, 417, 426, 434, 435.

P

Pérot, 56.
 Petrenko, 117.
 Piat, 19, 20.
 Pionchon, 367.
 Portevin, 110, 117, 158, 211, 361, 386.
 Pouchine, 165, 168, 232, 236, 266,
 287, 320.
 Pourcel, 357.

R

Raoult, 72.
 Reinders, 234.

Révillon, 57, 195, 198, 402, 439.	Taylor, 384, 430, 431, 432, 433, 434, 442.
Riche, 178, 266, 268.	Thomas, 30, 351.
Roberts, 266.	Toutourine, 169.
Roberts-Austen, 141, 151, 156, 212, 214, 216, 282.	
Robin, 432.	
Roland-Gosselin, 230, 234.	U
Roozeboom, 360, 361.	
Rosambert, 147.	Upton, 271.
Rudolfi, 253.	Urasow, 250.
Rykowskow, 250.	
	V
S	
Sahmen, 250, 254, 441.	Vegesack, 129.
Saladin, 156, 157, 169, 366.	Vigouroux, 42, 253.
Sauveur, 386.	
Schlœsing, 51.	W
Schukareff, 48.	
Shepherd, 258, 259, 261, 267, 271, 282, 287, 289, 326.	Wagner, 355.
Sorby, 49.	Weber, 286.
Spring, 27, 38.	Weiss P., 10, 171, 175, 328, 367.
Stead, 45.	Wiesengrund, 227.
Stepanow, 86.	Williams, 234.
Stoffel, 129, 227, 239, 240.	White, 430, 432.
	Wologdine, 151, 250, 251, 252.
	Wood, 241.
	Wust, 386.
	Z
T	
Tammann G., 82, 88, 100, 117, 132, 175, 211, 329, 403, 405, 406, 416, 417, 435.	Zemczuzny, 216, 250, 251, 252, 329, 331.

TABLE ALPHABÉTIQUE DES MATIÈRES

A	
Accumulateurs (plaques d')	233
Acier au creuset	354
— cémenté	354
Aciers à l'aluminium	440, 441
— au bore	440
— à carbure double	422
	425, 426, 433, 442, 445
Aciers au chrome	
Constitution	426
Emplois	428
Préparation	425
Propriétés	427
Trempe	427
Aciers au chrome-nickel	
Constitution	428
Emplois	429
Aciers au chrome-tungstène	430
— au chrome-vanadium	443
— au cobalt	440
Aciers à coupe rapide	
Composition	432, 443
Définition	430
Dureté	431
Traitement thermique	433
Structure métallographique	433
Supériorité comme aciers à outils	430
Aciers au cuivre	440
— à l'étain	440
— à graphite	445
Aciers au manganèse	
Constitution	416
Diagramme	419
Emplois	420
Préparation	415
Propriétés mécaniques	419
	Résistance électrique 417
	Aciers au manganèse-silicium . 195, 439
	Aciers à martensite 444
	Aciers au molybdène
	Constitution 425
	Emplois 425
	Préparation 424
	Propriétés 425
	Aciers au nickel
	Cémentation 410
	Constitution 403
	Diagramme 407
	Dilatation 410
	Emplois 413
	Magnétisme 403
	Métallographie 62, 406
	Préparation 403
	Propriétés mécaniques 411
	Traitements thermiques 409
	Trempe 413
	Aciers au nickel-chrome (v. aciers au chrome-nickel)
	Aciers au nickel-vanadium 443
	— à perlite 443
	Aciers au silicium
	Constitution 436
	Diagramme 436
	Emplois 438
	Métallographie 436
	Préparation 434
	Propriétés 438
	Recuit 436
	Trempe 436
	Aciers au silicium-manganèse . 195, 439
	— au titane 440
	Aciers au tungstène
	Constitution 421
	Emplois 424

Préparation	421	Aimantation	170
Propriétés mécaniques	423	Alfénide	333
Trempe	423	Alliages (définition)	15
Aciers au tungstène-chrome	430	Alliages aluminium-antimoine	88
— au vanadium	441	— aluminium-cuivre	
— au vanadium-chrome	443	Chaleur de formation	48
— au vanadium-nickel	443	Conductibilité électrique	164
— martensitiques	444	Constitution	317
— martensitiques au nickel	408	Densité	179
— Mushet	431, 432	Emplois	322
Aciers ordinaires		Préparation	316
Classification	359	Propriétés	320
Composition	355	Résistance à chaud	205
Conductibilité électrique	163	— aluminium-étain	326
Constitution	135, 373	— aluminium-fer	326
Définition	358	— aluminium-magnésium	
Diagramme	376	Constitution	122, 323
Dilatation	373	Emplois	325
Propriétés mécaniques	398	Propriétés	325
Recalescence	374, 380	— aluminium-manganèse	326
Refroidissement	373	— aluminium-nickel	326
Résistance électrique	373	— aluminium-sodium	113
Résistance mécanique à chaud	204	— aluminium-thallium	113
Thermo-électricité	373	— aluminium-tungstène (étude chi-	
Transformations	373	mique)	42
Aciers perlitiques	443	— aluminium-zinc	326
— perlitiques au nickel	407	— antimoine-aluminium	88
— polyédriques	444	— antimoine-argent	117
— polyédriques au nickel	408	— antimoine-bismuth	
— pour aimants	424, 425	Constitution, diagramme	95
— pour outils	424, 430	121, 226	
— pour ressorts	424, 438, 439, 444	Force électromotrice de disso-	
— quaternaires	428	lution	166, 227
430, 439, 443		Propriétés	227
— rapides (v. aciers à coupe		Refroidissement	99
rapide)		Thermo-électricité	169, 227
Aciers trempés (Constituants)	382	— antimoine-cuivre	341
Aciers spéciaux		— antimoine-cuivre-étain	340
Généralités sur la constitution	402	— antimoine-cuivre-étain-plomb	341
Préparation	401	— antimoine-étain (v. A. étain-	
Résumé	443	antimoine)	
Aciers spéciaux divers	440	— antimoine-étain-plomb	338
Addition finale	351	— antimoine-magnésium	86
Affinage	29	— antimoine-nickel (v. A. nickel-	
Affinage des aciers	435	antimoine)	
— au bas-foyer	350	— antimoine-plomb (v. A. plomb-	
— au convertisseur	351	antimoine)	
— électrique	353	— antimoine-sodium	94
— de la fonte	348	— argent-antimoine	117
— sur sole	352	— argent-cuivre	
Agrégats	35	Conductibilité électrique	219
62, 63, 363		Constitution	103
Aiguilles de chemins de fer (métal		121, 133, 218	
pour)	420	Couleur	220
Aimants (aciers pour)	424, 425	Emplois	220

Malléabilité	220	Volume spécifique	248
Métallographie	103, 219	Alliages cuivre-or (v. A. or-cuivre)	
Propriétés	220	— cuivre-silicium (constitution,	
Solidification	218	emplois, propriétés).	253
Alliages argent-or (v. A. or-argent)		— cuivre-zinc (v. Laitons ordi-	
— argent-or-cuivre.	220	naires)	
— binaires (solidification).	70	— étain-aluminium	326
— bismuth-antimoine (v. A. an-		— étain-antimoine	
timoine-bismuth)		Conductibilité électrique	236
— bismuth-étain	240	Constitution	233, 338
— bismuth-magnésium	86	Emplois.	64, 238, 338
— bismuth-plomb (v. A. plomb-		Force électromotrice de disso-	
bismuth)		lution.	236
— bismuth-plomb-étain	123, 239	Propriétés	237
— bismuth-sodium	95	— étain-antimoine-plomb	338
— cadmium-étain (conductibilité)	160	— étain-bismuth	240
— cadmium-zinc (conductibilité)	160	— étain-cadmium (conductibilité).	160
— carbone-fer (v. A. fer-car-		— étain-chrome (f. é. m. de disso-	
bone)		lution)	166
— chrome-étain (f. é. m. de disso-		— étain-cuivre (v. Bronzes ordi-	
lution)	166	naires)	
— cobalt-cuivre (v. A. cuivre-co-		— étain-cuivre-antimoine	340
balt).		— étain-cuivre-antimoine-plomb	341
— cuivre-aluminium (v. A. alu-		— étain-fer (f. é. m. de dissolu-	
minium-cuivre).		tion).	166
— cuivre-antimoine	341	— étain-magnésium	86
— cuivre-argent (v. A. argent-		— étain-nickel	42
cuivre)		— étain-phosphore	249
— cuivre-argent-or.	220	— étain-plomb	
— cuivre-cobalt		Conductibilité électrique	160, 227
Conductibilité	162	Constitution	76, 227
Diagramme.	114	Emplois	229
— cuivre-étain (v. Bronzes ordi-		Force électromotrice de disso-	
naires)		lution	228
— cuivre-étain-antimoine.	340	Propriétés	229
— cuivre-étain-antimoine-plomb	341	Solidification	71
— cuivre-fer	311, 441	Volume spécifique	228
— cuivre-magnésium		— étain-plomb-bismuth	123, 239
Constitution	254	— fer-aluminium	326
Emplois	256	— fer-carbone	
Propriétés	256	Classification	357
— cuivre-manganèse		Composition des produits in-	
Constitution	250	dustriels	355
Emplois	252	Constituants métallographiques	
Propriétés	252	60, 362	
Résistance à chaud.	205, 253	Constitution	135, 360
— cuivre-nickel (v. A. nickel-		Diagramme général	394
cuivre)		Étude chimique	43, 361
— cuivre-nickel-zinc	332	Métallographie	362
— cuivre-phosphore		Nomenclature.	357
Constitution	247	Préparation industrielle	345
Dureté	249	Statistique.	356
Emplois	249	(Voir aussi Aciers. Fontes)	
Force électromotrice	248	— fer-cuivre	311, 441
Préparation	246	— fer-étain (f. é. m. de dissolution).	166

Alliages de fer non magnétiques		Alliages phosphore-cuivre (v. A. cuivre-phosphore)	
— fer-manganèse	405, 416	— phosphore-étain	249
— fer-nickel	403	— pour pièces frottantes (anti-frictions)	
— ferromagnétiques	170	Constitution	336
— fer-silicium	435	Définition	334
— fer-zinc	311	Qualités nécessaires	335
— fusibles	239	Résumé	343
— irréversibles	403, 405	Types principaux	337
— légers	316	— plomb-antimoine	
	322, 327	Conductibilité	232
— magnésium-aluminium (v. A. aluminium-magnésium)		Constitution	230, 337
— magnésium-antimoine	86	Emplois	233, 338
— magnésium-bismuth	86	Force électromotrice de dissolution	231
— magnésium-cuivre (v. A. cuivre-magnésium)		Propriétés	232, 337
— magnésium-étain	86	— plomb-bismuth	
— magnésium-plomb	86	Constitution	240
— magnésium-sodium	113	Force électromotrice de dissolution	166
— magnésium-zinc	86	— plomb-étain (v. A. étain-plomb)	
— magnétiques de Heusler.	170, 416	— plomb-étain-antimoine	338
— manganèse-aluminium	326	— plomb-étain-antimoine-cuivre	341
— manganèse-cuivre (v. A. cuivre-manganèse)		— plomb-étain-bismuth.	123, 239
— manganèse-fer	416	— plomb-magnésium	86
— nickel-aluminium	326	— plomb-nickel	110
— nickel-antimoine		— plomb-tellure (f. é. m. de dissolution)	167
Diagramme	137	— silicium-cuivre (constitution, emplois, propriétés).	253
Transformation	140, 143	— silicium-fer.	435
Trempe	145	— silicium-nickel	132
— nickel-cuivre		— sodium-aluminium	113
Conductibilité	161	— sodium-antimoine	94
Constitution	329	— sodium-bismuth	95
Emplois	331	— sodium-magnésium	113
Propriétés	331	— sodium-zinc	113
— nickel-cuivre-zinc	332	— tellure-plomb (f. é. m. de dissolution)	167
— nickel-étain	42	— ternaires (solidification).	122
— nickel-fer	403	— thallium-aluminium	113
— nickel-plomb	110	— thallium-or	113
— nickel-silicium	132	— tungstène-aluminium (étude chimique)	42
— or-argent		— zinc-aluminium	326
Conductibilité	161, 214	— zinc-cadmium (conductibilité)	160
Constitution	214	— zinc-cuivre (v. Laitons ordinaires)	
Couleur	215	— zinc-cuivre-nickel	332
Emplois	215	— zinc-fer	311
Malléabilité	215	Alliages zinc-magnésium.	86
— or-argent-cuivre	220	— zinc-sodium	113
— or-cuivre		Allongement	2, 187
Conductibilité	217		
Constitution	102, 215		
Emplois	217		
Malléabilité	217		
Solidification	102, 219		
— or-thallium	113		

Allongement localisé	185
— réparti	185
Allotropie	130
Allotropie de l'étain	224
Allotropie du fer	366, 371
— du nickel	328
Aluminium	13, 245, 314
Aluminium (alliages renfermant de l')	42
88, 113, 117, 316, 323, 326	
Aluminium (conductibilité électrique)	314
Aluminium (aciers à l')	440, 441
Aluminothermie	28, 315
Analyse chimique (par la métallographie)	63, 64
Analyse élémentaire	39, 41
Analyse immédiate	39, 41
Analyse thermique	416
Anglais (métal)	238
Antifrictions (v. A. pour pièces frottantes)	
Antimoine	16, 225
Antimoine (alliages renfermant de l')	86
88, 94, 95, 117, 137, 226, 230, 277, 297	
338, 340.	
Antimoniure de zinc	341
Argent	13, 243
Argent (alliages renfermant de l')	117
214, 218, 220	
Argent (conductibilité électrique)	314
Argentan	333
Association internationale des méthodes d'essai	202
Attaque d'une surface polie pour métallographie	52
Austenite	364, 382
Automobiles (métal pour)	323, 429, 430
Auto-trempants (aciers)	423
Azote (dans les aciers)	442

B

Bains de chauffage pour trempe	147
— pour revenu	149
Bains de trempe	148, 241
Balles	233, 331
Barreaux entaillés	197
Bas-foyer	350
Bas-relief (polissage en)	52
Bessemer	351
Billes pour roulement	428

Bijouterie (fausse)	293
Bismuth	16, 225
Bismuth (Alliages renfermant du)	86
113, 226, 239, 240	
Blindage (plaques de)	429, 444
Bore (aciers au)	440
Brasure	294
Bronze plastique	279, 343
— Roma	306
Bronzes à l'aluminium	277
— d'aluminium	165, 316, 322
— d'art	274
— désoxydés	276
— à frottement	273, 342
Bronzes ordinaires (Alliages cuivre-étain)	
Conductibilité électrique	265
Constitution	257, 266
Couleur	268
Densité	266
Dilatation	266
Dureté	270
Emplois	272
Étude chimique	264
Force électromotrice de dissolution	266
Fragilité	270
Liquation	268
Malléabilité	270
Préparation	257
Résistance à la rupture	269
Trempe	270
Bronzes manganèse	306
— au manganèse	277
— mécaniques	273
— au phosphore	277, 278
— au plomb	278, 342
— au plomb et au nickel	279, 343
— au silicium	277, 278
— spéciaux	276, 446

C

Cadmium (alliages en renfermant)	129
160, 239, 241	
Cahiers des charges	200
Calorimétrie du fer	368
Canons (métal à)	273, 444
Caractères d'imprimerie	233
Carbone combiné	361
— graphitique	362
— de recuit	362
— de trempe	361, 364

Carbure double (aciers à)	422	Conductibilité électrique	160
— de fer et de chrome	426	— (influence des impuretés)	162
— de fer et de tungstène	422	— (variation avec la température)	163
— de fer et de vanadium	441	— de quelques métaux	314, 369
Carburite	353	— de différents alliages (v. à cha-	
Cartouches (étuis à)	293	cun d'eux).	
Catalyseur (le silicium comme).	396, 438	Constantan	332
Cément	354	Constituants des aciers recuits.	362
Cémentation	27	— des aciers trempés	363, 382
— (de l'acier)	354, 397	— des fontes	365
Cémentite	42	Constituants métallographi-	
60, 136, 361, 363		ques.	60
Cémentite (formation et décompo-		Constitution chimique	38
sition de la)	392	Constitution des alliages (sa déter-	
Cémentite (système à)	386	mination)	35, 208
Chaleur de formation des al-		— de différents alliages (v. à cha-	
liages.	47	cun d'eux).	
Chaleur spécifique des alliages	176	Constitution des aciers	373
— du fer	368	— des fontes	386
Charge de rupture	3, 187	— des solutions solides	420
Charge d'un creuset	20	Construction (aciers pour)	444
Chauffage électrique	26	Constructions navales (métal pour)	304
Chemins de fer (cahiers des charges).	201	306, 309, 312	
Chiffre de Brinell	194	Convertisseur	29
Choc (essais au)	196	Corrosion (essai de)	33, 200
Chrome	16	Corroyage	28
Chrome (alliages renfermant du)	166	Coulée	31
425, 428, 430, 433		Couleur de quelques alliages	215
Chromite	425	220, 268, 289	
Cintrage	192	Couleurs de recuit	149
Cisaillement	192	Couple thermo-électrique	150
Classification des aciers industriels	359	Courbe d'aimantation	170
Clinquant	293	Courbe des durées de cristalli-	
Clochettes	274	sation eutectique.	82
Cloches	274	Courbe des durées de transfor-	
Cobalt (alliages de)	114, 162	mation isotherme	109, 116, 140
Cobalt (aciers au)	440	Courbe des paliers	82, 92
Cobalt (magnétisme).	175	— de refroidissement.	79, 127, 140
Coefficient d'équivalence.	297, 312	— de traction	185
Combinaison (détermination de la		— de transformation.	138, 139
formule)	92	Coussinets	273, 334
— (diagramme dans le cas d'une).	83	Creusets	19
— se formant lentement dans un		Cristallisation des métaux	7
alliage fondu	88	Cristaux élémentaires consti-	
Commission des méthodes d'essais.	193, 202	tuant les alliages	37
Comparaison des différents procédés		Cristaux isomorphes	37
de fusion	25	— mixtes	37, 95
Comparateur	180	— — hétérogènes	99
Composition eutectique	74	Cubilot	20, 25
Composition de fers et aciers	355	Cuivre.	12, 242
— de fontes	346	Cuivre (aciers au)	440
Compression (essai à la)	191	— (alliages renfermant du)	114, 170
Compression des lingots	33	215, 218, 220, 221, 246, 250, 253, 254	
Conducteurs électriques.	243, 254	257, 276, 281, 295, 311, 316, 329, 332	
		340, 341, 441.	

Cuivre (conductibilité électrique) 163, 314	Ecrouissage 5, 11
— (résistance à chaud) 205	Efforts brusques 196
— électrolytique 242	— gradués 196
— jaune 281	Elastique (limite) 3, 186, 190
— oxydé 244	Engrenages 273, 439
— phosphoré 246	Enregistrement photographique des
— silicié 254	températures 151
Cupro-aluminium 297	Entretôises 204, 253
Cupro-manganèse 249, 304	Eprouvette pour essais 187
Cupro-phosphore 249	Equilibre chimique 65
Cupro-silicium 254	Equivalence (coefficient d') 297, 312
Cuvettes de roulement 428	Espèce chimique 37
Cycle d'hystérésis 170	Essais 183 , 209
	Essai au choc 196
	— de cintrage 192
	— cisaillement 192
	— compression 191
	— corrosion 33, 200
	— dureté 193
	— flexion 192
	— pliage 192
	— traction 184 , 191
	Etain 13, 131, 223
	Etain (aciers à l') 440
	Etain (alliages renfermant de l') 42
	86, 123, 129, 170, 227, 233, 240, 249
	257, 307, 326, 338, 340, 341.
	Etamage 225
	Etirage 33
	Etude chimique des alliages. 40, 264
	Eutectique (résistance mécanique
	d'un) 39
	Eutectique de deux combinaisons. 94
	— de deux métaux purs 74
	— de deux solutions solides 105
	Eutexie 74
	Eutectoïdes 136, 381
	Examen microscopique 54
	F
	Facteurs de l'équilibre 66
	Fer 12, 345
	Fer
	Aimantation 170 , 370
	Allotropie 131, 366
	Chaleur spécifique 367
	Cristallisation 7, 371
	Dilatation 368
	Formes cristallines 7, 371
	Magnétisme 170 , 370
	Pouvoir thermo-électrique. 369
	Préparation 348
	Résistance électrique 369
	E
Eau de mer (résistance à l') 309	

Transformations	366, 372	Fusion des alliages (mécanisme).	78
Variétés allotropiques	371	— (procédés de)	47, 25
Fer (alliages renfermant du)	311		
	326, 345, 401		
Fer blanc	225		
— chromé	425		
Fers (définition).	358		
Ferrite	60, 362		
Ferro-chrome	402, 425		
Ferromagnétisme	170		
Ferro-manganèse	352, 353, 415		
Ferro-molybdène	424		
Ferro-nickel	414		
Ferro-silicium	44, 435		
Ferro-tungstène	402, 421		
Ferro-vanadium	443		
Fils téléphoniques.	254		
Fin de solidification. 75, 99, 114, 128			
Flexion (essai de).	192		
Fontes			
Affinage	348		
Composition	346		
Constitution	386		
Définition	357		
Emplois	347		
Préparation	346		
Propriétés	347		
Fontes blanches.	347		
— blanches (recuit des).	348, 391		
— grises	347		
— malléables	348		
— de moulage	347		
— spéciales	402		
Force électromotrice de dissolution.	165		
Force électromotrice des différents alliages (v. à chacun d'eux).			
Formation d'une combinaison aux dépens de deux solutions solides	137		
Formule d'une combinaison (détermination de la)	92		
Four à canal, de Gin	24		
— à cuve	20, 25		
— électrique	21		
— fixe pour creusets	19		
— Girod	21		
— Héroult	24		
— Kjellin	22		
— Martin	20, 25		
— oscillant	19		
— Piat	20		
— à réverbère	20, 25		
Fragilité	196, 226, 444		
Fusibles (alliages).	239		
Fusibilité	I		
		G	
		Galvanomètre double	157
		Galvanomètres conjugués de M. Sardin	156
		Gongs	274
		Graphite	43, 361, 365
		— (aciers à)	445
		— (sa production dans les fontes)	338
		H	
		Haut-fourneau	25, 28, 346
		Hélices (métal pour).	306, 312
		Horizontale dans le liquidus	113
		Hystérésis	170
		I	
		Imprimerie (caractères d')	233
		Influence des impuretés sur les propriétés des métaux.	4
		Influence de la température sur les propriétés mécaniques	203
		Influence des traitements sur les propriétés des métaux.	5
		Intensité d'aimantation	170
		Invar (métal)	411, 414
		Iodure mercurique (allotropie).	131
		Isomorphisme des métaux	95
		L	
		Labile (forme)	394
		Laitons à l'aluminium	
		Constitution	297
		Emplois	304
		Propriétés mécaniques	302
		Laitons à l'étain	
		Constitution	307
		Emplois	308
		Propriétés	308
		Laitons au fer	311
		Laitons ordinaires (alliages cuivre-zinc)	
		Chaleur de formation	48
		Conductibilité électrique	165, 286

Constitution	282, 288	Manganèse (influence sur le dia-	
Couleur	289	gramme des A. fer-carbone) . . .	394
Emplois	292	Masselotte	33
Force électromotrice	287	Martelage	34
Laminage	291	Martensite	361, 364, 383
Malléabilité à froid et à chaud.	291	Martensitiques (aciers)	444
Préparation	281	Marlin (four)	351
Propriétés mécaniques	289	Matières à polir	51
Types principaux	293	Maximum du liquidus avec com-	
Laitons au manganèse		binaison	83
Constitution	304	Maximum du liquidus avec so-	
Emplois	306	lution solide	100
Propriétés	306	Mesure des températures	150
Laitons au phosphore.	309	Médailles	272
— au plomb	295	Mélange homogène	37
— au silicium	309	Mercure	14
— complexes	311	Métal anglais	238
— désoxydés	309	Métal Delta	311, 312
— mécaniques	293	Métallographie microscopique	
— spéciaux	295, 312, 446	Applications générales	59
Laminage	34	Application à différents allia-	
— des laitons	291	ges (v. à chacun d'eux).	
Lignes critiques	139	Emploi pour déterminer les	
Liquation	32, 36, 78	courbes de transformations.	142
— des bronzes	268	Principe	49
Liquidus	76, 114	Prix de revient	58
Limes (métal pour)	428, 444	Rapidité	58
Limite élastique	3, 186, 190	Technique	50
Lingotières	32	Métal Muntz	293
Loi de Curie	174	Métaux employés à l'état d'alliages.	16
Loi des phases	65	— employés seuls	12
		Métaux industriels	
		Propriétés pratiques	1
		Tableau des principales con-	
		stantes, production, prix,	
		etc...	14
		Méthode d'analyse thermique.	116
		Méthode de Brinell	193
		Méthode différentielle pour déter-	
		miner les points de transformation.	141
			155
		Méthodes d'essais (unification des)	202
		Microscope Le Chatelier.	54
		Minerai (procédé au)	353
		Minimum du liquidus avec solu-	
		tion solide	102, 216, 251
		Miscibilité des liquides.	36
		— des métaux fondus	70, 109
		— réciproque	71, 109
		Molybdène.	16
		— (dans les aciers).	424, 433
		Monnaies d'argent.	220
		— de billon	273
		— divisionnaires (nickel et ses allia-	
		ges).	329, 331, 333
M			
Machines de traction	188		
Magnésium	16, 245		
Magnésium (alliages en renfermant).	86		
	113, 129, 254, 323		
Magnétisme.	170		
— du fer	171, 370		
— du manganèse	416		
— du nickel	328		
Magnétite	175		
Maillechort			
Conductibilité	165		
Emplois	333		
Préparation	18, 332		
Propriétés	332		
Malléabilité.	2		
— (relation avec la constitution).	205		
Malléabilité des différents alliages			
(v. à chacun d'eux).			
Manganèse	16, 245, 415		
Manganèse (alliages renfermant du)	195		
	250, 277, 304, 306, 326, 416, 439		

Monnaies (fausses)	64, 238
— d'or	218
Moules	32
Mouton de M. Frémont	198
Mouton rotatif	199
Muntz (métal)	293
Mushet (aciers)	431, 432

N

Nickel	13, 328
Nickel (alliages renfermant du)	42
110, 132, 137, 221, 326, 329, 331, 332, 403, 428, 443.	
— (magnétisme)	175

O

Or	13, 211
Or (alliages renfermant de l')	113
214, 215, 220	
Outils (aciers à)	424
428, 430, 444	
Oxyde cuivreux	244

P

Paliers (dans les courbes de refroidissement)	80, 92
Pare-balles	428, 430
Paramagnétisme	174
Pendule de M. Charpy	198
Période élastique	185
Perlite	60, 136, 363, 380
Perlitiques (aciers)	443
Perte du ferromagnétisme	171, 175
Phase	38, 65
Phosphore	245
Phosphore (dans les alliages)	45
246, 249, 277, 309, 346, 355	
Phosphure de fer	45
Photographie des couleurs en métallographie	57
Photographie métallographique	55
Planches à graver	233, 238
Plaques de blindage	429, 444
Plasticité	335
Plasticité du plomb	223
Platine	14
Platine (conductibilité)	163
Platinite	411, 414
Pliage (essai de)	192

Plomb	12, 222
Plomb (alliages renfermant du)	76
86, 110, 123, 129, 167, 227, 230, 239, 240, 278, 295, 337, 338, 341, 342.	
Plomb de chasse	223
Point de transition	88
Points critiques du fer	371
Points de transformation (leur détermination)	141
Points de transformation (Mesure à température stationnaire)	179
Points de transformation des aciers	373, 426
Points de transformation du fer	366, 372
Polissage en bas-relief	52
Polyédriques (aciers)	444
Pouvoir thermo-électrique du fer	369
Préparation de la surface polie pour examen métallographique	50
Préparation des alliages	17
(voir aussi aux différents alliages).	
Pression (rôle dans la constitution des alliages)	397
Prix de revient d'un examen micrographique	58
Projectiles (métal pour)	428, 429, 444
Propriétés mécaniques des alliages (Etude générale)	183
Propriétés mécaniques des différents alliages (v. à chacun d'eux).	
Propriétés mécaniques (variation avec la composition)	205
Propriétés mécaniques (variation avec la température)	203
Propriétés physiques des alliages (Etude générale)	159
Propriétés physiques des différents alliages (v. à chacun d'eux).	
Propriétés pratiques des métaux	4
Puddlage	350
Pyromètre à écoulement de gaz	152
Pyromètre à enregistrement photographique	151

R

Rapports entre la constitution et les propriétés physiques	159
Réactifs d'attaque pour la métallographie	53, 362
Recalescence	83, 373, 381

Recuit	5, 34, 144, 146
Recuit des aciers	385
— des fontes blanches.	391
— spontané.	11
Réduction par l'aluminium.	28
— par le charbon.	28
Refroidissement du fer	366
Refroidissement (courbes de).	79
Réglette de M. Le Chatelier	193
Relation entre la structure cristal- line et les propriétés	8
Répérage en métallographie	59
Résilience	198
Résistance au choc	196
— au cisaillement.	193
— à la traction.	3, 187
— à la traction (variation avec la température)	204
Résistance à l'eau de mer	304, 309
— aux agents chimiques.	4
Résistance électrique (voir Con- ductibilité)	
Résistance électrique des aciers au manganèse	417
Résistance électrique du fer	369
Résistances électriques (métal pour).	332, 333
Ressorts (aciers pour). 424, 438 , 439, 444	
Retassure	23
Revenu	144, 146
Revenu des aciers	385
Riblons (procédé aux)	352
Roma (bronze).	306
Rupture (charge de)	3, 187
Ruolz	221
S	
Sélecteur.	30
Silicium (aciers au).	195, 434, 439
— (alliages renfermant du)	132, 253
.	435
— (comme désoxydant).	245
— (influence sur le diagramme des alliages fer-carbone).	396
Sodium (alliages renfermant du). 94, 95	
.	113
Solides	76, 114
Solubilité réciproque à l'état solide	103
— des liquides.	109
Solution solide	37
Solution solide (dépôt d'une).	95
Solution solide limite.	103
— saturée.	103

CAVALIER.

Solutions solides (leur définition).	120
— (leur nature).	120
Sonnettes	274
Sorbite	364, 383
Soudés (métaux)	359
Soudures d'argent.	221
— pour cuivre et laitons	294
— tendres.	229, 241
Soufre (variétés allotropiques).	130
Soufre dans les fontes	45
Spécialisation des alliages	445
Spiegels	346, 352, 353, 415
Statues	274
Striction	185, 187
Structure cristalline	8
Structure des métaux	6
Structure hétérogène des roches et des alliages	36
Structure physique des allia- ges.	39
Surface de solidification. 122, 128	
Surfusion	76, 83
Susceptibilité magnétique	171

T

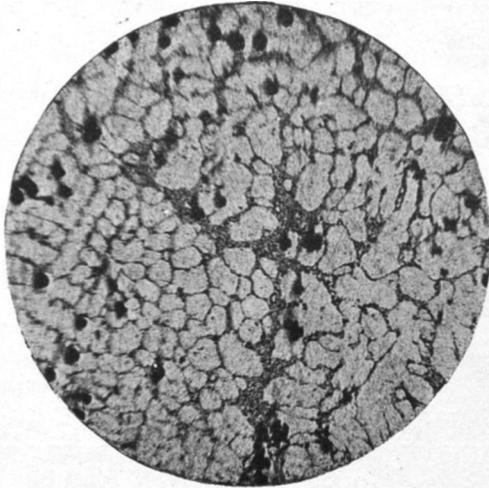
Tachymètre.	200
Tam-tams	274
Technique de la métallographie mi- croscopique	50
Technique de la trempe.	147
Téléphoniques (fils)	278
Tellure (alliages)..	166
Température critique.	139
— eutectique.	75
Températures (mesure des)	150
Températures de transforma- tion	139
Températures de transforma- tion et de solidification (me- sure)	150
Timbres.	274
Thallium (alliages renfermant du)	113
Thermo-électricité	168
Thermo-électricité du fer et des aciers.. . . .	369, 373
Thomas (convertisseur).	351
Titane (aciers au).	440
Titre des laitons	293
— fictif	298
— réel	298
Tôles pour dynamos	439, 441
Transformations allotropiques 130	

30

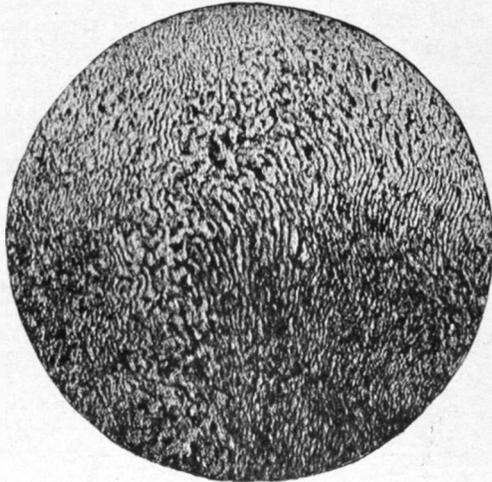
Transformations dans les aciers	373	Utilisation du combustible dans les fours	25
Transformations dans les alliages solides	430		
Transformations du fer	366	V	
Transformations des solutions solides	133, 135	Vaisselle d'étain	229
Transformation magnétique	175	Vanadium	16
Transition	88	Vanadium (aciers au)	440, 443
— de deux combinaisons	94	— (son rôle dans les aciers)	433, 442
— de deux solutions solides	107	Variance	66
Traction	184	Variation des propriétés pendant une transformation	139
Travail de rupture	196, 198	Variétés allotropiques du fer	174
— mécanique	34	Vitesse de coupe	430
Trempe	34, 130, 143, 144	Vitesse de refroidissement (influence sur la forme du solidus)	99
Trempe (effet sur les propriétés mécaniques des aciers)	399	Volume spécifique des alliages	177
Trempe			
Technique	147	W	
Théorie	145	Wolfram	421
Trempe à l'air	418, 423		
— combinée	148	Z	
— des aciers	145, 384	Zinc	13, 280
— des bronzes	270	Zinc (alliages renfermant du)	86, 113
— douce	148	160, 221, 281, 311, 326, 332, 341	
Troostite	364, 383		
Tungstène	16		
Tungstène (alliages renfermant du)	42		
.	421, 430		
U			
Unification des méthodes d'essais	202		

ALLIAGES ÉTAIN-PLOMB

Attaque à l'acide chlorhydrique étendu.



Phot. 1. — Sn = 92 ; Pb = 8.
Étain entouré d'eutectique.
G = 50 D.

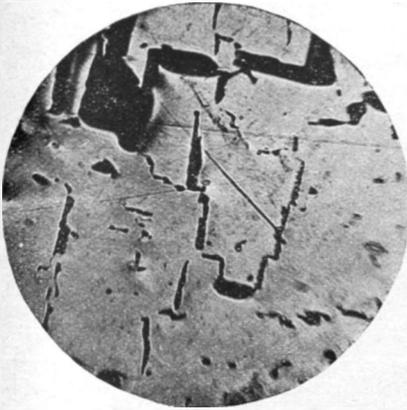


Phot. 2. — Sn = 63 ; Pb = 37.
Eutectique étain + plomb.
G = 200 D.

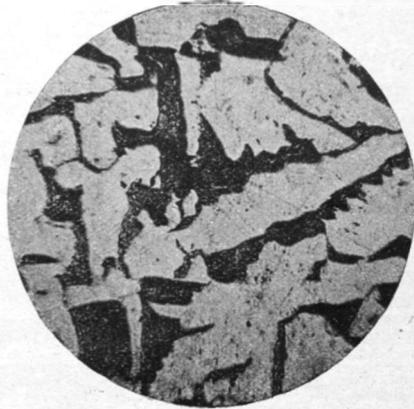


ALLIAGES PLOMB-ANTIMOINE

Polissage en bas-relief.



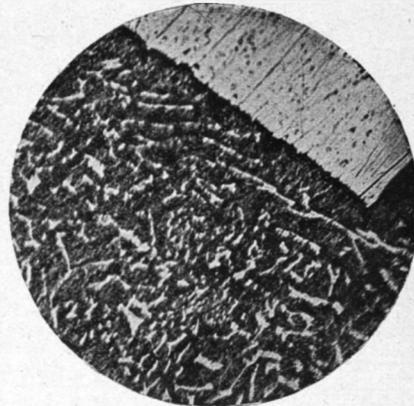
Phot. 3. — Pb = 10 ; Sb = 90.
Cristaux de Sb avec un peu d'eutectique.
G = 50 D.



Phot. 4. — Pb = 25 ; Sb = 75.
Cristaux blancs de Sb avec eutectique.
G = 50 D.



Phot. 5. — Pb = 35 ; Sb = 65.
Cristaux de Sb avec plus d'eutectique.
G = 50 D.

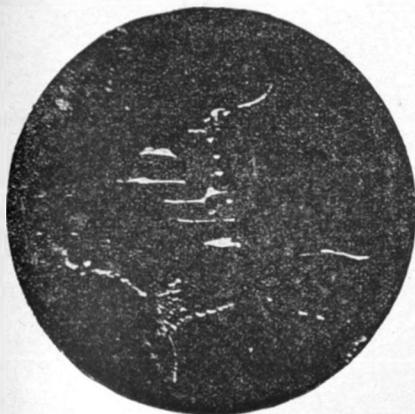


Phot. 6. — Le même à plus fort grossissement dédoublant l'eutectique.
Cristal blanc de Sb.
G = 200 D.

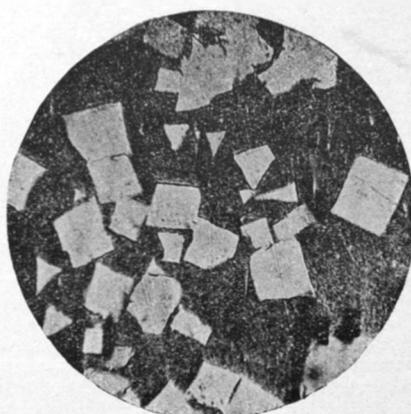


ALLIAGES ÉTAIN-ANTIMOINE

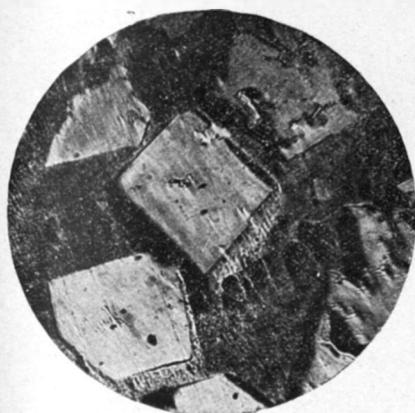
Polissage en bas-relief.



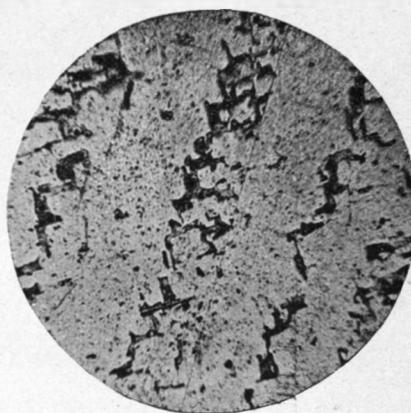
Phot. 7. — Sn = 91 ; Sb = 9.
Solution α + un peu de SbSn.
G = 50 D.



Phot. 8. — Sn = 80 ; Sb = 20.
Cristaux cubiques de SbSn.
G = 50 D.



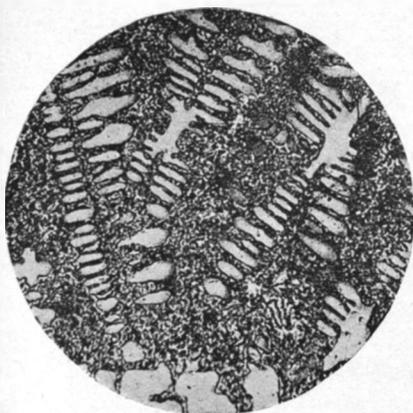
Phot. 9. — Sn = 70 ; Sb = 30.
Cristaux développés de SbSn.
G = 50 D.



Phot. 10. — Sn = 10 ; Sb = 90.
Solution β isomorphe avec Sb.
G = 50 D.

ALLIAGES CUIVRE-PHOSPHORE

Attaque à l'acide azotique dilué.



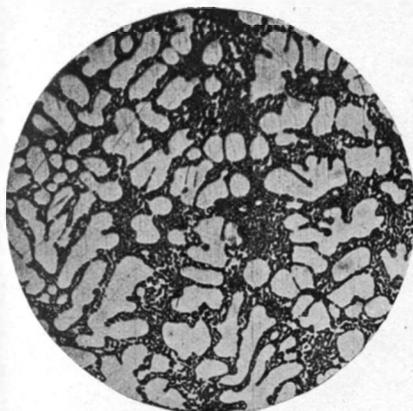
Phot. 11. — $P < 8$.

Cristallites de cuivre
entourés de l'eutectique $Cu + Cu^3P$.
 $G = 50 D$.

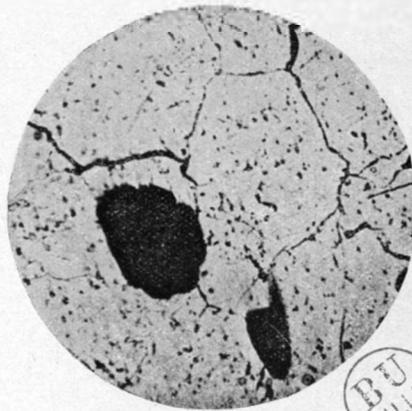


Phot. 12. — $Cu = 92$; $P = 8$.

Eutectique $Cu + Cu^3P$.
 $G = 200 D$.



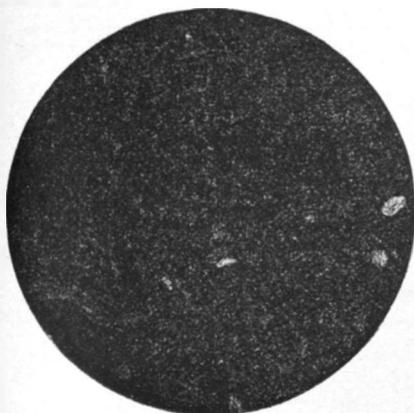
Phot. 13. — $Cu = 90$; $P = 10$.
Combinaison Cu^3P dans l'eutectique.
 $G = 50 D$.



Phot. 14. — $Cu = 85$; $P = 15$.
Phosphure commercial.
Combinaison Cu^3P .
(Les taches noires sont des soufflures).
 $G = 50 D$.

ALLIAGES CUIVRE-ÉTAIN BRONZES ORDINAIRES

Attaque par HCl.



Phot. 15. — Sn = 7,2.
Maintenu à 800° puis trempé.

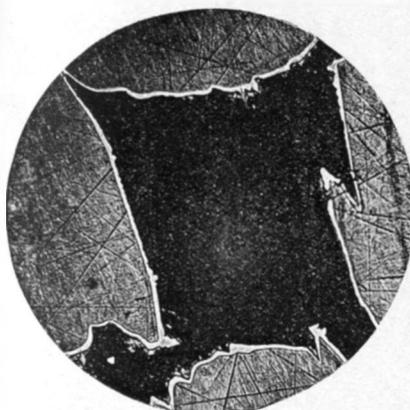
α homogène.
G = 45 D.



Phot. 16. — Sn = 7,2.
Trempe à 800° aussitôt après solidification.

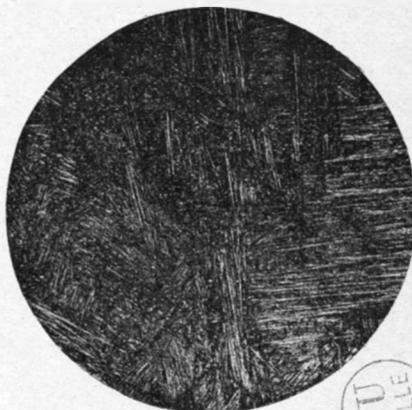
α hétérogène.
G = 18 D.

Attaque par HCl + FeCl³



Phot. 17. — Sn = 15,6.
Trempe à 546°.

β noir ; α en dehors, plus clair.
G = 280 D.



Phot. 18. — Sn = 23,5.
Maintenu à 775°, puis trempé.

β homogène strié.
G = 18 D.

Ces micrographies sont dues à MM. Heycock et Neville.
Elles ont été publiées dans *Philosophical Transactions* [A] (1904).

ALLIAGES CUIVRE-ÉTAIN BRONZES ORDINAIRES

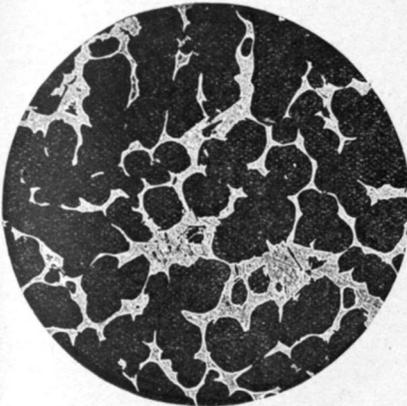
Attaque par $\text{HCl} + \text{FeCl}_3$.



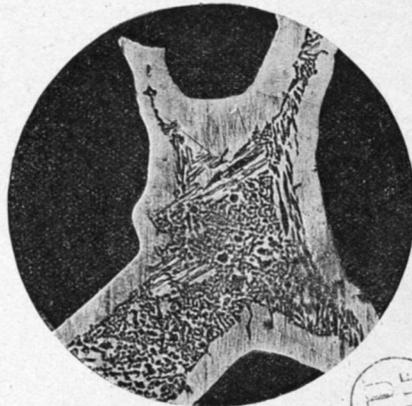
Phot. 19. — Sn = 22,5.
Trempe à 560°. β noir uniforme ; α blanc, nouveau.
G = 18 D.



Phot. 20. — Sn = 23,3.
Trempe à 530°. β noir ; α blanc, nouveau.
G = 18 D.



Phot. 21. — Sn = 15,6.
Trempe à 470°. α noir ; complexe ($\alpha + \delta$) blanc.
G = 18 D.



Phot. 22. — Sn = 15,6.
Trempe à 470°. Tache de complexe ($\alpha + \delta$) bordée de δ ,
 α en dehors.
G = 280 D.

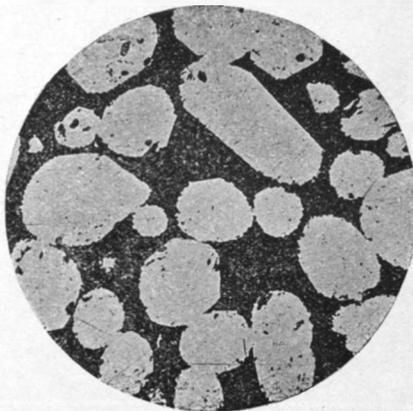
Ces micrographies sont dues à MM. Heycock et Neville.
Elles ont été publiées dans *Philosophical Transactions* [A] (1904).

ALLIAGES CUIVRE-ÉTAIN BRONZES ORDINAIRES

Attaque par $\text{HCl} + \text{FeCl}_3$.



Phot. 23. — Sn = 33,1.
 δ blanc ; η (Cu_3Sn) noir.
 G = 45 D.



Phot. 24. — Sn = 73,7.
 Chauffé 21 jours à 350° .
 Polyèdres blancs de H dans eutectique H + Sn.
 G = 45 D.



Phot. 25. — Sn = 91.
 Chauffé 21 jours à 350° .
 Deux types de cristaux H dans eutectique.
 G = 45 D.



Phot. 26. — Sn = 83,5.
 Trempe à 375° .
 Plaques de Cu_3Sn noir bordées de H blanc.
 G = 45 D.

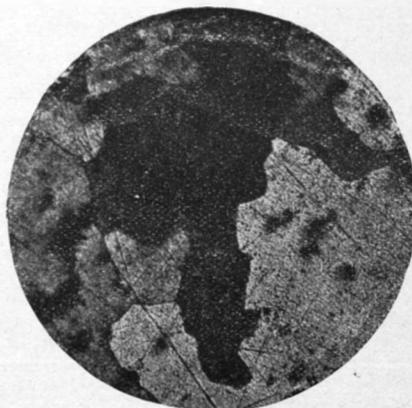
Ces micrographies sont dues à MM. Heycock et Neville.
 Elles ont été publiées dans *Philosophical Transactions* [A] (1904).

ALLIAGES CUIVRE-ZINC LAITONS ORDINAIRES

Attaque à la solution ammoniacale d'oxyde de cuivre.



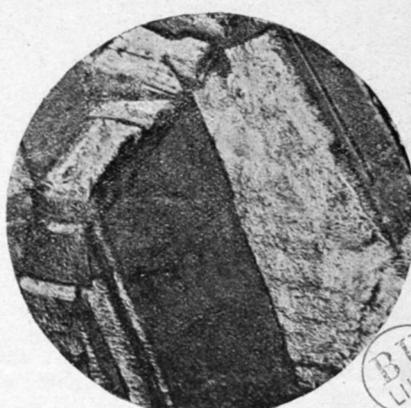
Phot. 27. — Cu = 92 ; Zn = 8.
Laiton pour décolletage.
 α hétérogène.
G = 200 D.



Phot. 28. — Cu = 67 ; Zn = 33.
Laiton de planches brut de coulée.
 α homogène.
G = 200 D.



Phot. 29. — Le même laiton de planches
recuit à bonne température.
Cristaux α .
G = 200 D.



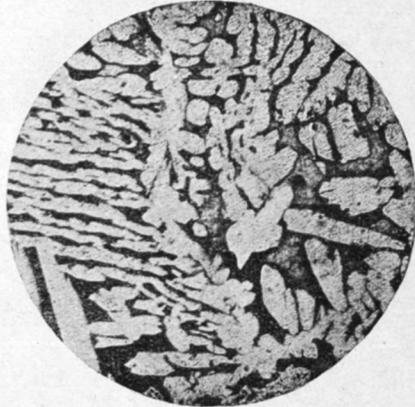
Phot. 30. — Le même laiton de planches
recuit à trop haute température.
Cristaux très développés.
G = 200 D.

ALLIAGES CUIVRE-ZINC LAITONS ORDINAIRES

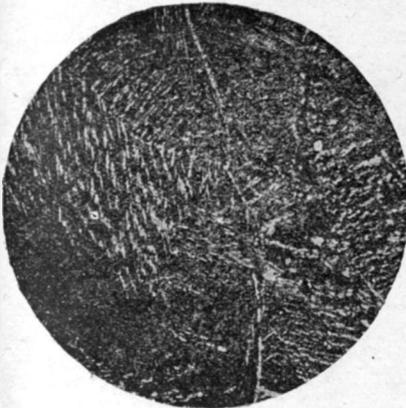
Attaque à la solution ammoniacale d'oxyde de cuivre.



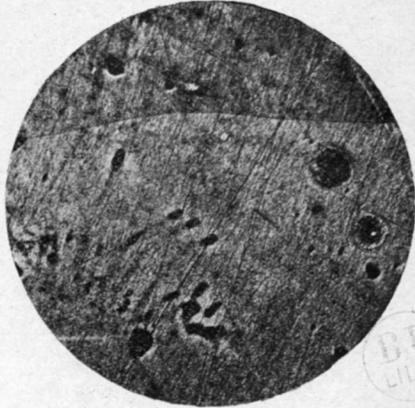
Phot. 31. — Cu = 63 ; Zn = 37.
 α + traces de β .
G = 50 D.



Phot. 32. — Cu = 60 ; Zn = 40.
 α + β .
G = 50 D.



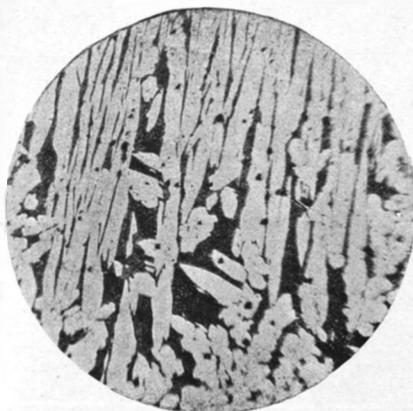
Phot. 33. — Cu = 54,7 ; Zn = 45,3.
 β + traces de α .
G = 50 D.



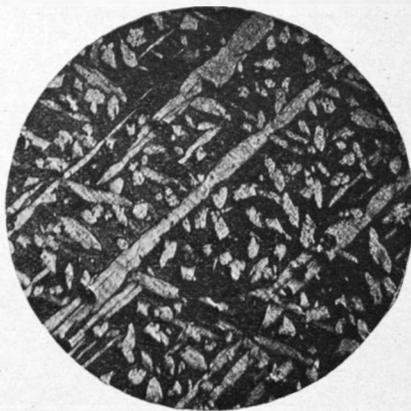
Phot. 34. — Cu = 52 ; Zn = 48.
 β homogène.
G = 50 D.

LAITONS SPÉCIAUX

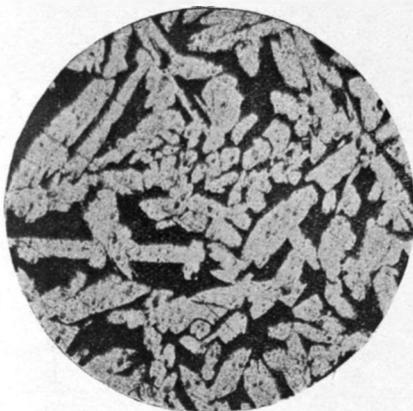
Attaque à la solution ammoniacale d'oxyde de cuivre.



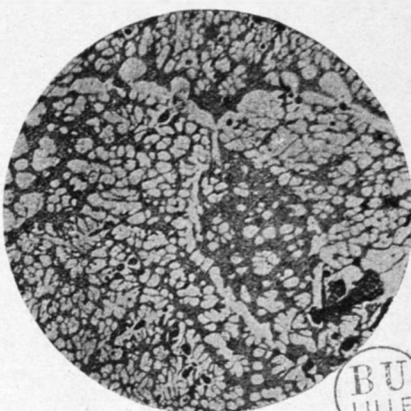
Phot. 35. — Laiton au PLOMB
pour décolletage.
Zn = 40.
 $\alpha + \beta$.
G = 50 D.



Phot. 36. — Laiton à l'ALUMINIUM.
Zn = 25 ; Cu = 70 ; Al = 5.
 $\alpha + \beta$.
Même structure que le laiton ordinaire.
Zn = 44, Cu = 56.
G = 50 D.



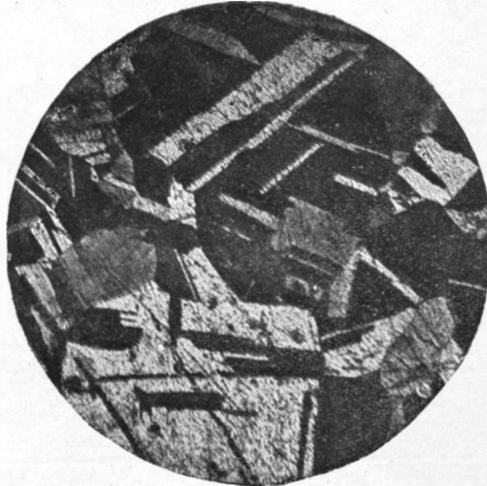
Phot. 37. — Laiton au MANGANÈSE.
Cu = 59 ; Zn = 40 ; Mn = 1 (env.).
G = 50 D.



Phot. 38. — Laiton à l'ÉTAIN
pour constructions navales.
Cu = 60 ; Zn = 39 ; Sn = 1 (env.).
G = 50 D.

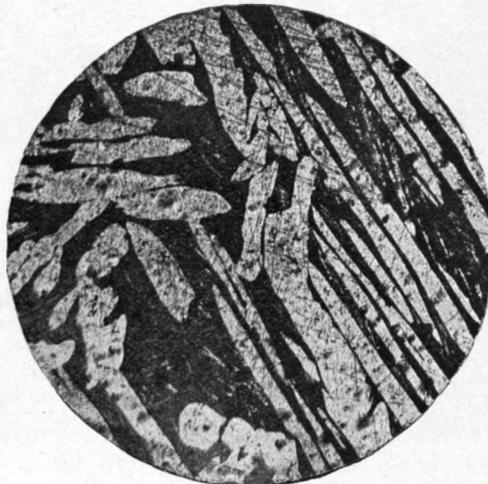
ALLIAGES CUIVRE-ALUMINIUM

Attaque au chlorure ferrique en solution chlorhydrique.



Phot. 39. — Cu = 97 ; Al = 3.

Solution α .
G = 200 D.



Phot. 40. — Cu = 89, 5 ; Al = 10, 4.

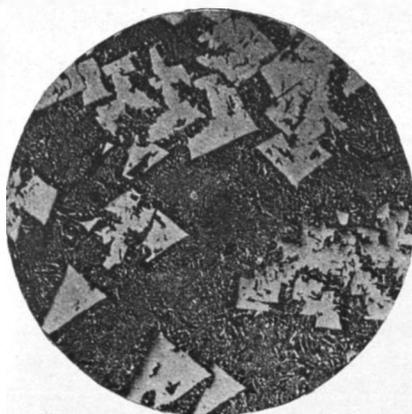
α (blanc) + β (noir).
G = 100 D.



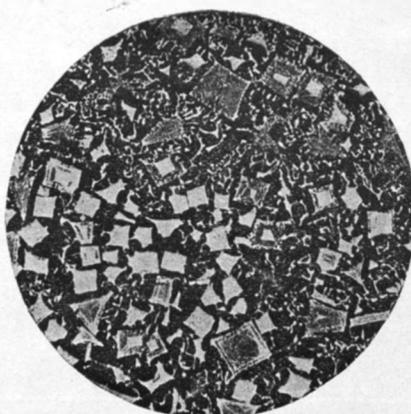
ANTIFRICTIONS

TYPE PLOMB-ÉTAIN-ANTIMOINE

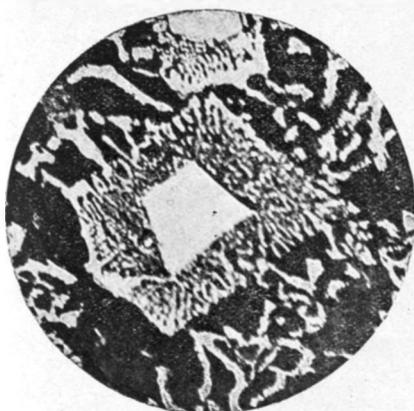
Attaque à l'acide chlorhydrique.



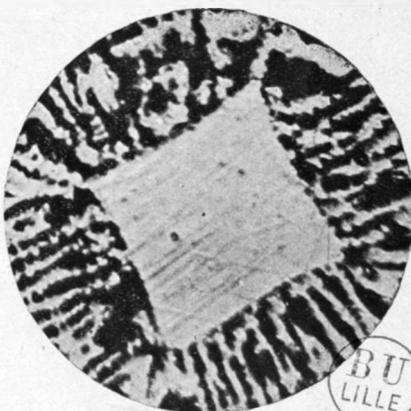
Phot. 41. — Antifriction de la Cie du Nord.
 $Pb = 73$; $Sn = 11,5$; $Sb = 15,5$.
 Cristaux $SbSn$ dans eutectique.
 $G = 50 D.$



Phot. 42. — Antifriction $Pb-Sn-Sb$.
 Cristaux $SbSn$ dans eutectique.
 $G = 50 D.$



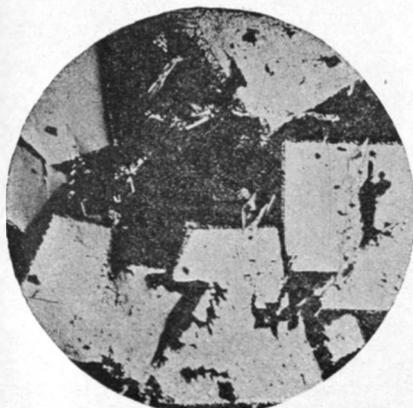
Phot. 43. — Le même à plus fort
 grossissement.
 Eutectique binaire
 entouré d'eutectique ternaire.
 $G = 200 D.$



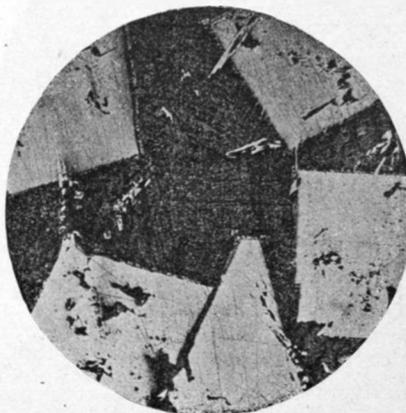
Phot. 44. — Le même à très fort
 grossissement.
 Eutectique binaire.
 $G = 550 D.$

ANTIFRICTIONS

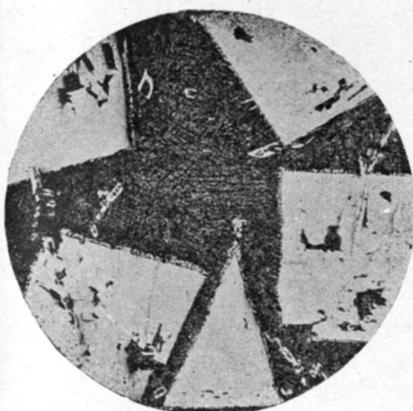
Attaque de plus en plus prolongée à l'acide chlorhydrique
sur un même échantillon.



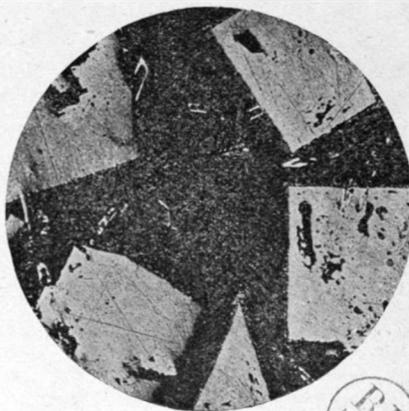
Phot. 45.



Phot. 46.



Phot. 47.



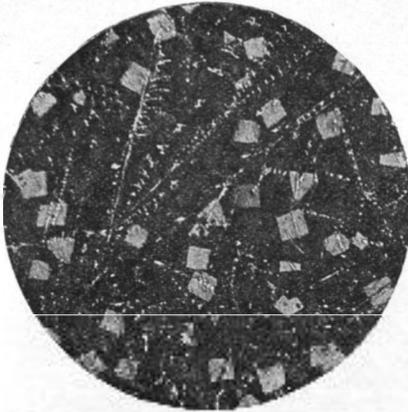
Phot. 48.



ANTIFRICTIONS

TYPE ÉTAIN-CUIVRE-ANTIMOINE

Attaque à l'acide chlorhydrique.



Phot. 49. — Antifriction pour coussinets.
(Chemins de fer de l'Est, P.-L.-M., Ouest).
SbSn (cubes) et Cu^3Sn (aiguilles).
G = 50 D.



Phot. 50. — Le même à plus fort grossissement.
G = 200 D.



Phot. 51. — Antifriction pour têtes de bielles et colliers d'excentriques.
(Chemin de fer du Nord).
SbSn (cubes) et Cu^3Sn (aiguilles).
G = 50 D.



Phot. 52. — Antifriction.
Sn = 83 ; Cu = 11,5 ; Sb = 5,5.
Aiguilles de Cu^3Sn .
G = 50 D.



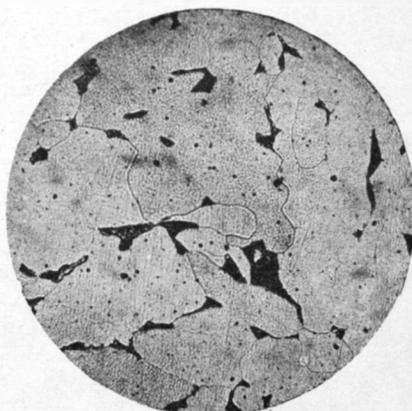
ALLIAGES FER-CARBONE

ACIERS RECUITS

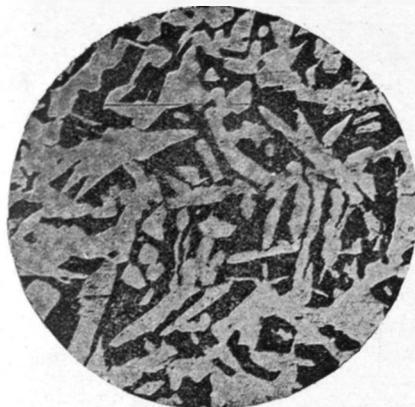
Attaque à l'acide picrique.



Phot. 53. — C = 0,030.
Attaque prolongée à l'acide picrique.
Ferrite et scories.
G = 300 D.



Phot. 54. — C = 0,090.
Ferrite et un peu de Perlite.
G = 200 D.



Phot. 55. — C = 0,40.
Ferrite (blanc) + Perlite (noir).
G = 200 D.



Phot. 56. — C = 0,800.
Perlite et très peu de Ferrite.
G = 200 D.

ALLIAGES FER-CARBONE

ACIERS RECUITS

Attaque à l'acide picrique.



Phot. 57. — C = 0,850.

Perlite.
G = 200 D.



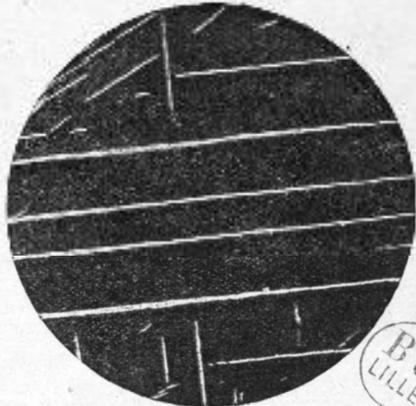
Phot. 58. — C = 1,05.

Cellules remplies de Perlite et bordées de
Cémentite (blanc).
G = 200 D.



Phot. 59. — C = 2,20.

Cémentite (blanc).
G = 200 D.



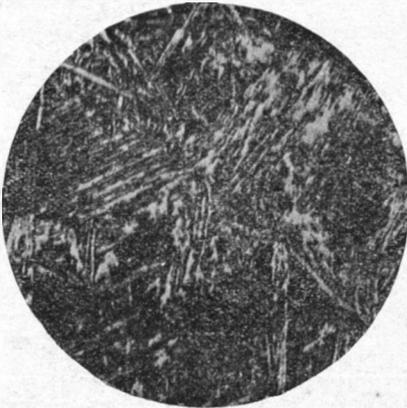
Phot. 60. — Bord d'un acier très cémenté.

Aiguilles de Cémentite.
G = 200 D.

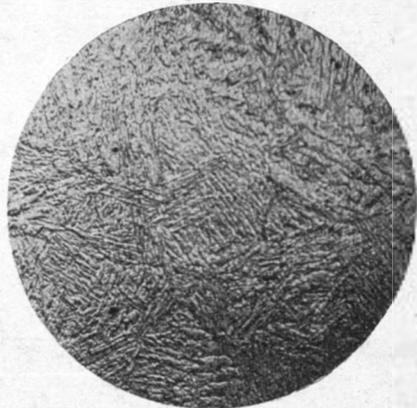
ALLIAGES FER-CARBONE

ACIERS TREMPÉS

Attaque à l'acide picrique.



Phot. 61. — Acier trempé à bonne température.
Martensite pure.
G = 200 D.



Phot. 62. — Acier trempé.
Martensite pure plus fine que la précédente.
G = 200 D.



Phot. 63. — Acier très carburé trempé à très haute température dans un bain à 0°. Austénite (blanc) + Martensite (noir).
G = 200 D.

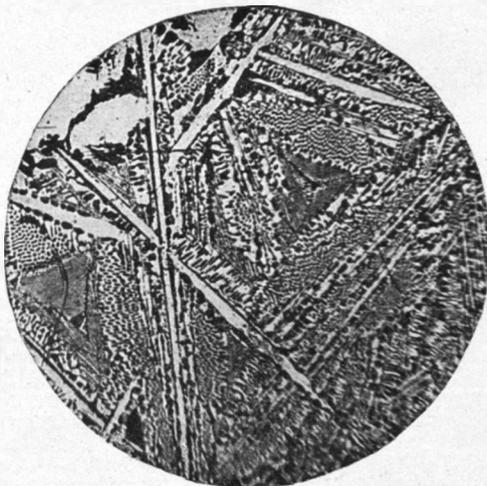


Phot. 64. — Acier trempé à trop basse température.
Troostite (noir).
G = 200 D.

ALLIAGES FER-CARBONE

FONTES

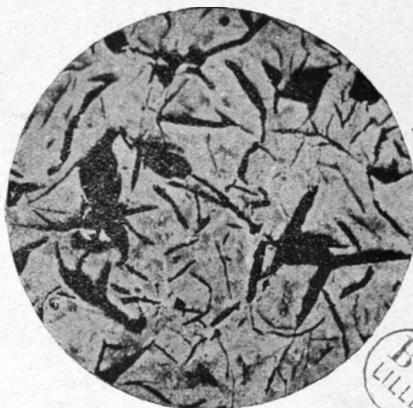
Attaque à l'acide picrique.



Phot. 65. — Fonte blanche.
Cémentite (bandes blanches)
et Perlite (fond gris).
G = 200 D.



Phot. 66. — Fonte grise.
Graphite (traînées noires).
G = 200 D.

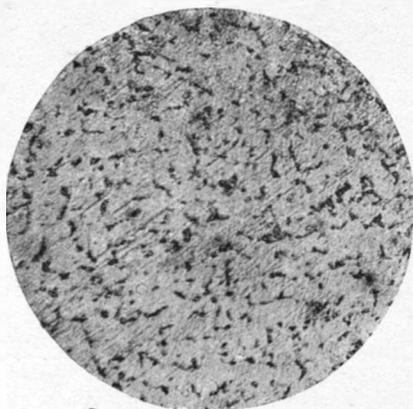


Phot. 67. — Fonte grise.
Graphite (en lignes courbes noires).
G = 50 D.

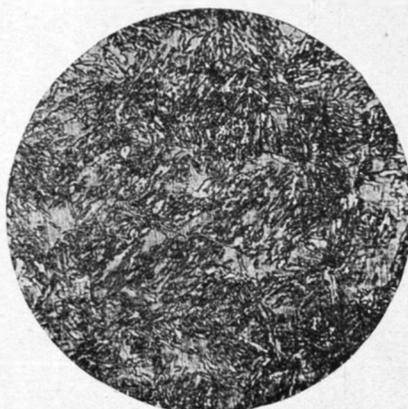
ACIERS SPÉCIAUX

ACIERS AU NICKEL NORMAUX

Attaque à l'acide picrique.



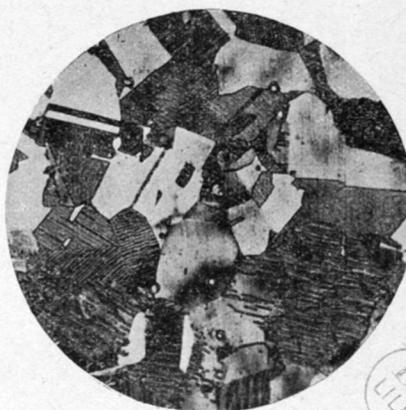
Phot. 68. — C = 0,120 ; Ni = 2.

Ferrite et Perlite.
G = 100 D.

Phot. 69. — C = 0,120 ; Ni = 15.

Martensite.
G = 300 D.

Phot. 70. — C = 0,120 ; Ni = 30.

Polyèdres de fer γ . Amas de Martensite.
G = 300 D.

Phot. 71. — C = 0,800 ; Ni = 25.

Polyèdres de fer γ avec clivages.
G = 300 D.

ACIERS SPÉCIAUX

ACIERS AU NICKEL REFROIDIS OU ÉCROUIS



Phot. 72. — C = 0,800; Ni = 15.
Refroidi à -20° .

Attaque à l'acide picrique.
Fer γ + aiguilles de Martensite.
G = 300 D.



Phot. 73. — C = 0,800; Ni = 15.
Refroidi à -40° .

Attaque à l'acide picrique.
Aiguilles de Martensite.
G = 300 D.



Phot. 74. — C = 0,800; Ni = 15.
Refroidi à -180° .

Vue obtenue sans attaque.
Martensite produite avec augmentation
de volume.
G = 300 D.



Phot. 75. — C = 0,800; Ni = 15.
Écroui.

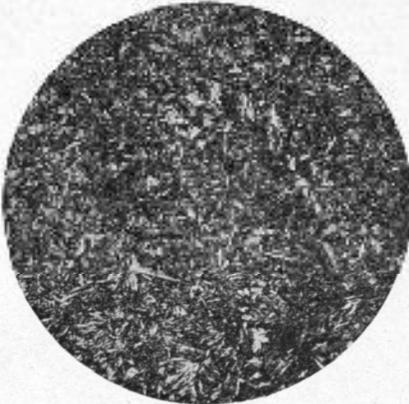
Formation de Martensite sur les bords
d'un polyèdre.
G = 300 D.

BU
LILLE

ACIERS SPÉCIAUX

ACIERS AU MANGANÈSE

Attaque à l'acide picrique.



Phot. 76. — C = 0,120 ; Mn = 6.
Normal.

Martensite très fine.
G = 200 D.

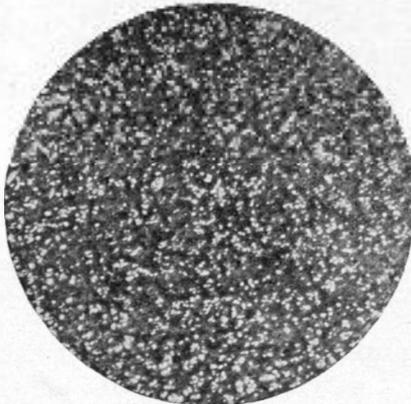


Phot. 77. — C = 0,120 ; Mn = 15.
Normal.

Polyèdres de fer γ avec clivages.
G = 200 D.

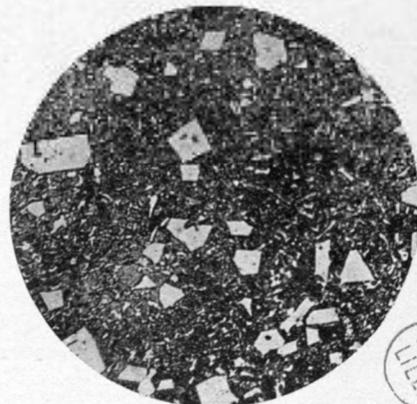
ACIERS AU TUNGSTÈNE

Attaque à l'acide picrique.



Phot. 78. — C = 0,280 ; W = 28.
Normal.

Carbure double.
G = 200 D.



Phot. 79. — C = 0,870 ; W = 40.

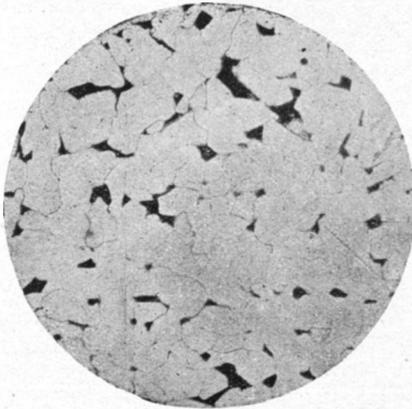
Carbure double en gros cristaux.
G = 200 D.



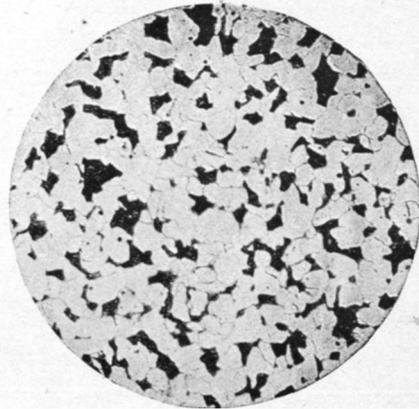
ACIERS SPÉCIAUX

ACIERS AU CHROME NORMAUX

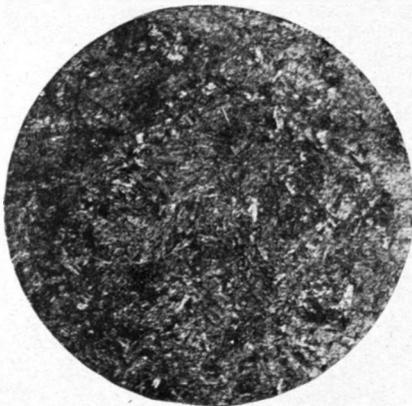
Attaque à l'acide picrique.



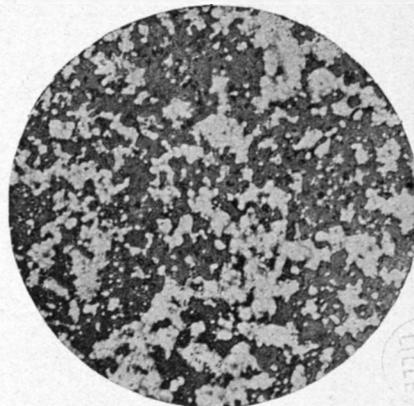
Phot. 80. — C = 0,200 ; Cr = 0,7.
Perlite et Ferrite.
G = 200 D.



Phot. 81. — C = 0,200 ; Cr = 4,5.
Perlite et Ferrite (très resserrée).
G = 200 D.



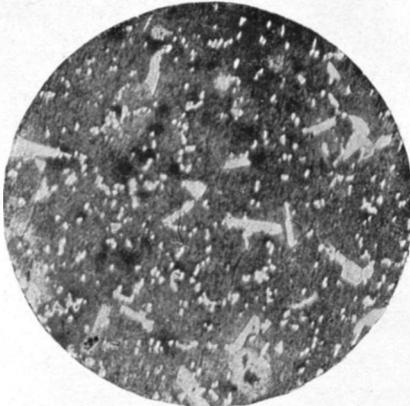
Phot. 82. — C = 0,200 ; Cr = 7.
Martensite.
G = 200 D.



Phot. 83. — C = 1,300 ; Cr = 40.
Grains blancs de Carbone double.
G = 200 D.

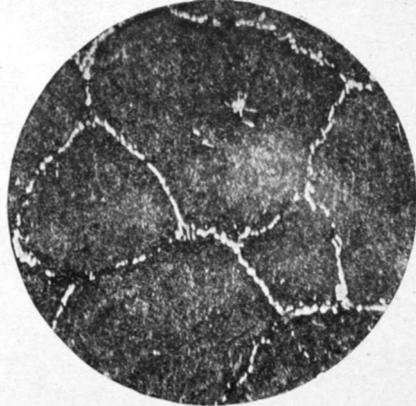
ACIERS SPÉCIAUX

ACIERS AU CHROME



Phot. 84. — C = 1,300 ; Cr = 40.
Chauffé à 1200° et trempé à l'eau.

Attaque à l'acide picrique.
Les grains de Carbone sont en partie dissous.
Polyèdres blancs de fer γ .
G = 200 D.

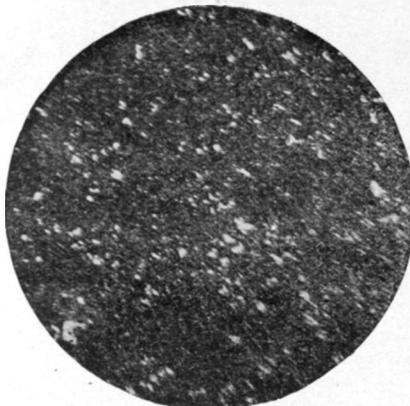


Phot. 85. — C = 0,900 ; Cr = 18.
Recuit à 1200° pendant huit heures.

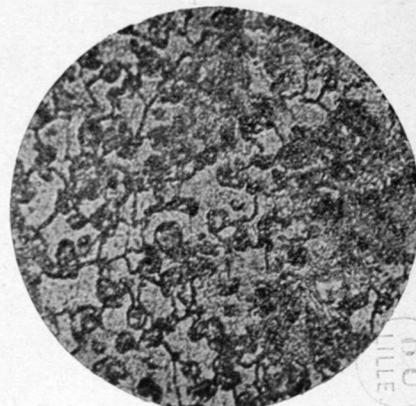
Attaque à l'eau régale.
Grains de Carbone accumulés sur la limite
des polyèdres.
G = 200 D.

ACIERS A COUPE RAPIDE

Attaque à l'acide picrique.



Phot. 86. — Acier rapide normal.
G = 200 D.

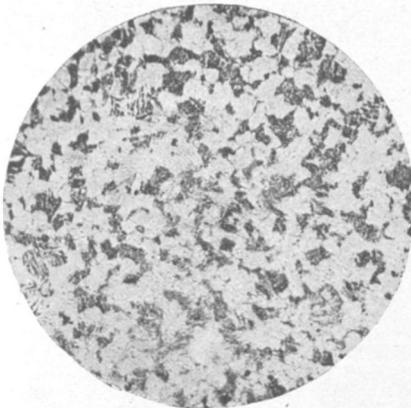


Phot. 87. — Le même acier rapide
trempé à l'air à 1200°.
G = 200 D.

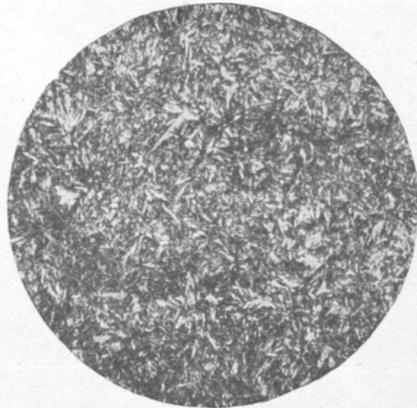
ACIERS SPÉCIAUX

TYPES DES PRINCIPALES STRUCTURES D'ACIERS NORMAUX

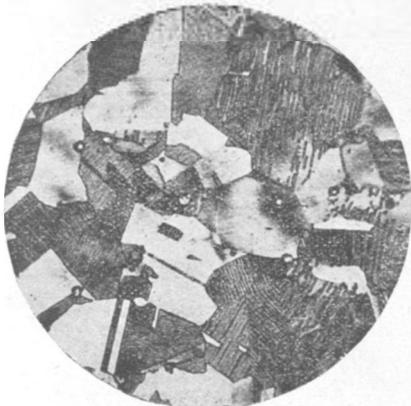
Attaque à l'acide picrique.



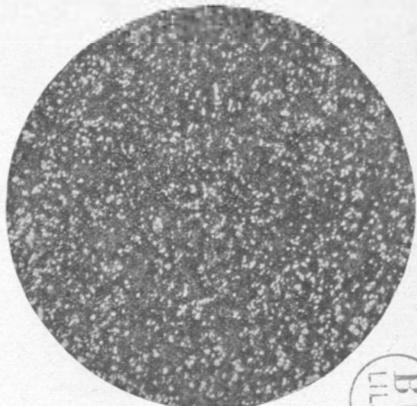
Phot. 88. — Acier à PERLITE
(peu de carbone).
C = 0,200 ; Mo = 0,5.
G = 200 D.



Phot. 89. — Acier à MARTENSITE.
C = 0,120 ; Mn = 6.
G = 200 D.
fig 76 rotation 1/2



Phot. 90. — Acier POLYÉDRIQUE à fer γ .
C = 0,800 ; Ni = 25.
G = 300 D.
fig 77 rotation 1/2



Phot. 91. — Acier à CARBURE.
C = 0,280 ; W = 28.
G = 200 D.
fig 78 rotation 1/2

