

Guy Murry

Aide-mémoire

Métallurgie

Métaux • Alliages • Propriétés

2^e édition

L'USINENOUVELLE

DUNOD

Illustration de couverture :
© Philippe Minisini - Fotolia.com

Le pictogramme qui figure ci-contre mérite une explication. Son objet est d'alerter le lecteur sur la menace que représente pour l'avenir de l'écrit, particulièrement dans le domaine de l'édition technique et universitaire, le développement massif du photocopillage.

Le Code de la propriété intellectuelle du 1^{er} juillet 1992 interdit en effet expressément la photocopie à usage collectif sans autorisation des ayants droit. Or, cette pratique s'est généralisée dans les établissements

d'enseignement supérieur, provoquant une baisse brutale des achats de livres et de revues, au point que la possibilité même pour

les auteurs de créer des œuvres nouvelles et de les faire éditer correctement est aujourd'hui menacée.

Nous rappelons donc que toute reproduction, partielle ou totale, de la présente publication est interdite sans autorisation de l'auteur, de son éditeur ou du

Centre français d'exploitation du droit de copie (CFC, 20, rue des Grands-Augustins, 75006 Paris).



© Dunod, Paris, 2004, 2010
ISBN 978-2-10-054824-8

Le Code de la propriété intellectuelle n'autorisant, aux termes de l'article L. 122-5, 2^o et 3^o a), d'une part, que les « copies ou reproductions strictement réservées à l'usage privé du copiste et non destinées à une utilisation collective » et, d'autre part, que les analyses et les courtes citations dans un but d'exemple et d'illustration, « toute représentation ou reproduction intégrale ou partielle faite sans le consentement de l'auteur ou de ses ayants droit ou ayants cause est illicite » (art. L. 122-4).

Cette représentation ou reproduction, par quelque procédé que ce soit, constituerait donc une contrefaçon sanctionnée par les articles L. 335-2 et suivants du Code de la propriété intellectuelle.

TABLE DES MATIÈRES

1 • Des atomes aux métaux polycristallins	1
1.1 Les atomes	1
1.2 Les liaisons entre atomes	9
1.3 Les forces de liaisons interatomiques	10
1.4 La structure des métaux solides	12
1.5 Les agrégats	15
1.6 Les défauts des cristaux	16
Annexe	24
2 • Le comportement mécanique d'un métal	29
2.1 La déformation élastique	29
2.2 La déformation plastique	37
2.3 Les ruptures	44
3 • Les propriétés des métaux	49
3.1 Les propriétés mécaniques	49
3.2 La résistance aux attaques chimiques	73
4 • Les propriétés mécaniques des métaux purs	
Le durcissement nécessaire	85
4.1 Les propriétés mécaniques des métaux purs	85
4.2 Le durcissement des métaux	88
Annexe : La diffusion à l'état solide	102

5 • Les alliages métalliques	117
5.1 Quelques définitions	117
5.2 La règle des phases	120
5.3 Les alliages binaires	122
5.4 Quelques notions sur les alliages plus complexes que les alliages binaires	149
5.5 Une remarque importante	153
6 • Changements d'états des alliages métalliques	155
6.1 La solidification en conditions industrielles	155
6.2 Les transformations à l'état solide en conditions industrielles	166
6.3 Bilan de certaines connaissances acquises Les traitements thermiques	179
7 • Les traitements thermiques	183
7.1 Les opérations du traitement de durcissement	183
7.2 Les opérations des traitements d'adoucissement	200
8 • L'aluminium et ses alliages	202
8.1 Généralités	202
8.2 Le durcissement des alliages d'aluminium	203
8.3 Les éléments d'alliage dans les alliages d'aluminium	204
8.4 Les différentes classes d'alliages d'aluminium	206
8.5 Les normes définissant les alliages d'aluminium	207
8.6 Les changements d'état des alliages d'aluminium	209
8.7 Aspects industriels sur les alliages d'aluminium	213
9 • Le cuivre et ses alliages	220
9.1 Généralités	220
9.2 Le durcissement des alliages de cuivre	221
9.3 Les éléments d'alliage dans le cuivre	223

9.4	Les différentes classes d'alliages de cuivre	224
9.5	Les normes définissant les alliages de cuivre	225
9.6	Les changements d'état des alliages de cuivre	228
9.7	Aspects industriels sur les alliages de cuivre	231
10	• Le nickel et ses alliages	235
10.1	Généralités	235
10.2	Le durcissement des alliages de nickel	236
10.3	Les éléments d'alliage dans les alliages de nickel	237
10.4	Les différentes classes d'alliage de nickel	238
10.5	Les normes définissant les alliages de nickel	239
10.6	Les changements d'état des alliages de nickel	240
10.7	Aspects industriels sur les alliages de nickel	243
11	• Le titane et ses alliages	247
11.1	Généralités	247
11.2	Le durcissement des alliages de titane	248
11.3	Les éléments d'alliage dans les alliages de titane	249
11.4	Les différentes classes d'alliages de titane	252
11.5	Les normes définissant les alliages de titane	253
11.6	Les changements d'état des alliages de titane	254
11.7	Aspects industriels sur les alliages de titane	258
12	• Le fer et ses alliages	261
12.1	Généralités	261
12.2	Le durcissement des alliages de fer	261
12.3	Les éléments d'alliages dans les alliages de fer	263
12.4	Les différentes classes d'alliages de fer	266
12.5	Les normes définissant les alliages de fer	272
12.6	Les changements d'états des alliages de fer	285
12.7	Aspects industriels	306
	Index	326

1 • DES ATOMES AUX MÉTAUX POLYCRISTALLINS

Si les termes « atome », « liaison métallique », « structure des métaux » et « défauts cristallins » vous sont familiers vous pouvez passer directement au chapitre suivant ! Mais, attention, le paragraphe 1.6 sur les défauts dans les cristaux est très important pour la compréhension de la suite.

Lorsqu'avec des moyens nous permettant de pénétrer leur intimité, on examine les métaux qui nous entourent, on constate qu'ils sont tous formés par des assemblages d'atomes. Ces atomes sont les plus petites quantités de métal pur qui puissent exister à l'état libre; ils sont caractéristiques de chaque métal identifié comme élément par les chimistes. Si on fractionne un atome on libère toujours les mêmes particules élémentaires qui constituent les « briques » avec lesquelles est construit notre univers. C'est le nombre de ces particules assemblées dans un atome qui lui donne son identité.

1.1 Les atomes

Chaque atome est constitué :

- d'un noyau;
- d'électrons qui se déplacent dans l'espace autour du noyau. Ces électrons que l'on retrouve en nombre variable dans chaque atome sont

tous identiques. Un électron a une masse très faible $0,91 \cdot 10^{-27} \text{ g}^1$; il porte une charge électrique égale à $-1,6 \cdot 10^{-19}$ coulomb. C'est une particule élémentaire constitutive de la matière qui joue un rôle très important; dans les métaux elle est notamment responsable de la conduction de la chaleur et de l'électricité.

Si l'on pénètre, plus avant, au sein des noyaux on constate qu'ils sont tous formés à partir de deux « briques » (on dit particules) élémentaires, identiques dans tous les atomes :

- des protons dont la masse est de $1,67 \cdot 10^{-24} \text{ g}$ (soit 1 840 fois celle des électrons) et qui porte une charge électrique égale à $+1,6 \cdot 10^{-19}$ coulomb (égale donc mais de signe opposé à celle de l'électron);
- des neutrons dont la masse est de $1,67 \cdot 10^{-24} \text{ g}$ (soit la masse des protons et donc 1 840 fois celle des électrons) mais qui ne porte pas de charge électrique; ils sont dits électriquement neutres.

Dans un atome stable, le nombre des électrons est égal au nombre des protons; les charges négatives équilibrent les charges positives; la charge électrique de l'atome est donc nulle. Ce nombre d'électrons ou de protons (ou numéro atomique Z) caractérise un élément; les atomes des différents éléments connus ne diffèrent que par ce nombre. Par contre pour un même élément, le nombre des neutrons peut varier légèrement, ce qui donne donc des atomes qui sont constitués du même nombre d'électrons, du même nombre de protons mais d'un nombre variable de neutrons. On les appelle des isotopes du même élément qui est défini par le nombre d'électrons (et de protons).

Le tableau 1.1 décrit la constitution de quelques atomes et permet de constater que la masse de ceux-ci est essentiellement concentrée dans le noyau.

Le tableau 1.2 donne quelques exemples d'isotopes présents à l'état naturel.

1. 10^{-27} g est égal à 1 gramme divisé par 10^{27} soit divisé en :
1 000 000 000 000 000 000 000 000 000 000 parties;
ainsi 1 000 000 000 000 000 000 000 000 000 000 électrons (10^{27} électrons)
auront une masse de 0,91 g.

Tableau 1.1 – Exemples de constitution
de quelques d'atomes et masses correspondantes.

Caractéristique	Oxygène	Aluminium	Titane	Fer
Numéro Atomique	8	13	22	26
Les électrons				
Nombre d'électrons	8	13	22	26
Masse des électrons en 10^{-26} g	0,729	1,18	2,0	2,37
Les protons				
Nombre de protons	8	13	22	26
Masse des protons en 10^{-26} g	1 340	2 160	3 650	4 320
Les neutrons				
Nombre de neutrons	6 à 11	11 à 16	21 à 29	26 à 33
Masse des neutrons en 10^{-26} g	1 000 à 1 830	1 830 à 2 660	3 490 à 4 820	4 320 à 5 480
Le noyau				
Masse du noyau en 10^{-26} g	2 340 à 3 170	3 990 à 4 820	7 140 à 8 470	8 640 à 9 800
Proportion de la masse des électrons par rapport à la masse des atomes : 0,02 à 0,03 %.				

Tableau 1.2 – Quelques exemples d'isotopes.

Élément	Nombre de neutrons	Masse atomique	Proportion (%) présente dans la nature
Oxygène	8	16	99,76
	9	17	0,04
	10	18	0,20
Aluminium	14	26,98	100
Titane	24	45,97	7,95
	25	46,96	7,75
	26	47,96	73,45
	27	48,96	5,51
	28	49,96	5,34
Fer	28	53,96	5,90
	30	55,95	91,52
	31	56,95	2,25
	32	57,95	0,33

Toutes ces masses sont très faibles et délicates à manipuler dans les calculs. Aussi, par convention, a-t-il été admis que l'on parlerait d'une « masse atomique » représentant la masse d'un certain nombre d'atomes et il a été posé que l'on ferait référence à un atome d'oxygène constitué de :

$$\left. \begin{array}{l} 8 \text{ électrons} \\ 8 \text{ protons} \\ 8 \text{ neutrons} \end{array} \right\} \text{masse totale : } 2,66 \cdot 10^{-23} \text{ g}$$

pour lequel on admettrait que la masse atomique est égale à 16 g. Le nombre d'atomes pris ainsi conventionnellement en compte est égal à $6,02 \cdot 10^{23}$ on l'appelle le nombre d'Avogadro. (Ainsi $6,02 \cdot 10^{23}$ protons ou neutrons pèsent 1 g.)

Les masses atomiques des autres éléments s'en déduisent :

Aluminium	24,02 à 29,02 g	valeur moyenne 26,98
Titane	42,98 à 50,99 g	valeur moyenne 47,90
Fer	52,01 à 59,00 g	valeur moyenne 55,84

Pour ce qui concerne les électrons, il est suffisant ici (mais pas rigoureusement exact) de considérer qu'ils se déplacent autour du noyau sur des orbites circulaires ou elliptiques dont les plans ne sont pas fixes dans l'espace. On représente d'ailleurs souvent un atome sous la forme d'un système planétaire (figure 1.1) ce qui conduit à définir une notion très pratique; la sphère atomique centrée sur le noyau et dont le rayon caractérise l'espace occupé par les électrons.

Pratiquement on définit des couches dans lesquelles se trouvent les trajectoires des électrons; ces couches sont repérées par les lettres K, L, M, N, O... La couche K est la plus proche du noyau et les autres couches s'en éloignent progressivement. La couche K ne peut contenir que 2 électrons, la couche L peut en contenir 8, la couche M 18, la couche N 32... Ces couches se subdivisent elles-mêmes en sous-couches :

La couche L :

- 1 sous-couche à 2 électrons max.
- 1 sous-couche à 6 électrons max.

La couche M :

- 1 sous-couche à 2 électrons max.
- 1 sous-couche à 6 électrons max.
- 1 sous-couche à 10 électrons max.

La couche N :

- 1 sous-couche à 2 électrons max.
- 1 sous-couche à 6 électrons max.
- 1 sous-couche à 10 électrons max.
- 1 sous-couche à 14 électrons max.

etc.

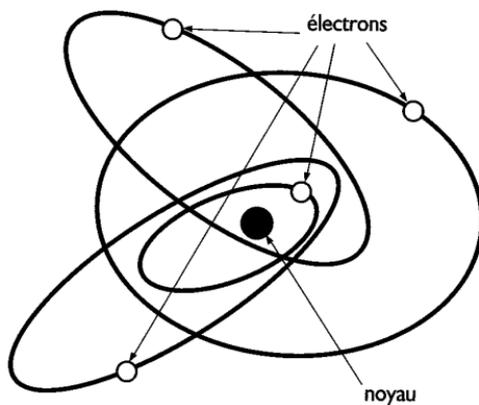


Figure 1.1 – Représentation planétaire d'un atome.

Une couche garnie de tous ses électrons est très stable; par contre une couche dans laquelle il manque 1 ou quelques électrons tendra à combler son déficit en prenant les électrons manquant à un autre atome et une couche pauvre en électrons aura, au contraire, tendance à donner ses

électrons à un autre atome. De ce fait l'état des couches les plus éloignées du noyau est très important car il correspond aux électrons les plus écartés du noyau donc à ceux qui lui sont liés par les forces les moins importantes. Ils pourront donc être enlevés (le résidu est chargé électriquement → atome ionisé), échangés, partagés; de ces possibilités découle le comportement de l'atome vis-à-vis d'autres atomes et notamment les possibilités de réactions chimiques.

Ces conditions ont conduit à classer les éléments en les regroupant en fonction de l'état de leurs couches extrêmes, classification dite périodique présentée parfois sous la forme que lui a donné Mendeleiev. Une telle classification fait apparaître des familles d'éléments ayant des couches électroniques externes également chargées (ou pauvres) en électrons (par exemple, tableau 1.3).

Tableau 1.3 – État des couches électroniques de différents éléments.

Élément	N° Atomique	Couches						
		<i>K</i>	<i>L</i>	<i>M</i>	<i>N</i>	<i>O</i>	<i>P</i>	<i>Q</i>
Couche saturée à		2	8	18	32			
H	1	1						
He	2	2						
C	6	2	4					
O	8	2	6					
Al	13	2	8	3				
V	23	2	8	11	2			
Cr	24	2	8	13	1			

Tableau 1.3 (suite).

Élément	N° Atomique	Couches						
		<i>K</i>	<i>L</i>	<i>M</i>	<i>N</i>	<i>O</i>	<i>P</i>	<i>Q</i>
Couche saturée à		2	8	18	32			
Mn	25	2	8	13	2			
Fe	26	2	8	14	2			
Co	27	2	8	15	2			
Ni	28	2	8	16	2			
Cu	29	2	8	18	1			
Zn	30	2	8	18	2			
Nb	41	2	8	18	12	1		
Mo	42	2	8	18	13	1		
Ag	47	2	8	18	18	1		
Cd	48	2	8	18	18	2		
Sn	50	2	8	18	18	4		
Pt	78	2	8	18	32	17	1	
Au	79	2	8	18	32	18	1	
Pb	82	2	8	18	32	18	4	
U	92	2	8	18	32	21	9	2

Pour l'hélium, He, la couche K est saturée avec 2 électrons : cette situation correspond à une très grande stabilité des électrons sur la couche externe; He fait partie des gaz dits inertes.

Pour l'oxygène, O, la couche L contient 6 électrons dont 2 dans la sous couche Ls (saturation) et 4 dans la sous couche Lp (manquent 2 électrons pour obtenir la saturation); O prendra et acceptera facilement 2 électrons (donc tendance à ionisation \rightarrow charge négative \rightarrow anion) comportement caractéristique des métalloïdes.

Pour l'aluminium, Al, la couche M contient 3 électrons dont 2 dans la sous couche Ms (saturation) et 1 dans la sous-couche Mp (manquent 5 électrons pour obtenir la saturation); Al perdra et donnera facilement ses 3 électrons de la couche M (donc tendance à ionisation \rightarrow charge positive $+++ \rightarrow$ cation) comportement caractéristique des métaux.

Pour le fer, Fe, la couche N contient 2 électrons (manquent 30 électrons pour obtenir la saturation); Fe perdra ou donnera facilement ses 2 électrons de la couche N (donc tendance à ionisation \rightarrow charge positive $++ \rightarrow$ cation métallique).

Pour constituer la matière solide les atomes se regroupent et s'unissent grâce à l'intervention de forces de liaison.

1.2 Les liaisons entre atomes

Les liaisons entre atomes (on dit que ces liaisons sont interatomiques) qui vont permettre la formation des corps solides dépendent essentiellement de l'état des couches électroniques périphériques; selon ce que deviennent les électrons qui les occupent ces liaisons peuvent être de divers types.

Dans le cas des métaux les électrons des couches périphériques abandonnent leur atome respectif et créent un « nuage » d'électrons libres qui circulent librement dans le solide métallique. Les atomes qui ont perdu ces électrons ne sont plus électriquement neutres; ils sont chargés positivement (on dit qu'ils sont « ionisés »). Des forces d'attraction électrostatique apparaissent alors entre les atomes ionisés (ils portent une charge positive proportionnelle au nombre d'électrons qu'ils ont perdus) et les électrons du nuage (qui est négatif). L'équilibre est assuré par les effets

répulsifs apparaissant entre les atomes ionisés tous électropositifs. Ce type de liaison, dit métallique, est propre aux métaux. L'existence d'un nuage d'électrons libres engendre des propriétés particulières de ces matériaux : la conductivité électrique et la conductivité thermique. Elles sont caractéristiques des métaux.

1.3 Les forces de liaisons interatomiques

La force attractive qui vient d'être évoquée s'exprime sous la forme d'une équation générale :

$$F = + A/r^2$$

La force répulsive s'exprime aussi sous la forme d'une équation du même type mais avec un signe $-$ pour traduire le fait qu'elle est de sens contraire à l'attraction qui, elle, est comptée positivement :

$$F = - B/r^n$$

la valeur de n est difficile à définir; on admet généralement qu'elle est comprise entre 7 et 10.

La force résultant de l'action de ces deux forces antagonistes s'écrit donc :

$$F = A/r^2 - B/r^n$$

À faible distance la force de répulsion est la plus forte; à plus grande distance c'est la force d'attraction qui l'emporte comme le montre la figure 1.2. Il existe une distance où les deux forces s'équilibrent ce qui définit une position stable des atomes. Si ceux-ci en sont écartés, sous l'action d'une force extérieure, une force de réaction se développe qui s'oppose exactement à l'action extérieure et les ramènera ultérieurement à leur position d'équilibre quand cette dernière action sera supprimée.

Le système de forces antagonistes (attraction et répulsion) qui vient d'être décrit régit les positions relatives des atomes dépourvus de leurs électrons périphériques; ces positions d'équilibre définissent l'état solide de la matière.

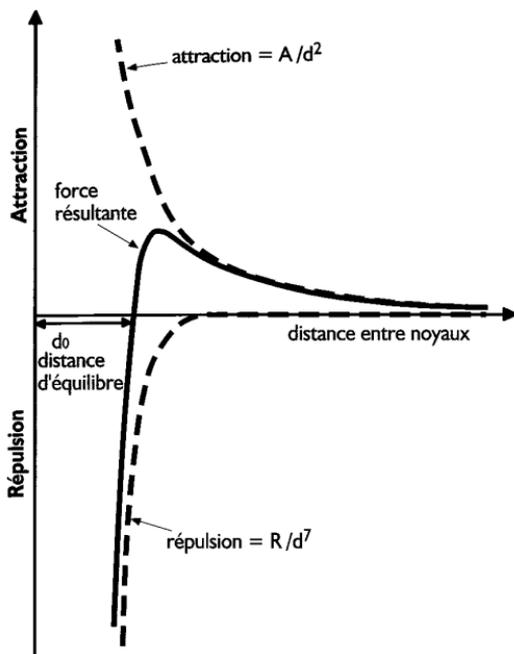


Figure 1.2 – Schéma descriptif des efforts :

- d'attraction,
 - de répulsion,
 - résultant;
- entre noyaux (nœuds du réseau).

Mais ces positions d'équilibre ne sont pas occupées en permanence par les atomes; en effet l'agitation thermique (l'effet de la température) provoque des mouvements de ces atomes ionisés qui, sans cesse, se déplacent en oscillant autour de leur position d'équilibre; l'amplitude de ces oscillations est d'autant plus grande que la température est plus élevée, elle tend, par contre, vers zéro quand la température approche du « zéro absolu » ($-273\text{ }^{\circ}\text{C}$). Cette agitation, dont l'amplitude croît quand la température s'élève, provoque un déplacement de la position moyenne de

chaque atome qui engendre une augmentation de la distance entre atomes ionisés; cette augmentation est la cause de la dilatation que l'on constate quand on chauffe un métal. On voit que, si l'élévation de température est importante et que par voie de conséquence l'augmentation de la distance est grande, la force d'attraction devient très faible, situation qui va conduire à l'état liquide.

1.4 La structure des métaux solides

Grâce aux forces de liaison les atomes se regroupent et se placent dans leurs positions d'équilibre pour former des corps solides; comment s'organisent-ils ?

Quand les atomes se rangent à leurs positions d'équilibre (le plus souvent pendant la solidification après la fusion) on dit qu'un cristal se

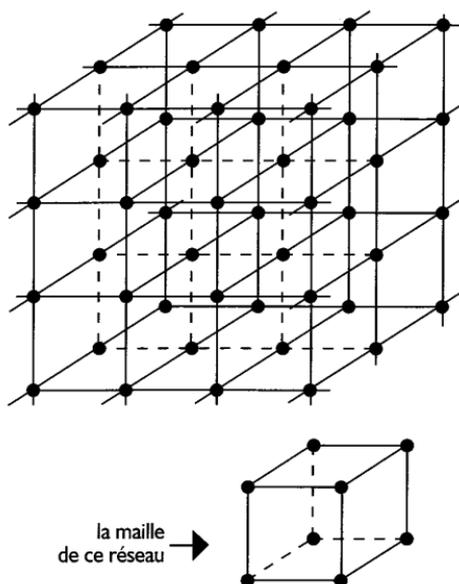


Figure 1.3 – Réseau cristallin cubique le plus simple.

forme. Cette formation se fait suivant une configuration ordonnée, à trois dimensions, dans laquelle les atomes sont régulièrement répartis. Ainsi est défini un « réseau spatial »; les atomes ionisés constituent les « nœuds » du réseau. L'exemple le plus simple d'un réseau cristallin est donné par la figure 1.3; il est dit « cubique » (cubique parce qu'il se construit dans l'espace comme un empilement de cubes dont les sommets sont occupés par des noyaux); bien qu'il ne se rencontre pas avec les métaux nous le prendrons souvent en exemple dans ce qui suit car il est beaucoup plus facile et simple à représenter et à lire sur un dessin en perspective.

Un réseau est défini par une « maille »; c'est le groupement élémentaire d'atomes le plus simple qui se répète indéfiniment dans les trois dimensions.

On identifie dans la nature trois types de mailles cristallines métalliques :

- cubique centré (figure 1.4) (en abrégé CC);
- cubique faces centrées (figure 1.5) (en abrégé CFC);
- hexagonale (compacte) (figure 1.6) (en abrégé HC).

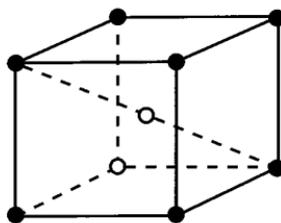


Figure 1.4 – Maille cubique centrée.

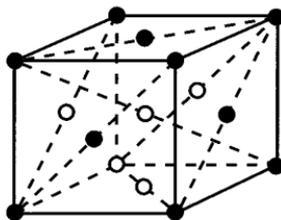


Figure 1.5 – Maille cubique à faces centrées.

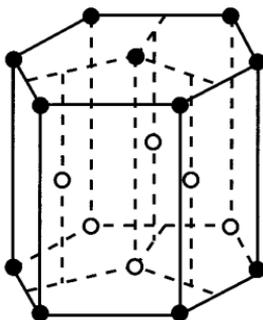


Figure 1.6 – Maille hexagonale compacte.

Il faut noter que ces structures cristallines très stables sont uniques pour un métal donné à une température fixée mais, pour certains métaux, elles changent lorsque la température varie :

- le cobalt, HC à 20° → CFC à 427 °C ;
- le fer, CC à 20° → CFC à 912 °C → CC à 1 394 °C ;
- le titane, HC à 20° → CC à 883 °C.

On parle alors de polymorphisme ou d'allotropie et on dit qu'un tel métal change d'état allotropique suivant la température.

Dans les trois types de mailles cristallines métalliques (cubique centré, cubique faces centrées et hexagonal) on utilise des systèmes de caractérisation des positions des nœuds, de certains alignements de nœuds et des différents plans qui sont décrits en annexe de ce chapitre. Ils permettent d'utiliser des symboles simples pour situer ces divers éléments dans l'espace.

Dans un métal il est souvent commode d'assigner aux atomes un volume sphérique arbitraire ; on suppose (voir § 1.1) que le rayon de la sphère est égal à la demi-distance entre deux atomes voisins les plus rapprochés ; ce rayon atomique diffère bien entendu pour chaque métal et chaque état allotropique d'un même métal :

Al (CFC)	$r = 0,143 \text{ nm}$;
Ti (HC)	$r = 0,147 \text{ nm}$;

Fe (CC)	$r = 0,126 \text{ nm}$;
Fe (CFC)	$r = 0,129 \text{ nm}$;
Ni (CFC)	$r = 0,125 \text{ nm}$.

Cette représentation permet de définir dans chacun des systèmes principaux de cristaux métalliques :

- des directions denses; il s'agit de directions le long desquelles les atomes sont les plus proches possible;
- des plans denses; il s'agit de plans dans lesquels les atomes sont les plus rapprochés possible.

Ainsi (voir annexe sur l'explication de la signification des indices) :

pour le système CC :

direction dense [111] et équivalentes,
plan dense (111) et équivalents;

pour le système CFC :

direction dense [110] et équivalentes,
plan dense (111) et équivalents;

pour le système HC :

direction dense [1000] et équivalentes,
plan dense (0001).

Les structures HC et CFC correspondent à des empilements aussi compacts que possible : toutes les sphères se touchent (empilement de couches pleines HC : ABAB...CFC : ABCAB) par contre la structure CC n'est pas compacte; dans les plans (110) les sphères correspondant aux atomes ne sont pas toutes tangentes.

1.5 Les agrégats

Il est possible, notamment lors de la solidification, de provoquer la croissance d'un grain unique de taille importante; on réalise alors un « monocristal ». Mais en général, les métaux industriels sont formés de très nombreux cristaux agglomérés entre eux : ce sont des solides « polycristallins », ce sont des « agrégats » de cristaux plus ou moins gros.

Les propriétés de tels agrégats dépendent, bien entendu, des propriétés des cristaux constitutifs, mais elles dépendent aussi des zones de contact entre les grains que l'on appelle « joints de grains », zone où les liaisons interatomiques sont perturbées et où apparaissent des anomalies de rangement des nœuds du réseau.

1.6 Les défauts des cristaux

Les métaux utilisés dans l'industrie ne sont pas constitués de cristaux parfaits (dans lesquels tous les nœuds seraient bien à leur place), ils ne sont généralement pas purs et souvent, même, ils sont utilisés sous forme d'alliage c'est-à-dire qu'ils contiennent des atomes étrangers ajoutés volontairement.

Cette situation va engendrer la présence dans le métal de base d'un certain nombre d'anomalies que l'on peut répertorier sous le titre de défauts cristallins.

Parmi ces défauts on peut distinguer :

- les défauts ponctuels (à l'échelle atomique c'est-à-dire à l'échelle des nœuds du réseau);
- les défauts linéaires;
- les défauts plans;
- les défauts en volume (ponctuels à l'échelle macroscopique).

1.6.1 Les défauts ponctuels (à l'échelle atomique)

Les défauts ponctuels peuvent prendre naissance :

- lors de l'édification du cristal (c'est-à-dire lors de la solidification);
- lors d'une déformation plastique;
- lors d'une irradiation par des particules de haute énergie.

Ils peuvent disparaître à travers différents processus qui seront évoqués plus loin.

Ces défauts correspondent à 4 situations (figure 1.7).

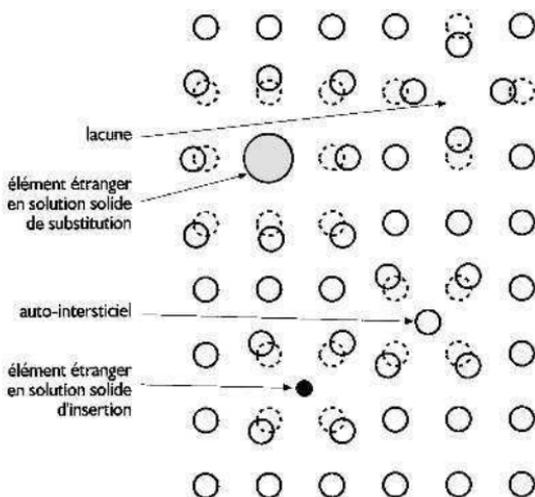


Figure 1.7 – Schéma des défauts ponctuels d'un cristal
(Les pointillés repèrent les positions des nœuds dans un cristal parfait).

Il manque un atome à l'emplacement d'un nœud du réseau

Lors de la formation du cristal un atome n'a pas occupé un des sites du réseau qui reste alors vacant; ceci crée une « lacune ». La présence d'une telle lacune provoque des distorsions du réseau dans son voisinage; les atomes proches se déplacent vers le vide ainsi créé pour rétablir un équilibre des forces de liaison.

Ces lacunes sont assez fréquentes dans les métaux industriels. On donne souvent l'ordre de grandeur suivant : une lacune pour 10^4 à 10^8 atomes (ce qui représente de l'ordre de 10^{14} à 10^{19} lacunes par cm^3 de Al, Fe ou Ti !). Le nombre de ces lacunes diminue quand la température s'élève.

Un atome du métal occupe un emplacement hors des nœuds du réseau

On dit alors qu'il constitue un « auto-interstitiel » et sa présence provoque localement des déplacements des atomes voisins (ils s'éloignent) pour rétablir un équilibre des liaisons. Un auto-interstitiel peut se recombinaison avec une lacune; les deux défauts cristallins disparaissent alors.

Un atome étranger occupe un nœud du réseau

Il s'agit d'une impureté au sens chimique du terme, mais on dit ici qu'il s'agit d'un élément d'alliage car cet atome étranger est dissous dans le métal de base : on parle alors de « solution solide de substitution ». La présence d'un tel atome étranger provoque de légers déplacements des atomes environnants.

Son existence exige que l'atome étranger ne soit pas très différent de l'atome du métal de base. C'est ainsi que les rayons atomiques ne doivent pas différer de plus de 20 à 30 %, il ne faut pas aussi que les deux éléments aient une grande affinité chimique l'un pour l'autre.

Le nombre d'atomes étrangers pouvant se placer dans un réseau donné (et donc entrer en solution solide), varie avec la nature du métal de base et avec celle de l'atome étranger. La solubilité peut être :

- totale ou illimitée : l'alliage est constitué de X % du métal M_1 et $100-X$ % du métal M_2 avec X variant continûment de 0 à 100. Ceci se produit lorsque les atomes ont la même structure cristalline et ont des propriétés très voisines :

exemples : Au-Ag, Au-Cu, Ag-Pd, Fe-Ni

- limitée : il existe une limite de concentration au-delà de laquelle les atomes du soluté ne trouvent plus place dans le réseau du métal solvant. C'est en général le cas lorsque les deux métaux n'ont pas des propriétés très voisines. Plus les différences sont grandes plus la solubilité diminue; elle peut devenir nulle (exemple Pb dans Fe). La limite de solubilité augmente en général avec une élévation de température selon une loi d'activation thermique :

$$C = C_0 \exp(-Q/RT)$$

avec :

C = solubilité;

C_0 = constante;

Q = enthalpie de dissolution;

T = température absolue;

R = constante des gaz parfaits.

En général les atomes de solutés sont répartis au hasard aux nœuds du réseau du métal solvant, mais parfois on constate qu'ils peuvent se ranger préférentiellement sur certains sites et donc respecter un certain ordre; de telles solutions solides sont alors dites « ordonnées ».

Un atome étranger occupe un emplacement hors des nœuds du réseau

C'est encore une impureté qui apparaît comme un élément d'alliage dissous puisqu'il reste à l'état atomique; il est dit en « solution solide d'insertion ». Son existence exige que l'atome soluté soit très petit, ce qui limite cette forme de solubilisation aux éléments H, O, N, C et B (il faut pratiquement que le rayon atomique du soluté ne soit pas supérieur à $6/10$ du rayon atomique du solvant).

Dans un réseau les sites que vont occuper ces éléments interstitiels dépendent des espaces existant entre atomes; ainsi, par exemple on trouvera dans le réseau CC (figure 1.8) :

- des sites dits « octaédriques » qui sont les milieux des arêtes et les centres de faces (place disponible pour une sphère dont le rayon est au plus égal à $0,067$ fois l'arête du cube);
- des sites dits « tétraédriques » qui sont au quart des médianes des faces en partant des arêtes (place disponible pour une sphère dont le rayon est au plus égal à $0,126$ fois l'arête du cube).

Dans le réseau CFC, on trouve de même :

- des sites dits « octaédriques » qui sont les milieux des arêtes et le centre du cube (place disponible pour une sphère dont le rayon est au plus égal à $0,147$ fois l'arête du cube);
- des sites dits « tétraédriques » qui sont à mi-distance entre les centres de deux faces adjacentes (place disponible pour une sphère dont le rayon est au plus égal à $0,080$ fois l'arête du cube).

On trouve des sites identiques dans le réseau HC.

En général ces insertions amènent des perturbations du réseau du métal solvant. On constatera souvent qu'un interstitiel peut être piégé par une lacune ce qui diminue les distorsions du réseau introduites par ces deux types de défauts.

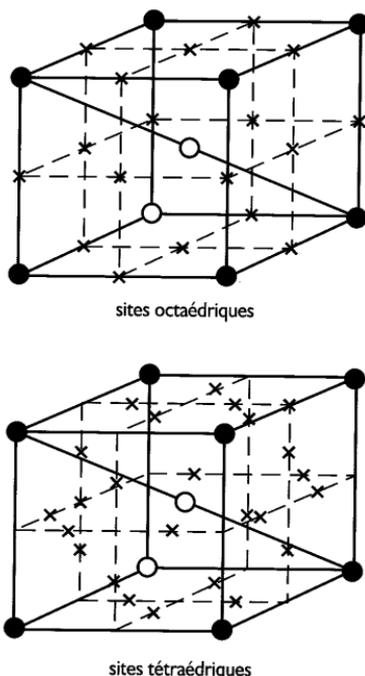


Figure 1.8 – Positions que peuvent prendre les atomes en solution solide d'insertion : cas de la structure CC.

1.6.2 Les défauts linéaires

Ces défauts appelés dislocations sont des perturbations importantes du réseau cristallin. Bien qu'ils se ramènent à deux types fondamentaux nous ne décrivons ici que le plus simple qui est dénommé « dislocation coin »; à lui seul il permet de décrire simplement mais néanmoins correctement le très grand rôle joué par ce type de défaut dans le comportement mécanique d'un métal.

On peut décrire une dislocation coin en partant d'un cristal parfait dans lequel on considère le plan ABCD (figure 1.9a) contenant le segment EF;

on crée une dislocation coin en retirant le demi-plan EFCD d'atomes ordonnés selon la maille du réseau, demi-plan qui s'arrête sur la ligne EF appelée ligne de dislocation. Les atomes du réseau initial se réarrangent au voisinage de la ligne de dislocation pour rééquilibrer les forces de liaison (figure 1.9b).

Ces dislocations naissent :

- dès la solidification ;
- mais aussi au cours des déformations plastiques subies par les cristaux.

Ces dislocations sont toujours présentes en grand nombre dans les cristaux. On mesure leur importance, dans le cas considéré ici, en évaluant

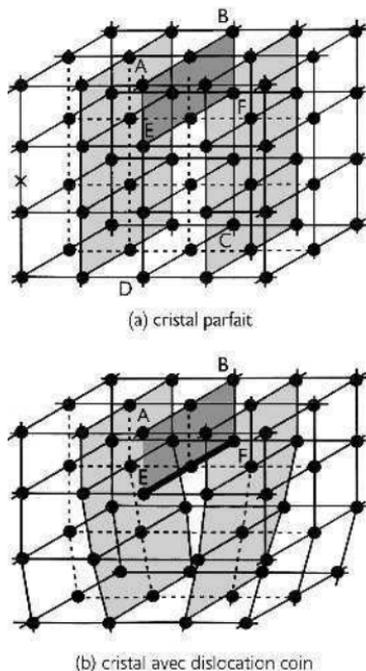


Figure 1.9 – Description d'une dislocation-coin.

la longueur de la ligne de dislocation c'est-à-dire de l'arête CD du demi-plan excédentaire et on détermine leur densité en calculant la longueur cumulée de toutes les lignes de dislocations contenues dans l'unité de volume de métal considéré; cette densité peut varier de 10^6 cm/cm³ à 10^{11} cm/cm³ environ.

1.6.3 Les défauts plans

Il existe un certain nombre de défauts plans parmi lesquels nous ne citerons que ceux ayant, pour ce qui suit, une importance particulière, à savoir :

- les joints de grains : ce sont les zones de grand désordre (ayant une épaisseur de l'ordre de quelques distances interatomiques) séparant les cristaux dans un même solide polycristallin (figure 1.10). Ces joints ont une grande importance dans le comportement d'un corps polycristallin car ils constituent des espaces où l'ordre naturel est perturbé et où les atomes ne sont donc pas en position stable;

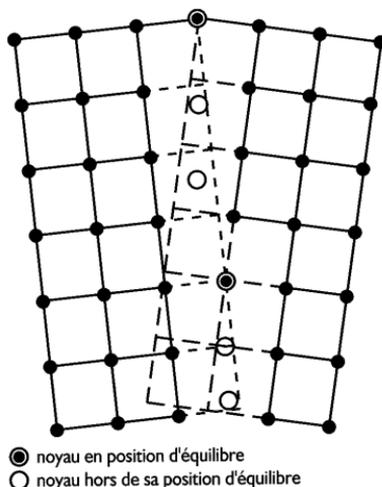
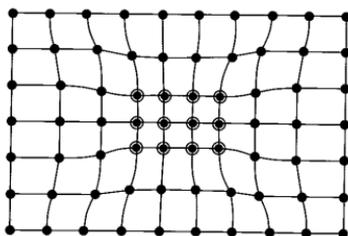


Figure 1.10 – Description d'un joint de grains.

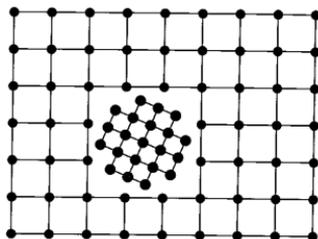
– les joints de macles : un joint de macle est un plan (dans lequel les nœuds restent correctement ordonnés selon le système cristallin du métal) de part et d'autre duquel les réseaux des deux cristaux sont symétriques (et non pas alignés comme ce serait le cas dans un cristal unique). Les macles apparaissent fréquemment au cours de la déformation plastique des métaux CFC.

1.6.4 Les défauts en volume

Il s'agit ici de petites particules de corps étrangers apparus au sein d'un métal homogène; ce sont généralement des composés chimiques formés par un métal avec certains métalloïdes (souvent oxygène, soufre, azote, carbone...) et parfois des composés chimiques formés par les métaux entre eux.



(a) précipité cohérent



(b) précipité incohérent

Figure 1.11 – Description des deux états des précipités.

On distingue :

- les « précipités » qui sont formés volontairement pour agir sur les propriétés d'un métal et que l'on classe en :
 - précipités cohérents pour lesquels il existe une relation d'orientation cristallographique définie entre la particule précipitée et la matrice environnante (le précipité a la même structure que la matrice et il y a continuité des plans cristallins – figure 1.11a),
 - précipités incohérents : les particules précipitées ont une structure différente de celle de la matrice (figure 1.11b);
- les « inclusions » qui sont formées involontairement et sont constituées, généralement, par des résidus de l'élaboration du métal (ces inclusions sont donc souvent des oxydes, des sulfures...).

Parmi les défauts en volume on compte aussi des porosités et cavités diverses : on retrouve sous cette étiquette différents défauts :

- des bulles de gaz formées au cours de la solidification d'un métal saturé en ce gaz et non refermées par une déformation à chaud;
- des pores subsistant entre les grains d'un mélange soumis au frittage;
- des cavités engendrées par une agglomération de lacunes (notamment sous irradiation).

Annexe

Les spécialistes utilisent un système de coordonnées particulier pour définir les positions des différents éléments d'un réseau cristallin.

Dans le cas des systèmes cubiques, trois axes de coordonnées issus d'un même nœud et orientés suivant les directions principales du cube de base sont utilisés. Ces axes ne sont pas gradués en unités de longueur mais en distances entre nœuds c'est-à-dire en segments égaux à la longueur d'arête du cube.

On caractérise ainsi la **position dans l'espace d'un nœud** par l'intermédiaire de ses coordonnées a , b et c mesurées dans ce système; la figure A1.1 illustre cette façon de faire dans un système CC.

On définit aussi, avec ce système, des **directions cristallographiques** qui sont des droites passant par certains nœuds du réseau; on les caractérise par les mesures u , v et w (on les appelle des « indices »), selon les axes

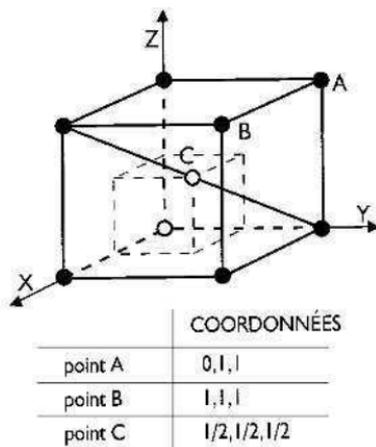


Figure A1.1 – Système de coordonnées
attaché au cube centrée CC et exemples
de définition des coordonnées de divers points.

(gradués en segments égaux à l'arête du cube), des projections, sur ces axes, du segment de droite qui, sur la direction considérée, est compris entre deux nœuds successifs. Une direction est ainsi caractérisée par ses indices placés entre crochets :

$$[u, v, w]$$

La figure A1.2 donne des exemples de caractérisation de certaines directions dans une structure CC. Les indices sont éventuellement multipliés par un même coefficient pour les rendre entiers (c'est le cas, sur la figure A1.2 de la direction OEB dont les indices seraient $1/2, 1/2, 1/2$; ils ont tous été multipliés par 2 ce qui donne $[1, 1, 1]$).

Si l'orientation de la direction est telle qu'un ou plusieurs indices soient négatifs on le(s) note en le(s) coiffant du signe $-$ (c'est le cas, sur la figure A1.2 de la direction DEC).

Il faut noter que toutes les directions parallèles ont les mêmes indices (cas des directions OC et DB de la figure A1.2).

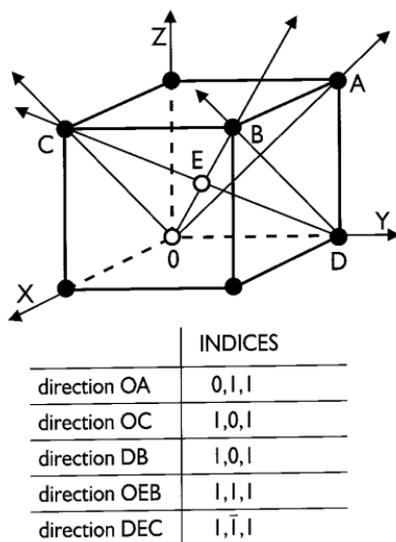


Figure A1.2 – Exemples de définitions des indices de diverses directions pour un cube centré CC.

On définit enfin des **plans cristallographiques** qui sont des plans contenant trois nœuds particuliers du réseau; on les caractérise par leurs indices (dits de Miller) h , k et l . Ces indices sont calculés à partir des coordonnées (exprimées en fractions de longueur de l'arête du cube) des trois points d'intersection du plan avec les trois axes. Ces coordonnées sont :

- $(x, 0, 0)$ pour le point d'intersection avec l'axe des X ,
- $(0, y, 0)$ pour le point d'intersection avec l'axe des Y ,
- $(0, 0, z)$ pour le point d'intersection avec l'axe des Z ;

et l'on écrit alors :

$$h = \alpha 1/x$$

$$k = \alpha 1/y$$

$$l = \alpha 1/z$$

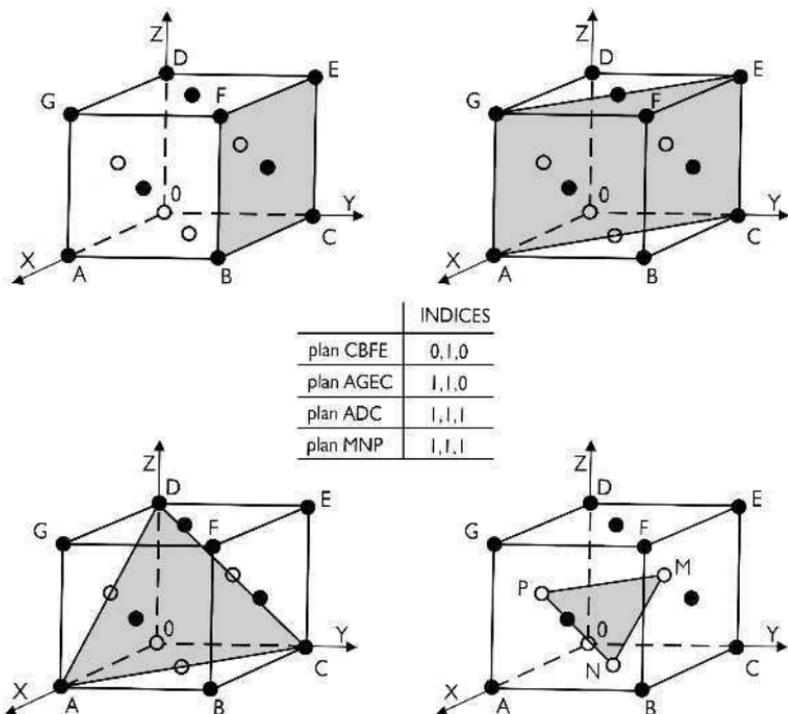


Figure A1.3 – Exemples de définitions des indices de divers plans du cube à faces centrées CFC.

avec α choisi afin que h , k et l soient à la fois entiers et les plus petits possible. Un plan est défini par ses indices de Miller placés entre parenthèses :

$$(hkl)$$

La figure A1.3 donne des exemples de caractérisation de certains plans dans une structure CFC.

Il faut noter que des plans parallèles sont caractérisés par les mêmes indices de Miller.

Pour la structure hexagonale compacte le système est plus complexe car il se réfère à quatre axes : trois (à 120°) dans le plan de base, et un perpendiculaire à ce dernier. Dans ces conditions, par exemple, un plan est caractérisé par quatre indices de Miller (h, k, l, m) qui ne sont pas indépendants :

$$l = -(h + k)$$

2 • LE COMPORTEMENT MÉCANIQUE D'UN MÉTAL

Lorsque l'on soumet un morceau de métal à l'action d'une force, on peut le rompre mais si cette force n'est pas trop grande on constate que le bloc ne fait que se déformer. Lorsque l'on supprime l'effort, cette déformation peut évoluer de deux façons différentes :

- elle disparaît et le bloc reprend sa forme initiale; la déformation est donc réversible; elle est dite « élastique »;
- elle ne disparaît pas totalement; il subsiste une déformation permanente qui modifie la géométrie initiale du bloc. Cette partie de la déformation qui n'est pas réversible est dite « plastique ».

L'expérience montre qu'il existe un niveau d'effort en deçà duquel la déformation reste élastique et au-delà duquel apparaît une déformation plastique; ainsi est définie la « limite d'élasticité ». Au-delà de cette limite, quand l'effort augmente, la déformation plastique croît et s'achève au moment de la rupture.

Nous allons nous intéresser à ces trois processus :

- la déformation élastique;
- la déformation plastique;
- la rupture.

2.1 La déformation élastique

Le comportement élastique (réversible) correspond à de petits déplacements (réversibles) des atomes autour de leurs positions d'équilibre. Sous

l'action d'une force de traction extérieure, les atomes s'écartent dans la direction de cette dernière. Comme nous l'avons déjà vu au chapitre 1, il apparaît de ce fait une réaction qui tend à les rapprocher et qui équilibre l'effort extérieur par le jeu des forces de liaison (voir figure 2.1 qui rappelle la figure 1.2). Ce mouvement des atomes génère la déformation qui se traduit ici par un allongement dans le sens de la force exercée.

Le comportement élastique des métaux est généralement linéaire, c'est-à-dire que les déformations sont proportionnelles aux efforts appliqués ce que traduit la loi de Hooke qui relie :

- l'allongement relatif $\Delta l/l_0$ (rapport de l'allongement Δl à la longueur l_0 de la base de mesure);
- l'effort unitaire F/S_0 (rapport de l'effort appliqué F à la section initiale S_0 du métal qui subit cet effort).

Cette loi s'écrit :

$$\Delta l/l_0 = K \times (F/S_0)$$

mais on préfère écrire que $K = 1/E$ et donc :

$$\Delta l/l_0 = (F/S_0)/E$$

en appelant E « module d'élasticité ». Expérimentalement on constate que la valeur de ce module atteint les valeurs suivantes (d'après Smithells) :

pour l'aluminium	70 700 N/mm ²
pour le cuivre	129 800 N/mm ²
pour le fer	211 400 N/mm ²
pour le magnésium	44 700 N/mm ²
pour le nickel	219 200 N/mm ²
pour le titane	120 200 N/mm ²

L'examen de la figure 2.1 montre aussi que lorsque les efforts appliqués et les déformations en traction croissent beaucoup (dans la mesure du

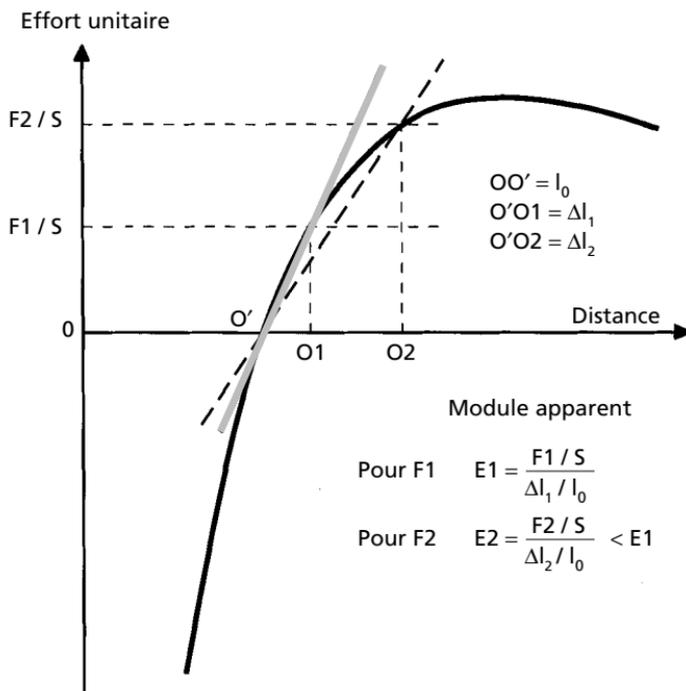


Figure 2.1 – Évaluations du module d'élasticité E .

possible), le module d'élasticité peut décroître (ce phénomène sera sensible, par exemple, sur un monocristal ayant une grande capacité de déformation élastique).

Dans le système cubique centré (CC) qui n'est pas compact (les sphères atomiques n'y sont pas toutes au contact), les distances entre certains nœuds sont déjà, au repos, supérieures à la distance normale d'équilibre; ces nœuds s'écartent donc plus facilement de leur position. En effet pour obtenir un même $\Delta l/l_0$, il faudra appliquer un effort plus faible (la pente de la tangente à la courbe diminue). Dans ces conditions le module d'élasticité a une valeur plus faible. Suivant la direction d'application de

l'effort extérieur, le module d'élasticité E n'aura donc pas la même valeur; on dit qu'il y a anisotropie; par exemple dans le Fer CC :

– dans la direction dense [111] :

$$E = 280\,000 \text{ N/mm}^2$$

– dans la direction [100] :

$$E = 132\,000 \text{ N/mm}^2$$

Cette anisotropie n'apparaît pas sensiblement dans un solide polycristallin par suite du désordre aléatoire de l'orientation des grains. On mesure alors pratiquement une valeur moyenne.

Mais l'expérience montre aussi qu'un allongement dans le sens de l'effort appliqué s'accompagne d'une contraction transversale. Celle-ci est caractérisée aussi par la déformation linéaire relative $\Delta a/a_0$ (a_0 étant une dimension transversale) et apparaît comme étant proportionnelle à l'allongement relatif $\Delta l/l_0$. On définit un coefficient de proportionnalité entre les deux que l'on appelle le coefficient de Poisson ν :

$$\nu = (\Delta a/a_0)/(\Delta l/l_0)$$

Expérimentalement on trouve pour ce coefficient les valeurs suivantes (d'après Smithells) :

pour l'aluminium	0,34
pour le cuivre	0,34
pour le fer	0,27 à 0,29
pour le magnésium	0,29
pour le nickel	0,30 à 0,31
pour le titane	0,36

Cette contraction transversale peut être expliquée à travers l'examen d'un cas simplifié. Considérons un plan d'une structure compacte (figure 2.2)

et supposons l'effort appliqué selon une direction dense (direction mn sur la figure). Cet effort va écarter m et n et donc augmenter la distance entre ces deux nœuds; l'allongement Δl constaté dans le sens de l'effort appliqué est :

$$\Delta l = nm - nm'$$

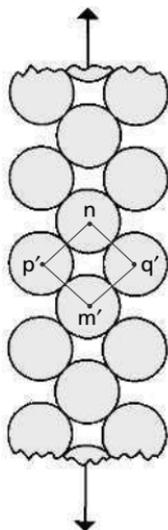
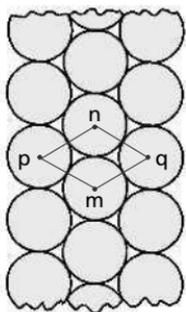


Figure 2.2 – Schéma d'une déformation élastique sous un effort de traction.

Mais en écartant les atomes l'effort perturbe l'équilibre des forces de liaison qui tendent toujours à maintenir les atomes aux distances d'équilibre. Les atomes p et q tendront à rester aux distances d'équilibre par rapport aux atomes m et n ($mp = pn = nq = qm = nq' = np' = m'p' = m'q' = do$); ils vont donc se rapprocher, ce qui engendre la contraction transversale Δa :

$$\Delta a = pq - p'q'$$

Il est important de noter que, si cette contraction est empêchée par des éléments de la construction, il apparaîtra au sein du métal une contrainte de traction qui est perpendiculaire à l'effort appliqué extérieurement.

Si l'on examine maintenant ce que devient le volume du métal soumis à de telles déformations élastiques, on peut considérer un volume parallélépipédique de longueur l et de section $a \times b$. Un effort F appliqué parallèlement à la longueur l engendre un effort unitaire :

$$F_0 = F/(a \times b)$$

et on a :

$$l \rightarrow l + \Delta l = l + l \times (F_0/E)$$

$$a \rightarrow a - \Delta a = a + \nu \times a \times (F_0/E)$$

$$b \rightarrow b - \Delta b = b + \nu \times b \times (F_0/E)$$

et donc :

$$V_0 = l \times a \times b$$

$$V = (l + \Delta l) \times (a - \Delta a) \times (b - \Delta b)$$

$$V = l \times a \times b \times [1 + (F_0/E)] \times [1 - \nu \times (F_0/E)]^2$$

soit :

$$V = V_0 \times [1 + (F_0/E)] \times [1 - \nu \times (F_0/E)]^2$$

ou :

$$V = V_0 \times \{1 + [(1 - 2\nu) \times F_0/E] -$$

$$[\nu \times (2 - \nu) \times (F_0/E)^2] + [\nu^2 \times (F_0/E)^3]\}$$

Pour de l'aluminium, avec $\nu = 0,34$, et sous une charge unitaire de 600 MPa on aurait :

$$V = V_0 [1 + 2,72 \cdot 10^{-3} - 4,08 \cdot 10^{-5} + 7,1 \cdot 10^{-8}]$$

Pour du fer sous une charge unitaire de 1 000 MPa avec $\nu = 0,3$ on aurait :

$$V = V_0 [1 + 1,90 \cdot 10^{-3} - 1,16 \cdot 10^{-5} + 9,72 \cdot 10^{-9}]$$

On voit que, E étant toujours très grand par rapport à F_0 , on peut réduire pratiquement cette formule à :

$$V = V_0 [1 + (F_0/E) \times (1 - 2\nu)]$$

formule qui permet de constater que, lors de la déformation élastique, le volume du métal resterait constant si $\nu = 0,5$. Or nous avons vu que pour les métaux polycristallins ν est inférieur à 0,5; on aura donc $1 - 2\nu > 0$ ce qui montre que la déformation élastique sous effort unidirectionnel d'un métal s'accompagne d'une augmentation (réversible) de son volume.

En compression le comportement élastique d'un métal est semblable à celui décrit en traction. Il n'y a pas de discontinuité ni de variation brusque lorsque l'on passe de la traction à la compression. Dans le sens de l'effort appliqué, les atomes se rapprochent et développent donc des réactions de répulsion qui équilibrent l'effort appliqué tandis que, dans le plan perpendiculaire à ce dernier, les atomes tendent à s'écarter, provoquant un gonflement. De par la continuité des phénomènes de part et d'autre de l'état correspondant à l'effort nul, les définitions du module d'élasticité E et du coefficient de Poisson ν restent valables et leurs valeurs sont pratiquement identiques.

À côté du module d'élasticité E (dit module d'Young) on définit un module de cisaillement G (dit second module de Lamé ou module de Coulomb) qui décrit le comportement élastique sous une sollicitation de cisaillement, c'est-à-dire lorsque l'effort appliqué tend à déplacer les nœuds du réseau dans des plans parallèles aux plans définis par la struc-

ture cristalline (figure 2.3) (contrairement à un effort de traction qui tend à écarter les nœuds pour les séparer). Sur une section rectangulaire ABCD on provoque ainsi, par exemple, une déformation (dite cisaillement ou glissement) qui conduit à AB'C'D par translation du plan supérieur qui contient B et C par rapport au plan inférieur qui contient A et D. L'effort T est alors dit tranchant et on parle de :

- contrainte de cisaillement $\tau = T/S$, S étant la surface du plan de base invariant contenant AD;
- glissement (déformation relative) $\text{tg}(\gamma) = BB'/AB = CC'/CD$;
- module de cisaillement $G = \tau/\text{tg}(\gamma)$.

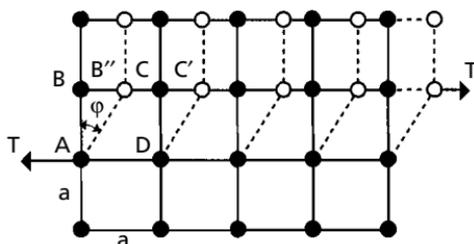


Figure 2.3 – Schéma d'une déformation élastique sous un effort de cisaillement.

Expérimentalement on constate que la valeur de ce module G atteint les valeurs suivantes (d'après Smithells) :

pour l'aluminium	26 200 N/mm ²
pour le cuivre	48 300 N/mm ²
pour le fer	60 000 à 80 000 N/mm ²
pour le magnésium	17 300 N/mm ²
pour le nickel	76 000 à 84 000 N/mm ²
pour le titane	45 600 N/mm ²

Il existe, par ailleurs, une relation entre E , ν et G , relation qui s'écrit :

$$E = 2G \times (\nu + 1)$$

2.2 La déformation plastique

Toute application d'un effort dépassant la limite d'élasticité engendre une déformation irréversible dite « déformation plastique » ; les atomes ne se déplacent plus autour de leur position d'équilibre, ils changent de positions.

Dans un cristal de section S soumis à un effort de traction F (figure 2.4) l'examen de ce qui se passe montre que, pour un plan du réseau faisant un angle α avec la direction de l'effort, on peut :

– calculer la contrainte σ parallèle à F :

$$\sigma = (F/S) \times \sin(\alpha)$$

soit :

$$\sigma = (F/S) \times \cos(\varphi)$$

avec φ = angle que fait la normale au plan considéré avec la direction de l'effort appliqué ($\varphi = 90^\circ - \alpha$) ;

– décomposer la contrainte σ en :

- une composante perpendiculaire au plan considéré et que l'on appelle la contrainte normale σ_n :

$$\sigma_n = \sigma \times \cos(\varphi) = (F/S) \times \cos^2(\varphi)$$

- une composante parallèle au plan considéré et qui sera donc une contrainte de cisaillement :

$$\tau = \sigma \times \sin(\varphi) = (F/S) \times \sin(\varphi) \times \cos(\varphi)$$

$$\tau = (F/S) \times (1/2) \times \sin(2\varphi)$$

Pour une valeur donnée de F , cette contrainte de cisaillement est maximale quand $\sin(2\varphi)$ est lui-même maximal, c'est-à-dire égal à 1, soit pour $2\varphi = 90^\circ$ soit $\varphi = 45^\circ$ et, dans ce cas, elle est égale à la moitié de la contrainte de traction.

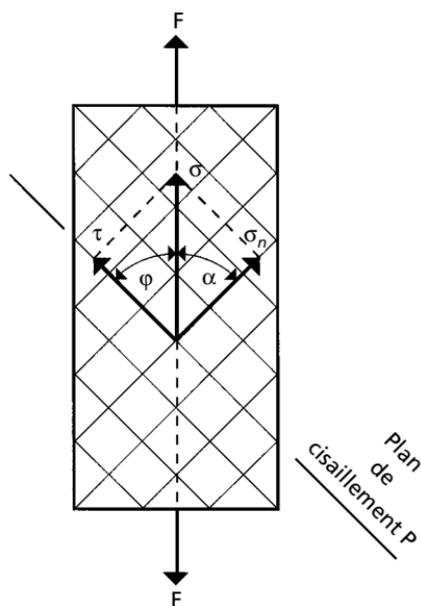


Figure 2.4 – Décomposition des sollicitations dans un cristal soumis à un effort de traction.

Cette analyse suppose que la direction de glissement est contenue dans le plan de la figure; s'il n'en est pas ainsi, il est nécessaire de tenir compte de la correction correspondant à la projection de cette direction sur le plan de la figure, ce qui diminue la valeur maximale de la contrainte de cisaillement.

Qualitativement, on peut déjà pressentir que ces deux composantes engendreront des effets différents :

- la composante normale, si elle est de traction, éloigne les nœuds parallèlement à sa direction (sa suppression permettra le retour aux positions d'équilibre); elle provoque donc un effet « ressort » qui peut, si l'effort appliqué est trop grand, dégénérer en rupture (par éloignement excessif);

– la composante parallèle tend à faire glisser les nœuds les uns par rapport aux autres mais ce déplacement présente une particularité; en effet quand il atteint la longueur de la maille cristalline le cristal retrouve localement son organisation normale. De ce fait le cisaillement joue un rôle important dans le comportement mécanique des métaux puisqu'il rend possible des déplacements irréversibles des nœuds du réseau les uns par rapport aux autres (sans induire un risque de rupture) ce qui est la définition même de la déformation plastique. La figure 2.5 décrit simplement l'évolution de ce glissement qui est d'abord élastique avant de

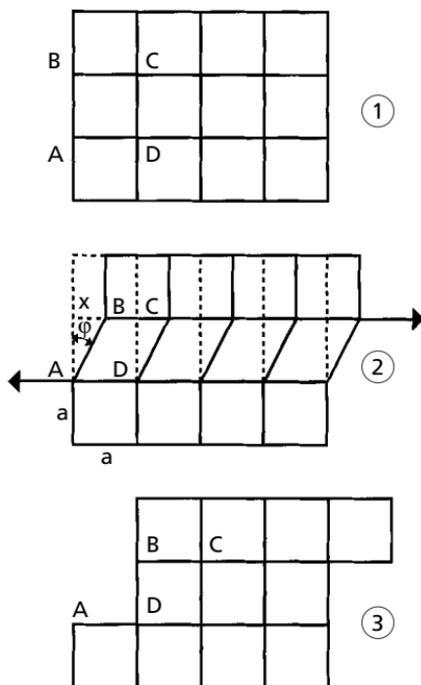


Figure 2.5 – Schéma théorique d'une déformation plastique.

devenir plastique. Le glissement s'amorce dans les cristaux les mieux orientés par rapport à la sollicitation (45°), mais s'arrête sur les joints des grains. Il faudra ensuite augmenter l'effort pour provoquer des déformations dans les grains moins favorablement orientés. Les débuts de la déformation plastique sont donc localisés à l'échelle microscopique et très progressifs; la fin du domaine élastique sera de ce fait très difficile à percevoir.

Il est intéressant de noter ici que l'application des lois de l'élasticité à une telle évolution permettrait d'écrire (figure 2.5) :

$$\text{glissement} = \text{tg}(\varphi) = x/a$$

$$\tau = G \cdot x/a$$

mais pour passer de l'état 1 à l'état 3 (selon la figure 2.5) il faudrait déplacer le plan contenant B et C d'une longueur de maille (pour amener B en C). On peut imaginer que le parcours pourrait se faire en 2 temps :

- de B à M ($BM = MC$) la distorsion du réseau et la contrainte de cisaillement croissent;
- de M à C ($BM = MC$) la distorsion du réseau diminue pour s'annuler quand B arrive en C; la contrainte de cisaillement est alors à nouveau nulle.

Pour que le nœud B arrive au point M, le glissement devrait être égal à :

$$BM/BA = (a/2)/a = 1/2$$

et la contrainte de cisaillement à :

$$\tau = G \times 1/2 = G/2$$

soit pour les métaux usuels :

$$\text{Al} : \tau = 13\,100 \text{ N/mm}^2 \quad (G = 26\,200 \text{ N/mm}^2);$$

$$\text{Cu} : \tau = 24\,150 \text{ N/mm}^2 \quad (G = 48\,300 \text{ N/mm}^2);$$

$$\text{Fe} : \tau = 35\,000 \text{ N/mm}^2 \quad (G = 70\,000 \text{ N/mm}^2);$$

$$\text{Mg} : \tau = 8\,650 \text{ N/mm}^2 \quad (G = 17\,300 \text{ N/mm}^2);$$

$$\text{Ni} : \tau = 40\,000 \text{ N/mm}^2 \quad (G = 80\,000 \text{ N/mm}^2);$$

$$\text{Ti} : \tau = 22\,800 \text{ N/mm}^2 \quad (G = 45\,600 \text{ N/mm}^2).$$

Or, on constate que l'on peut provoquer une telle déformation plastique dans un cristal avec une contrainte de cisaillement τ environ 100 fois plus petite. Que se passe-t-il ?

En fait il ne faut pas raisonner sur un cristal parfait mais il faut tenir compte des défauts du cristal et essentiellement des dislocations (voir § 1.6.2). Considérons pour ce faire un réseau décrit par un plan, (figure 2.6), ce réseau contenant une ligne de dislocation coin (M) perpendiculaire à ce plan. L'atome situé en M se trouve dans une position hors équilibre. L'application d'une contrainte de cisaillement τ va déplacer M vers B et B vers C . M va donc se rapprocher de D alors que B s'en éloigne; M va de ce fait très facilement se substituer à B , et B deviendra l'atome hors position d'équilibre. Sous l'action de l'effort de cisaillement, ce processus va se poursuivre pas à pas (B va se substituer à C et C deviendra l'atome hors position) pour aboutir au décrochement final à l'extrémité du cristal. Ainsi la même déformation plastique est obtenue, mais avec un déroulement progressif qui demande l'application d'un effort de cisaillement très réduit puisqu'une seule liaison est rompue puis rétablie à chaque pas.

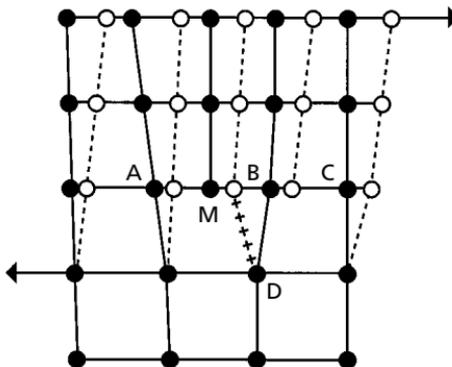


Figure 2.6 – Schéma d'une déformation plastique élémentaire par saut d'une dislocation.

Il faut noter que, lorsque la température s'élève, l'agitation thermique permet aux atomes de s'écarter d'avantage de leur position d'équilibre et facilite donc les déplacements irréversibles; la contrainte de cisaillement nécessaire pour produire une déformation plastique diminue alors.

Dans les cristaux métalliques :

- les lignes de dislocations se déplacent dans les plans denses, soit (voir l'annexe du chapitre 1 qui explique la signification des indices) :
 - (110), (112), (123) et équivalents pour CC
 - (111) et équivalents pour CFC
 - (0001) et équivalents pour HC
- les directions préférentielles de glissement sont les directions denses soit (voir l'annexe du chapitre 1 qui explique la signification des indices) :
 - [111] et équivalents pour CC
 - [110] et équivalents pour CFC
 - [1120] et équivalents pour HC.

Une direction de glissement et un plan de glissement définissent un système de glissement. On dénombre ainsi :

- 24 systèmes de glissement dans un cristal CC
- 24 systèmes de glissement dans un cristal CFC
- 6 systèmes de glissement dans un cristal HC.

Des processus divers peuvent entraver les déplacements des dislocations et donc exiger l'application d'un effort de cisaillement plus élevé pour poursuivre le glissement :

- toute perturbation du réseau gêne ce déplacement. C'est le cas des lacunes, des atomes étrangers (en solution solide) mais surtout celui des autres dislocations. En effet, la densité des dislocations présentes est toujours élevée; leur rencontre en cours de déformation peut engendrer une annihilation ou un blocage par répulsion. Par ailleurs l'arrivée d'une dislocation à la limite d'un cristal provoque la création d'une « marche » dans laquelle disparaît la dislocation;
- tout obstacle sur le parcours d'une dislocation peut arrêter sa progression. Un tel obstacle est généralement un précipité c'est-à-dire un cristal d'un corps étranger; la dislocation devra, soit le contourner, soit

le cisailer, ce qui demandera toujours l'application d'un effort supplémentaire. Un précipité cohérent sera alors plus efficace qu'un précipité incohérent. Un précipité, par ailleurs, aura une efficacité variable avec sa taille; en général, on admet qu'il existe une taille optimale en dessous et au-dessus de laquelle l'effet diminue, à tel point qu'un très gros précipité n'a pratiquement plus d'influence. L'obstacle peut être, aussi, un joint de grain qui, par son désordre ne permet pas la continuité du glissement.

Par ailleurs, lorsque l'on développe une déformation plastique on constate qu'il faut constamment augmenter l'effort appliqué pour pouvoir la poursuivre; ceci s'explique en considérant l'intervention de deux phénomènes :

- les dislocations interagissent entre elles (elles se gênent mutuellement) et avec les autres défauts du réseau (précipités, joints de grains...). Notamment quand plusieurs dislocations de même signe se déplacent dans un même plan de glissement, la première vient buter sur l'obstacle et s'arrête, repousse la seconde qui repousse la troisième et ainsi de suite; il se forme ainsi un empilement qui bloque le processus jusqu'à ce qu'un effort supérieur débloque la première dislocation;
- de nouvelles dislocations prennent naissance au cours de la déformation, venant augmenter les distorsions du réseau et les interactions entre dislocations.

Cette augmentation de la résistance à la déformation plastique s'appelle la « consolidation » du matériau ou « écrouissage »; elle augmente au cours de la déformation plastique. Cette consolidation constitue une adaptation du métal aux conditions de sollicitation; en effet, si on relâche l'effort (qui a provoqué la déformation plastique) on constate que le retour est seulement élastique et que le domaine élastique s'étend désormais jusqu'au niveau de la contrainte précédemment appliquée (qui devient la nouvelle valeur de la limite d'élasticité); il y a donc eu augmentation de la limite d'élasticité et donc bien renforcement du métal.

La possibilité de gêner les déplacements des dislocations (et donc de retarder la déformation plastique) peut être volontairement utilisée; elle permet d'accroître l'ampleur du domaine élastique et donc d'engendrer

un durcissement du métal. Les procédés les plus utilisés pour provoquer celui-ci seront décrits plus loin (§ 4.2).

Il faut noter enfin que la déformation plastique se fait à volume constant et qu'elle est toujours accompagnée par une déformation élastique qui, seule, permet d'équilibrer les forces extérieures appliquées.

2.3 Les ruptures

La réalisation d'une déformation plastique de plus en plus importante conduit à la rupture du métal, rupture qui peut prendre plusieurs aspects dépendant du (ou des) mécanisme(s) mis en jeu. C'est ainsi que l'on distingue :

- la rupture ductile ;
- la rupture fragile ;
- les ruptures « à temps » dues à des phénomènes complexes dont le développement fait que la rupture n'intervient qu'après une durée de service qui peut être très importante (des semaines, des mois voire des années).

2.3.1 La rupture ductile

C'est un mode de rupture qui apparaît à l'issue d'une déformation plastique généralement importante.

La rupture ductile s'amorce sur des particules présentes dans le métal (précipités, inclusions), particules autour desquelles le métal se déforme plastiquement, ce qui entraîne, dans le sens de la déformation, un décollement à l'interface particule-métal et donc la création de microcavités. Celles-ci croissent au cours de la déformation (figure 2.7) et les ponts métalliques subsistant entre elles s'amincissent et finalement se rompent.

La surface de rupture apparaît creusée de cupules qui sont les demi-cavités formées au cours des dernières étapes de la déformation plastique. Au fond de ces cupules subsistent généralement les particules qui les ont initiées.

Ce processus de rupture peut être perturbé par la présence d'inclusions présentant un grand développement dans le sens perpendiculaire à l'effort

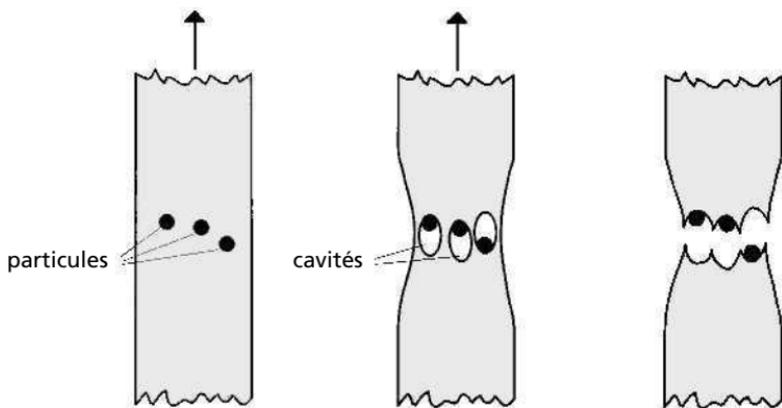


Figure 2.7 – Schéma de la formation des cupules lors d'une rupture ductile.

appliqué; ces inclusions sont responsables, dès le début de l'application de l'effort, de décollements de grande surface affaiblissant rapidement la résistance du métal et conduisant à la rupture après une faible (voire négligeable) déformation plastique (cassure dite en « bois pourri »).

2.3.2 La rupture fragile

Au contraire de la précédente, la rupture fragile n'est pas précédée d'une déformation plastique. Elle peut revêtir deux aspects :

– le clivage : le phénomène élémentaire est alors la rupture d'un grain par séparation le long d'un plan du réseau cristallin (« décohésion »). La cassure d'un grain apparaît très plate avec des microreliefs dûs au fait que la séparation ne se fait pas uniquement entre deux plans du réseau mais qu'elle se développe parfois entre deux autres plans voisins. Il se forme ainsi :

- des marches qui traduisent le saut de la décohésion entre deux plans voisins. On les appelle « rivières » car elles sont très ramifiées (intervention de plusieurs plans parallèles),
- des languettes qui sont des perturbations dues à la présence de défauts de structure.

Dans un métal polycristallin, la rupture par clivage des grains donne à la cassure un aspect à facettes. Au passage des joints de grains les rivières sont interrompues.

Ce type de rupture par clivage peut apparaître :

- dans les métaux CC parallèlement aux plans (110) et équivalents,
- dans les métaux HC selon les plans (0001).

Il est important de noter qu'il n'apparaît pas dans les métaux CFC;

- la rupture intergranulaire : c'est la conséquence d'une décohésion qui se développe dans les joints de grains et qui est due à une fragilité particulière de ceux-ci. Pratiquement on peut dire que les grains se « décollent » les uns des autres. La fragilité des joints peut être engendrée par des précipités qui s'y sont formés ou par la ségrégation de certaines impuretés.

2.3.3 Les ruptures à temps

Ces modes de rupture qui se développent pendant des durées importantes passent généralement par plusieurs étapes faisant intervenir des mécanismes différents.

■ La rupture par fatigue

Elle se développe sous des charges répétées un grand nombre de fois avec :

- amorçage de fissure(s) sur des concentrations de contrainte et/ou dans des zones ayant subi une déformation plastique;
- propagation lente de(s) fissure(s);
- rupture brutale quand la section restante de métal (affaiblie par le développement des fissures) ne peut plus supporter l'effort appliqué.

■ La rupture par fluage

Elle se produit à chaud, généralement sous charge statique, avec :

- déformation plastique à chaud (avec glissements aux joints des grains);
- formation de cavités, principalement dans les joints des grains;
- rupture brutale quand la section restante de métal (affaiblie par le développement des cavités) ne peut plus supporter l'effort appliqué.

■ La rupture par corrosion sous tension

Elle se développe en plusieurs stades :

- une phase d'incubation au cours de laquelle un processus local aggrave le phénomène de corrosion et permet l'amorçage de fissures;
- une phase de propagation des fissures (en général assez rapide);
- une rupture brutale quand la section non fissurée du métal est devenue trop faible.

Ces types de ruptures à temps se produisent sous des efforts inférieurs à la résistance du métal, voire inférieurs à sa limite d'élasticité, ce qui exige donc une prise en compte particulière lors du calcul d'une construction. Ils peuvent intervenir simultanément (fatigue-corrosion, fatigue-fluage...).

3 • LES PROPRIÉTÉS DES MÉTAUX

Les propriétés des métaux caractérisent leur comportement face à différentes actions extérieures correspondant aux diverses conditions d'emploi. Globalement on constate que, d'un point de vue pratique ces propriétés peuvent être classées en deux catégories :

Les propriétés mécaniques parmi lesquelles il faut distinguer :

- les caractéristiques de résistance (mécanique) avec la « limite d'élasticité », la « résistance à la traction » et la « dureté »;
- les caractéristiques de ductilité avec « l'allongement à la rupture », « l'allongement sous charge maximale » ou « allongement réparti » et la « striction »;
- une caractéristique particulière, « l'énergie de rupture en flexion par choc » ou « résilience »;
- la « ténacité »;
- la « résistance à la fatigue »;
- la « tenue mécanique à chaud ».

Les propriétés chimiques qui caractérisent la résistance à la corrosion :

- humide;
- sèche.

3.1 Les propriétés mécaniques

3.1.1 La limite d'élasticité

La limite d'élasticité est la limite de la charge unitaire (effort rapporté à la section **initiale** de l'éprouvette) au-delà de laquelle le métal se déforme

d'une manière irréversible c'est-à-dire qu'il ne conserve plus sa géométrie initiale (la pièce considérée n'est plus à la cote). Elle est mesurée au cours du début de l'essai de traction qui est l'essai mécanique de base; sa méthode est décrite par la norme NF EN 10002. Il consiste à soumettre une éprouvette de forme définie à un effort de traction croissant et à enregistrer les variations de la force appliquée et celles de la déformation de l'éprouvette. Le diagramme obtenu constitue la « courbe de traction » (figure 3.1) qui représente les évolutions de la charge unitaire (effort de traction/section initiale de la partie calibrée de l'éprouvette) à laquelle est soumise l'éprouvette en fonction de l'allongement relatif (allongement/longueur initiale de la base de mesure exprimé en %) qu'elle subit. Cet allongement est mesuré sur la partie calibrée de l'éprouvette; la base de mesure l_0 varie avec la section de la partie calibrée S_0 selon la relation :

$$l_0 = 5,65 \times \sqrt{S_0}$$

La courbe de traction (figure 3.1) comporte plusieurs domaines :

- une partie linéaire AB, à forte pente dans laquelle le métal subit des déformations réversibles;
- une partie courbe BCD qui correspond au domaine dans lequel le métal subit des déformations irréversibles. Ce domaine peut être divisé en deux parties :
 - la partie « montante » BC au cours de laquelle l'effort unitaire augmente avec l'allongement. Si l'on s'arrête au point M, le fonctionnement réversible ultérieur du métal se fera selon la droite MN,
 - la partie « descendante » CD au cours de laquelle l'éprouvette subit une déformation très localisée qui réduit sa section jusqu'à engendrer sa rupture.

Les déformations dans la partie AB de la courbe (figure 3.1) sont réversibles; on les dit « élastiques » (voir § 2.1) et le point B définissant la limite du domaine d'élasticité est dit « limite d'élasticité ». Les figures 3.1a et 3.1b qui présentent les débuts de deux courbes de traction typiques montrent qu'il n'est pas facile de mesurer sa valeur. En effet on constate que :

- sur la courbe 3.1a, la déformation plastique débute à la faveur d'une instabilité qui se traduit par un crochet. Conventionnellement on détermine alors la limite supérieure d'écoulement R_{eH} qui est la charge unitaire pour laquelle on observe une chute de l'effort de traction;

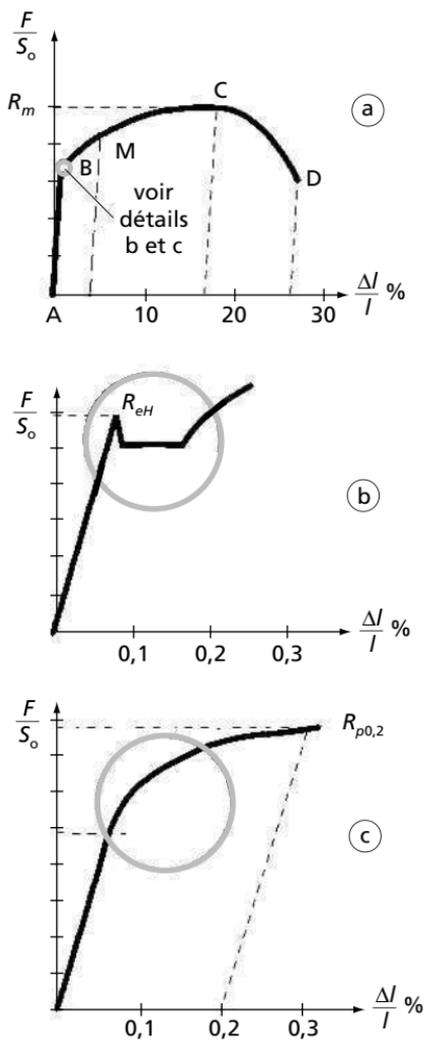


Figure 3.1 – Schémas de courbes de traction.

- sur la courbe 3.1b, la détermination de la fin de la linéarité dépend de la sensibilité de la mesure des déformations. Conventionnellement on mesure la limite conventionnelle d'élasticité R_{px} qui est la charge unitaire ayant engendré une déformation plastique (donc permanente) de X %. En général, on fixe l'allongement plastique à 0,2 % mais, à la condition de disposer d'un extensomètre convenable, on peut adopter 0,1 %, 0,02 % voire 0,01 %. On ne doit jamais perdre de vue que, lorsque cette limite conventionnelle est évaluée, le métal a déjà subi une déformation irréversible. Cette limite peut aussi être mesurée sur les courbes de type 3.2a lorsque la limite R_{eH} ne peut pas être déterminée.

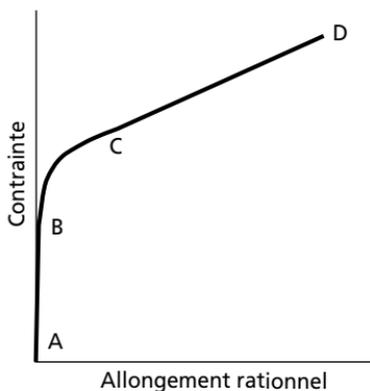


Figure 3.2 – Schéma d'une courbe rationnelle de traction.

Pour mieux rendre compte des phénomènes physiques on trace parfois la courbe rationnelle de traction qui décrit les évolutions de la contrainte vraie σ ($\sigma = F/S$) en fonction de la déformation rationnelle ϵ ($\epsilon = \text{Ln}[l/l_0]$). Cette courbe (figure 3.2) comporte les mêmes domaines que la courbe de traction classique :

- la partie linéaire AB, à forte pente dans laquelle le métal subit des déformations élastiques;

– une partie BCD qui correspond au domaine dans lequel le métal subit des déformations plastiques. Ce domaine peut être divisé en deux parties :

- la partie courbe BC au cours de laquelle la déformation est répartie ; elle est habituellement décrite à l'aide d'une équation parabolique :

$$\rho = K \cdot \epsilon^n \quad \text{ou} \quad \rho = \rho_0 + K \cdot \epsilon^n$$

qui fait apparaître un exposant n appelé coefficient d'écrouissage ;

- la partie droite CD qui correspond au domaine de formation de la striction (la rupture se produit en D) et qui n'est linéaire qu'après une correction prenant en compte la concentration de contrainte.

3.1.2 La résistance à la traction

La résistance à la traction R_m est la charge maximale que peut supporter le métal soumis à une traction pure. Au-delà de cette valeur de la charge unitaire apparaît le phénomène d'instabilité (voir § 2.3) qui conduit à la rupture avec formation de la striction. Sa valeur est déterminée au cours de l'essai de traction ; elle correspond au point B de la courbe (figure 3.1).

La résistance à la rupture est une grandeur conventionnelle puisqu'elle fait référence à la section initiale de l'éprouvette mais elle représente une limite que les sollicitations ne doivent pas atteindre pour éviter un risque de ruine.

Au-delà du point C (figure 3.1) l'éprouvette casse. La rupture peut alors se faire selon deux modes (voir § 2.3) : ductile ou fragile.

3.1.3 La dureté

La dureté caractérise la résistance à la déformation d'une manière complexe qui fait que les résultats obtenus constituent essentiellement des repères. Ceux-ci permettent d'effectuer des classements, de vérifier la conformité avec les exigences imposées et, en se référant à l'expérience du praticien, d'estimer ce que sont les propriétés mécaniques du métal. De ce fait l'essai de dureté est un essai mécanique très utile et très pratique car il est rapide, relativement simple et peu coûteux, ponctuel et pratiquement non destructif. Il est réalisé selon différentes méthodes. La

plus utilisée consiste à enfoncer un pénétrateur de forme définie dans le métal soumis à l'essai; on caractérise ainsi la résistance du métal à l'enfoncement, sous une charge imposée. La grandeur de l'empreinte laissée pas le pénétrateur à la surface du métal constitue le paramètre pris en compte pour le calcul de la dureté. Selon la méthode d'essai on prend en compte :

- soit la surface de l'empreinte par la mesure du diamètre ou de la diagonale de l'empreinte selon que le pénétrateur est sphérique ou pyramidal. Les essais de dureté Brinell (NF EN ISO 6506) et Vickers (NF EN ISO 6507) sont de ce type. La dureté du métal est exprimée sous la forme du quotient de la charge par la surface de l'empreinte. Des tables permettent d'obtenir directement la valeur de la dureté à partir des valeurs du diamètre ou de la diagonale de l'empreinte;
- soit la profondeur de l'empreinte. En fait on mesure l'accroissement de la profondeur de pénétration du pénétrateur, résultant de l'application en deux temps (sous deux charges différentes) du pénétrateur sur la pièce. Les essais de ce type sont les essais Rockwell (NF EN ISO 6508).

La plupart des machines en usage permettent la lecture directe de la dureté sur la graduation de l'appareil de mesure.

Des correspondances entre les résultats des mesures de dureté et le niveau des caractéristiques de résistance (essentiellement la résistance à la traction R_m) ont été établies; elles dépendent de la nature du métal de base. Pour les aciers non austénitiques ces correspondances font l'objet du document AFNOR NF A 03-173.

3.1.4 L'allongement à la rupture

L'allongement à rupture A est la première caractéristique de la ductilité mesurée à la suite de l'essai de traction. Il se détermine après l'essai en rapprochant au mieux les deux moitiés de l'éprouvette et en mesurant la longueur entre les repères définissant la base de mesure :

$$A (\%) = 100 \times (l - l_0) / l_0$$

Il est la somme de l'allongement réparti (développé pendant la période BC) qui intéresse toute la longueur calibrée de l'éprouvette et de l'allongement de striction (période CD) qui ne concerne que la zone dans

laquelle se forme la striction et dépend de la géométrie de l'éprouvette. De ce fait la valeur de l'allongement après rupture dépend de la section de l'éprouvette et toute comparaison de résultats obtenus à partir d'éprouvettes de géométries différentes devra être faite avec précaution. C'est la raison pour laquelle la norme d'essai impose l'emploi d'éprouvettes dites proportionnelles qui satisfont à la relation :

$$l_0 = 5,65 \times \sqrt{S_0}$$

ce qui permet de comparer des allongements après rupture mesurés sur des éprouvettes cylindriques (il est toutefois conseillé de conserver un diamètre compris entre 10 et 20 mm). Pour des diamètres inférieurs à 10 mm les comparaisons sont délicates et elles deviennent impossibles en dessous de 3 mm. Par ailleurs avec des éprouvettes prismatiques le facteur de forme (rapport des deux côtés de la section) doit être pris en compte. Cet allongement est un repère dont la valeur souhaitable est tirée de l'expérience.

3.1.5 L'allongement sous charge maximale ou allongement réparti

Comme son nom l'indique il s'agit de l'allongement plastique réparti A_g subi par l'éprouvette avant le début de formation de la striction c'est-à-dire sous l'application de la charge correspondant à la résistance à la traction R_m (pour les aciers voir NF A 03-162). Cette caractéristique, peu utilisée, représente la capacité de déformation plastique avant l'apparition de l'instabilité liée à la formation de la striction et définit donc le domaine de la plasticité « utilisable » en service.

3.1.6 La striction

Le coefficient de striction Z est la deuxième caractéristique de la ductilité mesurée à la suite de l'essai de traction. Il se détermine après l'essai en rapprochant au mieux les deux moitiés de l'éprouvette et en mesurant le diamètre minimum dans la striction :

$$Z = 100 \times (S_0 - S)/S_0$$

Le coefficient de striction caractérise la déformation maximale que peut subir l'éprouvette avant de se rompre. Sa valeur est intéressante pour l'étude des possibilités de formage à froid du métal. Il faut noter qu'elle dépend :

- du diamètre de l'éprouvette (les valeurs mesurées augmentent quand le diamètre diminue);
- du rapport longueur/diamètre de l'éprouvette quand ce rapport est inférieur à 3 (elle diminue quand la valeur de ce rapport diminue).

Cette striction est un repère dont la valeur souhaitable est tirée de l'expérience.

3.1.7 L'énergie de rupture en flexion par choc ou résilience

La résilience est une caractéristique conventionnelle qui permet, dans des conditions bien déterminées, d'apprécier la résistance d'un métal à une rupture brutale.

L'essai consiste à rompre, à l'occasion d'un choc unique, sur un mouton-pendule (figure 3.3) une éprouvette entaillée en son milieu, reposant sur deux appuis et sollicitée en flexion. On mesure alors l'énergie absorbée par la rupture. La méthode de cet essai est définie par la norme NF EN 10045-1.

L'éprouvette est constituée d'un barreau de section carrée ($10 \times 10 \times 55 \text{ mm}^3$) comportant en son milieu une entaille de forme donnée. L'éprouvette retenue sur le plan international est l'éprouvette Charpy V à entaille en V (rayon à fond d'entaille = 0,25 mm). L'énergie de rupture mesurée est symbolisée par KV et elle est exprimée en joules.

L'essai est effectué à la température ambiante (20 °C) ou à l'une des températures spécifiées dans les normes de produits, par exemple – 20 °C, – 40 °C, – 50 °C... En effet l'essai de flexion par choc réalisé à une température inférieure à 20 °C permet de mettre en évidence le fait qu'un métal à **structure cubique centrée** peut subir une rupture fragile. Quand la température s'abaisse la résistance à la traction croît sensiblement moins que la limite d'élasticité au point que la limite d'élasticité devienne égale à la résistance. La rupture se fait alors pratiquement sans déformation plastique préalable et c'est la raison pour laquelle le domaine de température dans lequel apparaît cette égalité est dit domaine de transi-

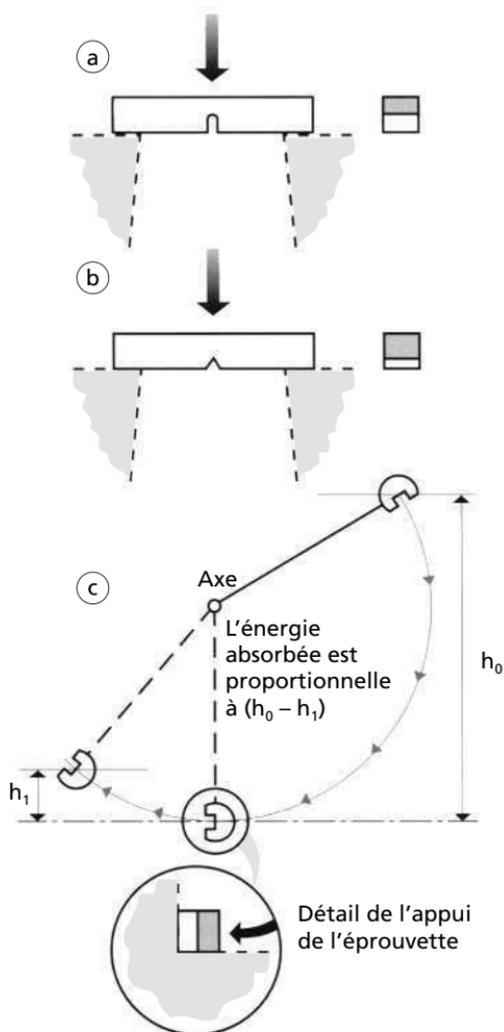


Figure 3.3 – Schémas relatifs à l'essai de résilience
a) et b) éprouvettes – c) mouton pendule.

tion de la ductilité. Au-dessous de ce domaine de température la rupture est fragile, elle se fait par clivage et donne un faciès de rupture à facettes (qu'il ne faut pas confondre avec une rupture intergranulaire). Lorsque la température s'élève dans ce domaine de température, les caractéristiques de ductilité augmentent rapidement; la rupture apparaît mixte, partiellement fragile et partiellement ductile comme à plus hautes températures. Pour les métaux à structure cubique centrée on analyse les variations de l'énergie de rupture mesurée à différentes températures ce qui va permettre d'apprécier la résistance à la rupture fragile du métal considéré. Pour ce faire on trace la courbe dite de transition (figure 3.4) qui représente les variations de cette énergie de rupture en fonction de la température d'essai. La principale caractéristique tirée d'une telle courbe de transition est une donnée arbitraire appelée « température de transition » qui est la température à laquelle l'énergie de rupture atteint un niveau donné (pour les aciers de construction il est souvent pris égal à 28 J – d'où la désignation T_{K28} ou T_{28J}). Ces températures de transition doivent être utilisées avec précaution car leur relation avec les températures minimales de service des constructions est fort complexe; elle dépend de nombreux paramètres tels que les caractéristiques mécaniques du métal, son

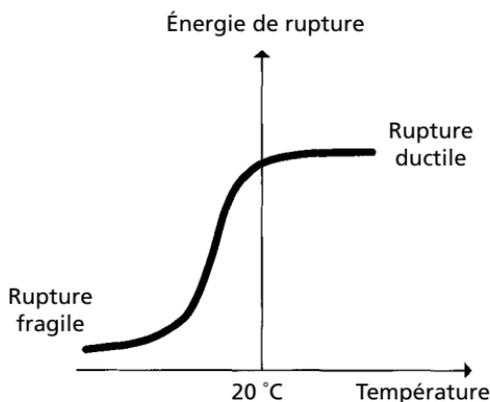


Figure 3.4 – Courbe de transition de la résilience.

épaisseur, son écrouissage éventuel, les sollicitations auxquelles il est soumis et leurs conditions d'application.

On voit donc que les essais de flexion par choc permettent de tester la résistance à la rupture brutale du métal dans des conditions très particulières et si particulières que les résultats obtenus (énergies de rupture ou température de transition) sont utilisés uniquement comme des repères étalonnés par l'expérience. Ainsi un essai de flexion par choc isolé n'a de sens que dans le contexte d'une connaissance approfondie du métal.

3.1.8 La ténacité et la mécanique de la rupture

Pour calculer des structures réalisées en métaux possédant des caractéristiques de résistance élevées et, par conséquence, une ductilité relativement limitée, il est nécessaire de prendre en compte le danger que peut créer la présence d'une fissure. En effet, le processus de ruine éventuelle de ce type de matériaux passe théoriquement par une phase d'endommagement qui crée des microdéfauts (microcavités, microfissures), phase d'endommagement elle-même suivie d'une phase de propagation au cours de laquelle la fissuration se développe et peut conduire à la rupture. La présence d'une fissure préexistante réduit le processus de rupture à la seule phase de propagation (le processus de rupture s'en trouve donc accéléré).

Comme il est pratiquement impossible de garantir qu'une construction ne comporte aucun défaut (que ce soient des inclusions dans tout alliage industriel ou des fissures dans un assemblage soudé...), il est indispensable de prendre en compte ces défauts pour estimer quelle est, sous les contraintes de service considérées, la taille critique de ces défauts au-delà de laquelle ils seront responsables de la rupture et en deçà de laquelle la rupture serait évitée.

Pour ce faire on caractérise la sollicitation subie par le métal en se plaçant, par précaution, dans la situation la plus sévère qui voit les deux faces de la fissure préexistante s'écarter l'une de l'autre (le déplacement se fait perpendiculairement au plan de la fissure) on dit alors que la déformation est plane et que la rupture est de mode 1. La caractéristique significative est alors le « facteur d'intensité de contrainte » K_1 qui est défini à travers la formule :

$$K_1 = \alpha \times \sigma \times (\pi \times a)^{0,5}$$

avec :

α = coefficient dépendant de la forme de la fissure, du mode de sollicitation et de la géométrie du solide considéré (sa valeur est donnée dans des documents spécialisés);

σ = contrainte nominale de traction;

a = demi-longueur de la fissure;

K_1 est exprimé en newtons par racine carrée de mètre.

Dans cette même situation, on mesure la « ténacité » (*fracture toughness* en anglais) du métal (possédant ses défauts propres), autrement dit sa capacité à s'opposer à la propagation brutale d'une fissure. Cette ténacité est caractérisée par une grandeur que l'on appelle la « valeur critique du facteur d'intensité de contrainte » K_{1c} ; tant que K_1 est inférieur à K_{1c} il n'y a pas risque de rupture brutale ceci, bien entendu, pour une longueur donnée de fissure qui est fonction des conditions de fabrication (pour sa génération) et de contrôle (pour sa détection).

Pour que la valeur de K_{1c} soit une caractéristique significative du métal, elle doit être indépendante de la géométrie de l'éprouvette et de la géométrie de l'entaille (différences avec l'énergie de rupture en flexion par choc). On se place donc dans des conditions expérimentales telles que :

- l'épaisseur de l'éprouvette soit supérieure à l'épaisseur critique au-delà de laquelle la valeur mesurée ne varie plus avec l'épaisseur;
- l'acuité de l'entaille soit supérieure à l'acuité critique au-delà de laquelle la valeur mesurée ne varie plus avec cette acuité. L'acuité maximale est obtenue par fissuration préalable en fatigue.

Ainsi donc une mesure de K_{1c} est réalisée sur une éprouvette de taille convenable, pré-entallée par fatigue. Cette éprouvette est sollicitée en traction ou en flexion; le tracé, en cours d'essai, de la courbe effort/déplacement (écartement de deux points de part et d'autre de l'entaille) permet de déterminer la valeur de K_{1c} (si les conditions de validité sont satisfaites). Pour les aciers la norme NF EN ISO 12737 décrit la méthode de détermination du facteur d'intensité de contrainte critique; elle est

complétée par les normes NFA 03-181 à NFA 03-184 qui traitent de cas particuliers.

Un essai de mesure de K_{Ic} n'est pas un essai habituel; sa validité ne peut être appréciée qu'en fonction des résultats obtenus et on ne peut être assuré, à l'avance, qu'une mesure valable de K_{Ic} sera réalisée. Le respect des critères de validité peut conduire, pour des alliages dont la limite d'élasticité n'est pas très élevée, à devoir augmenter les dimensions des éprouvettes de telle sorte que les prélèvements seraient réalisés dans un métal insuffisamment corroyé et donc non représentatif (d'autres méthodes d'appréciation de la ténacité doivent alors être employées).

La valeur de K_{Ic} déterminée avec une éprouvette dépend aussi de l'orientation et de la direction de propagation de la cassure par rapport au sens de laminage ou aux directions de forgeage.

Par ailleurs la norme NF EN ISO 12737 indique que la valeur de K_{Ic} , quand elle est obtenue, dépend de la température et de la vitesse d'essai :

- influence de la température : si l'on trace des courbes $K_{Ic} = f(\text{température d'essai})$ on constate que K_{Ic} varie avec la température et, notamment, avec les métaux à structure cubique centrée, on retrouve une transition du même type que celle constatée, par exemple, lors des essais de résilience;
- influence de la vitesse : la vitesse d'accroissement de l'intensité de contrainte lors de l'essai, c'est-à-dire aussi la vitesse de mise en charge, est un facteur important qui modifie la valeur déterminée pour K_{Ic} . Une augmentation de vitesse diminue la valeur mesurée pour K_{Ic} ; on est conduit, aux grandes vitesses, à parler de K_{I_d} (d pour dynamique). Avec les métaux à structure cubique centrée on constate que l'augmentation de vitesse engendre un déplacement de la transition de K_{Ic} vers de plus hautes températures.

3.1.9 La résistance à la fatigue

En cours de service les matériels doivent supporter des charges statiques, mais ils peuvent aussi être soumis à des efforts qui varient dans le temps. Lorsque ces variations prennent une certaine importance et deviennent répétitives, on peut assister à la ruine d'un ensemble alors que les sollicitations

qu'il subit atteignent un niveau modeste par rapport à sa capacité de résistance statique. On se heurte alors au phénomène de « fatigue » en face duquel il est nécessaire d'être vigilant car s'il se développe progressivement dans le temps (et parfois sur de très longues durées) il conduit généralement à une rupture brutale.

L'analyse des conditions dans lesquelles se produit une rupture par fatigue montre que l'on doit distinguer un stade important qui est celui au cours duquel une fissure se propage jusqu'à diminuer la section travaillante au point de provoquer la rupture brutale de la pièce. Cette propagation peut se faire à partir d'une microfissure :

- créée par les sollicitations de fatigue; c'est la phase d'amorçage incluse dans le processus de fatigue. Les sollicitations de fatigue, lorsqu'elles dépassent un certain seuil, provoquent des mouvements de dislocations dans les grains favorablement orientés par rapport à la contrainte principale (même si la sollicitation nominale est inférieure à la limite d'élasticité). Au voisinage de la surface, ces glissements débouchent et créent des irrégularités de surface. Ces dernières engendrent des concentrations de contrainte sur lesquelles vont se former les microfissures responsables de l'amorçage. Ces données expliquent pourquoi ce dernier apparaît généralement en surface des pièces (parfois avec l'aide d'une anomalie géométrique (angle vif, marque, coup de meule...) mais la présence d'un défaut sous jacent (inclusion relativement grossière par exemple) peut être à son origine si la concentration de contrainte qu'il provoque est suffisante. Toutes ces possibilités confèrent à l'amorçage un caractère aléatoire qui justifie en partie le caractère statistique des résultats des essais de fatigue;
- préexistante (fissure dans une soudure, tapure de traitement thermique ou de rectification...). La mécanique de la rupture a alors permis de relier la vitesse de propagation de la fissure à la valeur instantanée ΔK_1 de l'amplitude de variation du facteur d'intensité de contrainte (sous sollicitation de fatigue) par l'intermédiaire de la loi dite de PARIS :

$$da/dN = \alpha \times \Delta K_1^n$$

avec :

a = longueur de la fissure;

N = nombre de cycles;
 n de l'ordre de 2 à 10.

La figure 3.5 donne un schéma de la courbe représentant cette loi et définit le domaine dans lequel la loi de PARIS s'applique. On voit qu'il apparaît un seuil dont la signification diffère selon l'état du métal :

- si le métal est vierge de toute microfissure, c'est un seuil de non-fissuration,
- si le métal contient des microfissures, c'est un seuil de non-propagation pour la dimension maximale des microfissures existantes.

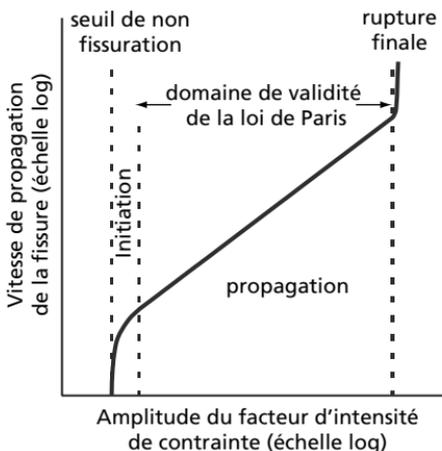


Figure 3.5 – Schéma des données de la loi de PARIS.

L'augmentation de la vitesse de propagation est due à l'accroissement de ΔK engendré par le développement de la fissure (a croît). Quant à la rupture finale elle se produit lorsque K_I devient égal au facteur critique d'intensité de contrainte K_{IC} .

La connaissance de ces différentes données permet d'envisager deux niveaux de sollicitation en fatigue :

- celui qui conduira à des sollicitations inférieures au seuil de non fissuration ou de non propagation et assurera donc une totale sécurité;

- celui qui conduira à des sollicitations telles que l'initiation et la propagation de fissures soient possibles; la sécurité exigera alors la surveillance des longueurs des fissures afin de retirer les pièces du service avant que le facteur d'intensité de contrainte atteigne la valeur critique.

Devant l'importance du risque, il apparaît nécessaire de connaître pratiquement la résistance à la fatigue, autrement dit « l'endurance » des métaux. Pour caractériser les niveaux des sollicitations auxquels ils peuvent être soumis on prend en compte les paramètres suivants (sachant que la contrainte est considérée comme positive en traction et négative en compression) :

- la contrainte maximale (σ_{\max}) : plus grande valeur algébrique prise périodiquement par la contrainte;
- la contrainte minimale (σ_{\min}) : plus petite valeur algébrique prise périodiquement par la contrainte;
- la contrainte moyenne (σ_m) : moyenne algébrique des contraintes maximale et minimale :

$$\sigma_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min})/2$$

- l'amplitude de contrainte (σ_a) : la moitié de la différence algébrique entre la contrainte maximale et la contrainte minimale :

$$\sigma_a = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})/2$$

- le rapport de contrainte (ou de charge) R_σ égal au rapport algébrique de la contrainte minimale à la contrainte maximale :

$$R_\sigma = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$$

- le nombre de cycles N sachant que la durée d'un cycle peut se définir comme la période la plus courte comprise entre deux passages successifs à un maximum relatif de la contrainte.

Pour caractériser le comportement du métal, on mesure notamment sa limite d'endurance $\sigma_{D(N)}$ qui est la valeur limite vers laquelle tend l'amplitude de contrainte σ_a lorsque le nombre de cycles N devient très grand. Dans le cas des aciers, par exemple, cette limite d'endurance peut être

réellement approchée avec 10^7 cycles; avec des alliages d'aluminium il faut atteindre et même dépasser 10^8 cycles. Pour estimer $\sigma_{D(N)}$ on réalise des essais dits de fatigue sur des éprouvettes; ils consistent à soumettre celles-ci à une sollicitation variable dans le temps selon une loi le plus souvent sinusoïdale et à déterminer au bout de combien de cycles intervient ou n'intervient plus la rupture totale. L'essai est le plus souvent effectué à la température ambiante et sur une éprouvette judicieusement choisie et préparée. Les principes généraux des essais de fatigue sont rassemblés dans la norme NF A 03-400 et leurs modalités sont décrites par la norme NF A 03 401 et par la norme NF A 03 402.

Pour un type de sollicitation (traction, flexion, torsion...) et pour des conditions de chargement donnés (contrainte moyenne σ_m , rapport de contrainte $R_s = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$), on constate que, lorsque l'amplitude de contrainte diminue, le nombre de cycles avant rupture augmente au point de devenir pratiquement infini lorsque celle-ci atteint la limite d'endurance σ_D . Cet état de fait impose donc d'effectuer une série d'essais sous des amplitudes de contrainte différentes ce qui permet de tracer une courbe représentant les variations du nombre de cycle (en échelle logarithmique) avant achèvement d'un essai en fonction de l'amplitude de la contrainte. Cette courbe est dite courbe de WOEHLER ou courbe S/N (figure 3.6); chacun des points qui permettent de la tracer représente le résultat d'un essai. La valeur de l'ordonnée de l'asymptote horizontale vers laquelle tend la courbe, pour les grands nombres de cycles, est la limite d'endurance σ_D .

Cette limite d'endurance est systématiquement affectée d'une certaine dispersion acceptée actuellement comme un fait physique. La limite d'endurance est donc appréciée, avec sa dispersion, à l'aide de méthodes statistiques; ce fait explique la nécessité d'effectuer un assez grand nombre d'essais.

On rend compte de l'influence de la contrainte moyenne σ_m en l'intégrant dans la définition de la limite d'endurance :

$$\sigma_D = \sigma_m \pm \sigma_a$$

σ_a étant l'amplitude de la contrainte correspondant à la limite d'endurance pour une valeur considérée de la contrainte moyenne σ_m . Cette

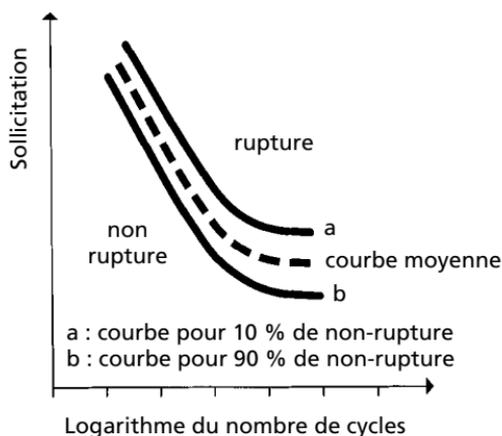


Figure 3.6 – Schéma d'une courbe S/N ou courbe de Woehler.

dernière ajoute ses effets à ceux des sollicitations dynamiques qui engendrent la fatigue. Son influence décrite par des diagrammes complexes comme le diagramme de Goodman-Smith (figure 3.7), par exemple, qui représente, en fonction de la valeur de la contrainte moyenne, les variations de la contrainte maximale et de la contrainte minimale qui conduisent à une durée de vie donnée (dans les conditions d'essai retenues).

Il faut bien noter qu'une limite d'endurance correspond à une situation définie par l'ensemble des données propres aux essais; mode de sollicitation (traction-compression, flexion, torsion...), type d'éprouvette (dessin et taille), fréquence des cycles de sollicitation (l'endurance augmente quand la vitesse de déformation du métal croît), critères retenus, effets d'entaille que peuvent générer les variations de forme (avec coefficient de concentration de contrainte Kt qui est défini comme la valeur du rapport de la contrainte maximale à fond d'entaille à la contrainte nominale dans la section à fond d'entaille), état de surface (rugosité – la limite d'endurance s'abaisse quand la rugosité de la pièce augmente et ceci d'autant plus que la résistance à la traction du métal est plus élevée), défauts superficiels (la tenue à la fatigue est diminuée en présence de fissures de

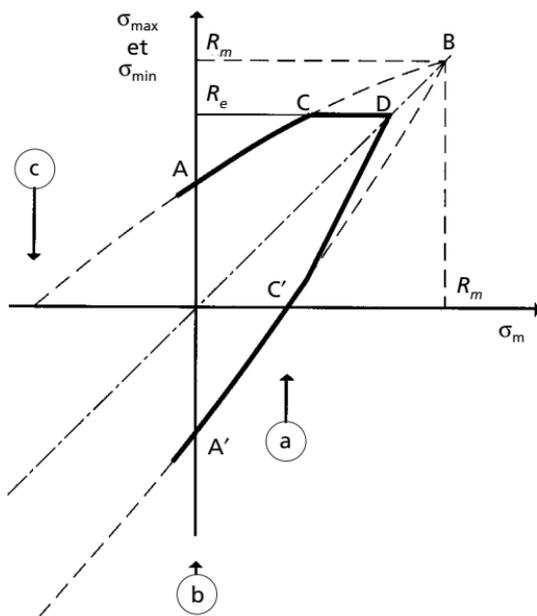


Figure 3.7 – Schéma d'un diagramme de Goodman-Smith
a) sollicitation répétée de traction
b) sollicitation alternée
c) sollicitation répétée de compression.

toutes origines), contraintes résiduelles (en première approximation on peut considérer qu'elles se comportent comme des composantes de la contrainte moyenne), environnement (agressivité chimique du milieu, température).

La complexité des facteurs à prendre en compte conduit souvent le constructeur à ébaucher la solution de son problème de fatigue à l'aide de résultats d'essais réalisés sur éprouvettes et à valider ses conclusions par des essais effectués en vraie grandeur sur pièces réelles.

L'expérience révèle qu'on peut parfois lier la limite d'endurance à la résistance à la traction du métal.

3.1.10 La tenue mécanique à chaud

C'est un fait d'expérience; la tenue mécanique d'un métal porté à une température supérieure à la température ambiante est diminuée. Si l'on effectue des essais de traction à chaud (NF EN 10002-5) on constate que le module d'élasticité et la limite d'élasticité s'abaissent quand la température s'élève.

■ Évolutions du module d'élasticité à chaud

Les évolutions, avec la température, du rapport :

module d'élasticité E_{Θ} à la température Θ /module d'élasticité E_{20} à 20 °C

sont celles relatives au métal de base; ce rapport variant peu avec les teneurs en éléments d'alliage. Le tableau 3.1 donne des ordres de grandeur de ces évolutions.

Tableau 3.1 – Ordre de grandeur du rapport E_{Θ}/E_{20} à la température Θ .

Métal de base	100 °C	200 °C	300 °C	400 °C	500 °C	600 °C	700 °C
Al	0,98	0,88	0,70				
Fer	0,98	0,96	0,93	0,90	0,86	0,81	0,76
Ni	0,98	0,96	0,93	0,90	0,86	0,81	0,76
Ti	0,96	0,91	0,85	0,80	0,75		

E_{Θ} = Valeur du module d'élasticité à la température de Θ °C.
 E_{20} = Valeur du module d'élasticité à la température de 20 °C.

■ Évolutions de la limite d'élasticité à chaud

Quand la température s'élève, la limite d'élasticité diminue (cette évolution peut être perturbée par des transformations métallurgiques qui traduisent une instabilité de l'état structural de l'alliage). Il est pratique de donner un aperçu assez général des variations de la limite proportionnelle d'élasticité d'un type d'alliage en considérant les valeurs prises par le rapport :

$$R_p \text{ à } \Theta \text{ } ^\circ\text{C} / R_p \text{ à } 20 \text{ } ^\circ\text{C}$$

Le tableau 3.2 en donne des ordres de grandeur.

Tableau 3.2 – Ordre de grandeur du rapport $R_p \text{ à } \Theta \text{ } ^\circ\text{C} / R_p \text{ à } 20 \text{ } ^\circ\text{C}$ à Θ .

Type d'alliage	100 °C	200 °C	300 °C	400 °C	500 °C	600 °C	700 °C
Acier non allié	0,84-0,91	0,70-0,80	0,59-0,71	0,50-0,62	0,37-0,51	(*)	(*)
Acier faiblement allié	0,89-0,95	0,79-0,91	0,72-0,85	0,69-0,80	0,62-0,73	0,45-0,61	(*)
Acier austénitique	0,85-0,95	0,71-0,93	0,61-0,89	0,54-0,85	0,49-0,78	0,43-0,70	0,32-0,58
Alliage base Al	0,88-0,97	0,38-0,56	(*)	(*)	(*)	(*)	(*)
Alliage base Ni	0,92-0,99	0,89-0,98	0,84-0,97	0,80-0,95	0,75-0,92	0,71-0,89	0,64-0,84
Alliage base Ti	0,83-0,89	0,75-0,80	0,67-0,72	0,58-0,64	0,47-0,53	(*)	(*)

$R_{p\Theta}$ = Valeur de la limite d'élasticité à la température de Θ °C.

R_{p20} = Valeur de la limite d'élasticité à la température de 20 °C.

(*) Mesure perturbée par le fluage.

■ Le fluage

Au-delà d'un certain domaine de température, on remarque que, sous une charge de traction constante (souvent inférieure à sa limite d'élasticité), un métal peut se déformer progressivement et même se rompre au bout d'un temps plus ou moins long (de quelques heures à plusieurs dizaines de milliers d'heures, voire d'avantage). Cette évolution, qui perturbe la mesure de la limite d'élasticité, est la conséquence d'un autre processus de déformation plastique à chaud : le « fluage ». Ce phénomène est d'autant plus rapide que la température est élevée et la charge grande. Il est dû au fait que l'élévation de température :

- libère tous les systèmes de glissement des cristaux tout en accélérant les mouvements des dislocations ;
- permet que des glissements se développent aux joints des grains.

Pour les divers alliages métalliques ce processus de déformation intervient au-delà d'une limite de température différente ; son évolution au cours du temps, à température et sous une charge constantes est décrite par la courbe de fluage (figure 3.8).

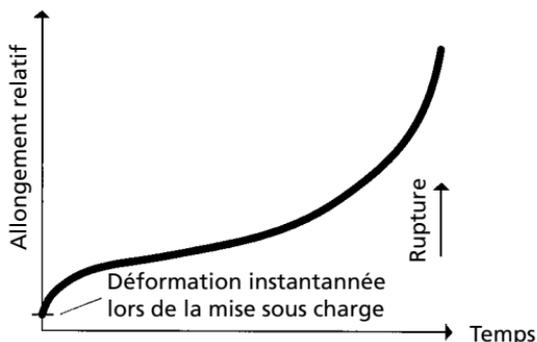


Figure 3.8 – Schéma d'une courbe de fluage.

Pour pouvoir dimensionner une construction qui doit travailler à température élevée il est nécessaire de connaître la résistance au fluage du

métal utilisé. Celle-ci s'exprime à travers des données qui peuvent, selon les besoins, être :

- la charge unitaire qui, à la température retenue provoque, par fluage, un allongement plastique conventionnel (le plus souvent 1 % mais on peut retenir aussi d'autres valeurs telles 0,1 % ou 2) en un temps défini (100, 1 000, 10 000, 100 000, 200 000 heures...);
- la charge unitaire qui, à la température retenue provoque, par fluage, la rupture en un temps défini (100, 1 000, 10 000, 100 000, 200 000 heures...).

Pour déterminer ces caractéristiques on effectue des essais de fluage qui consiste à porter une éprouvette à la température choisie et à lui appliquer une charge de traction constante dans le temps jusqu'à l'obtention d'un allongement plastique fixé ou jusqu'à sa rupture. Les conditions dans lesquelles doit être réalisé un essai de fluage sont décrites dans la norme NFA 03-355. Pour que les résultats d'un essai de fluage soient valables et significatifs il est impératif que la température soit stabilisée avec précision au niveau prévu et ceci quelle que soit la durée de l'essai.

La détermination des valeurs de certaines caractéristiques de fluage exigerait que soient effectués des essais de très longues durées (100 000 heures correspondent à 4 167 jours soit plus de 11 années). Une telle réalisation est à la fois très difficile techniquement et très coûteuse mais aussi trop « longue » par rapport aux attentes des bureaux d'étude. Il est donc nécessaire de procéder par extrapolation de résultats obtenus sous des charges plus importantes ou à des températures plus élevées; ceci exige la réalisation de nombreux essais. De nombreuses formules paramétriques ont été proposées pour aider cette extrapolation; elles sont décrites dans la littérature spécialisée.

Pour pouvoir exploiter correctement les résultats des essais de fluage, il est nécessaire de prendre en compte l'influence des facteurs dont dépend la résistance au fluage :

- l'effet durcissant des précipités et la stabilité de ces derniers à la température de service; il ne faut pas que puisse intervenir un processus de coalescence qui diminuerait le durcissement qu'ils provoquent;
- la taille des grains; les joints de grains étant le siège de glissements importants qui sont responsables de la formation et du développement

des cavités qui vont conduire à la rupture, il est préférable de minimiser leur importance et donc d'utiliser un métal à gros grains;

- l'environnement; le maintien d'un métal à haute température dans une atmosphère qui n'est pas chimiquement neutre vis-à-vis de lui peut engendrer des évolutions susceptibles d'altérer la résistance du métal au fluage (formation d'une couche d'oxydes qui diminue la section du métal, sulfuration, décarburation...).

La confrontation des résultats des essais de fluage avec les valeurs de la limite d'élasticité à chaud permet de diviser l'échelle des températures supérieures à 20 °C en trois parties (voir la figure 3.9 à titre d'exemple) :

- le domaine (A de la figure 3.9) des basses températures (relatives) dans lequel le fluage n'intervient pas;
- un domaine (B de la figure 3.9) des températures intermédiaires dans lequel le fluage intervient sur des durées qui permettent l'emploi à chaud du métal;

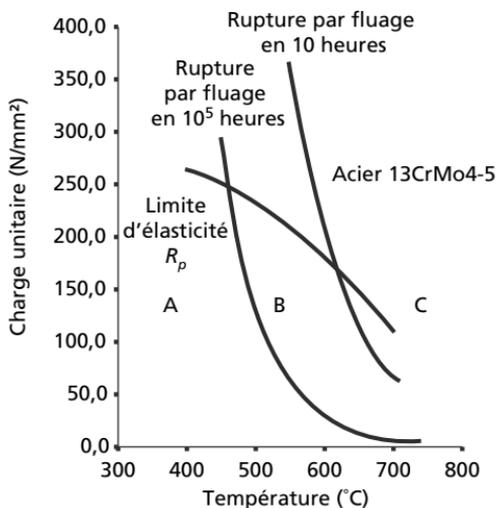


Figure 3.9 – Schéma des domaines d'emploi à chaud d'un acier.

– le domaine (C de la figure 3.9) des hautes températures (relatives) dans lequel le fluage trop rapide rend le métal considéré inapte à l'emploi.

Les limites de ces domaines diffèrent selon l'alliage considéré et notamment selon le métal de base qui le constitue et selon sa température de fusion. Néanmoins on peut noter que le domaine intermédiaire dans lequel le fluage intervient sur des durées qui permettent l'emploi à chaud du métal est relativement étroit (de l'ordre de 50 à 150 °C).

3.2 La résistance aux attaques chimiques

Les métaux sont des éléments susceptibles de réagir chimiquement avec d'autres éléments qui sont mis à leur contact. Lorsque ces réactions conduisent à des altérations de l'intégrité d'un métal, on dit que celui-ci est corrodé et que les éléments extérieurs ont provoqué une corrosion. En service les produits qui peuvent réagir ainsi avec les métaux et leurs alliages sont gazeux ou liquides. Dans ces conditions on distingue deux types de corrosion qui diffèrent par la composition du milieu réactif :

- la corrosion dite humide qui fait systématiquement intervenir l'eau et qui est, de ce fait, considérée comme un phénomène électrochimique. La corrosion atmosphérique en est un exemple comme la corrosion que provoquent les solutions aqueuses que traite l'industrie chimique ;
- la corrosion sèche qui procède par réaction directe d'un composant du milieu ambiant avec le métal et qui prend souvent un nom dérivé de celui de l'agent actif. L'exemple le plus connu est celui qui met en jeu l'oxygène de l'air avec formation superficielle d'oxyde du métal ; c'est la corrosion sèche par l'oxygène que l'on nomme « oxydation » des métaux.

Comme elle fait intervenir des réactions entre un métal ou un alliage métallique solide et un milieu liquide ou gazeux, la corrosion est initialement un phénomène de surface mais son développement peut conduire à une agression en profondeur. Aussi doit-on distinguer :

- les conséquences superficielles de la corrosion qui provoqueront une altération de l'aspect sans porter atteinte à la masse du métal et donc sans affecter sa tenue mécanique ;

– les conséquences en profondeur de la corrosion, conséquences qui engendreront, d'une part, une baisse des performances mécaniques par diminution de la section résistante et, éventuellement, d'autre part, une perte d'étanchéité.

Nous allons examiner successivement et pour chaque type de corrosion, les phénomènes mis en jeu et les principes d'action des moyens de prévention.

3.2.1 La corrosion humide

■ Phénomènes

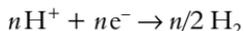
La corrosion humide qui met en jeu des corps dissous dans l'eau peut s'expliquer simplement en considérant la réaction qui permet le passage du métal en solution :



l'atome de métal perd n électrons et prend de ce fait la forme d'un ion positif (n fois positif). Cette réaction est dite « anodique » et la zone où elle se produit est appelée « anode ». La mise en solution du métal (et donc son attaque par la corrosion) se développe si les n électrons, qui sont libérés dans la masse métallique, peuvent migrer, à travers un conducteur métallique, vers une zone (dite « cathode ») où ils seront absorbés en continu par une autre réaction. Or l'eau OH_2 présente ici se décompose systématiquement en deux types d'ions, un ion positif H^+ et un ion négatif OH^- :



Une réaction peut alors faire intervenir les n électrons et les ions H^+ :

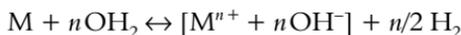


réaction (dite de type « cathodique ») qui conduit à la formation de molécules d'hydrogène H_2 qui se dégagent sous forme de gaz. On peut aussi voir intervenir l'oxygène dissous dans l'eau qui donne :



en consommant les électrons libérés par le métal.

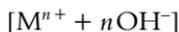
Le bilan de ces réactions s'écrit donc :



ou



le métal passe ainsi de l'état métallique à l'état d'ion M^{n+} . Le devenir de cet ion dépend alors des ions négatifs présents dans l'électrolyte aqueux. Dans le cas présent l'ensemble :

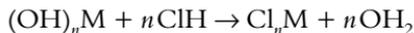


reconstitue un hydroxyde du métal :



qui est généralement insoluble et qui, donc, précipite.

En présence d'un autre composé dissout dans l'eau, la réaction ci-dessus pourra être complétée par une réaction entre l'hydroxyde et ce composé ; par exemple si ce composé est un acide comme ClH on aura :

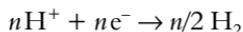


et donc formation du chlorure du métal, lequel, s'il est soluble dans l'eau restera en solution sous forme ionisée, et, s'il est insoluble, précipitera.

Tous les métaux ne se dissolvent pas avec la même facilité ; il est donc important, pour apprécier l'aptitude d'un métal à résister à la corrosion humide, de connaître dans quelles conditions il va passer en solution. Pour ce faire, en complément de la réaction de dissolution :



on fait intervenir, conventionnellement, la réaction :



et ceci en opposant, dans un même électrolyte, une électrode constituée par le métal étudié à une électrode qui est le siège de cette dernière réaction (électrode dite « à hydrogène »). En l'absence de circulation d'un

courant (condition remplie par le choix de l'appareil de mesure), la différence de potentiel entre les deux électrodes est caractéristique du comportement du métal; dans les conditions expérimentales fixées, plus le potentiel est positif, plus le métal est susceptible de résister à la corrosion humide, par contre plus ce potentiel est négatif, plus le métal est susceptible de se corroder. L'échelle de ces potentiels conventionnels (dits « standard ») est rappelée dans le tableau 3.3.

Tableau 3.3.

Métal	Potentiel standard par rapport à l'électrode normalisée à hydrogène	Métal	Potentiel standard par rapport à l'électrode normalisée à hydrogène
Or	+ 1,5 V	Nickel	- 0,25 V
Platine	+ 1,2 V	Fer	- 0,44 V
Argent	+ 0,80 V	Zinc	- 0,76 V
Cuivre	+ 0,34 V	Titane	- 1,63 V
Plomb	- 0,13 V	Aluminium	- 1,66 V
Étain	- 0,14 V	Magnésium	- 2,37 V

L'examen de ce tableau montre pourquoi le platine et l'or sont pratiquement insensibles à la corrosion humide (leurs potentiels standards sont positifs) état qui leur a valu l'appellation de « métaux nobles », mais explique aussi pourquoi le cuivre et aussi le plomb, l'étain et le nickel ont été et sont souvent utilisés pour limiter les conséquences de la corrosion atmosphérique (leurs potentiels standards sont voisins de zéro).

Par contre on peut remarquer que les métaux les plus usuels ne sont pas les mieux placés dans cette échelle (leurs potentiels standards sont nettement négatifs). Mais ces situations engendrées par les niveaux des potentiels peuvent être fondamentalement modifiées, dans un sens très favorable, par la formation, à partir des composés chimiques (hydroxydes, oxydes...) générés par la corrosion à son début, d'un très mince film protecteur qui, jouant le rôle d'une barrière, ralentit très sensiblement le passage du métal en solution (et donc diminue la vitesse de progression de la corrosion); l'addition judicieuse, dans les métaux considérés, de certains éléments d'alliage, permet encore d'augmenter l'efficacité de la couche protectrice que l'on appelle « couche passive ».

À noter que ce classement montre, par exemple, que l'ensemble constitué par une électrode en cuivre et une électrode en zinc placées dans un électrolyte (une solution d'acide dans l'eau par exemple) fera apparaître une différence de potentiel égale à :

$$+ 0,34 - (- 0,76) = 1,1 \text{ volt}$$

ce qui conduit à la formation d'une « pile » dans laquelle, au fur et à mesure que l'on laissera circuler un courant électrique (par l'intermédiaire d'un conducteur reliant les deux électrodes), le zinc se dissoudra et le cuivre restera non attaqué (le zinc est « corrodé »).

■ Différents types de corrosion humide

Il est habituel de répertorier plusieurs modes de corrosion humide :

- la corrosion généralisée;
- la corrosion par piqûres;
- la corrosion caverneuse;
- la corrosion intergranulaire;
- la corrosion galvanique;
- la corrosion sous tension.

On peut déjà noter que ces appellations font référence soit à l'aspect de la corrosion (généralisée, par piqûres...), soit à son mécanisme (galvanique), soit aux conditions dans lesquelles elle se développe (sous tension).

En fait et, au moins dans un premier stade, on peut simplifier la description en revenant aux phénomènes élémentaires tout en distinguant deux types de situations fondamentalement différents :

- le premier qui correspond à toutes les situations dans lesquelles le métal se recouvre spontanément d'une couche protectrice (couche passive); la corrosion dépendra alors, au premier chef, des altérations possibles de cette couche;
- le second qui correspond à toutes les situations dans lesquelles le métal ne se recouvre pas d'une couche protectrice stable.

Modes de corrosion en l'absence d'une couche passive

En l'absence d'une couche passive on va tout d'abord constater le développement de la **corrosion généralisée** qui provoque une dissolution uniforme de la surface. Ce processus strictement électrochimique fait intervenir toutes les hétérogénéités du métal (inclusions et précipités) qui n'ont pas le même potentiel que le métal qui les contient; elles constituent donc avec celui-ci des micropiles (le conducteur électrique qui relie les électrodes de chaque pile est le métal sous-jacent; il crée donc un véritable court-circuit). Dans ces conditions les zones anodiques sont attaquées (et donc corrodées). Il en est ainsi, par exemple, avec du fer contenant des inclusions d'oxydes; celles-ci sont généralement cathodiques et c'est donc le fer, anodique, qui se dissout (Autrefois, de ce fait, les aciers effervescents présentaient une meilleure résistance à la corrosion atmosphérique car ils avaient une peau constituée de fer pratiquement pur et peu chargé en inclusions). Il en est de même lorsque le fer contient des inclusions de sulfures mais alors ce sont ces dernières qui sont anodiques et donc dissoutes; ce processus conduit néanmoins à une corrosion généralisée car l'attaque de la surface se poursuit dans les cavités préalablement occupées par les sulfures.

En l'absence d'une couche passive on peut assister à un processus de corrosion d'un métal lorsque, en présence du milieu corrosif, on le met au contact (électrique) d'un autre métal dont le potentiel standard est plus positif ou moins négatif. On crée ainsi une pile qui peut fonctionner puisqu'il y a contact électrique entre les deux métaux; le métal qui est attaqué subit une **corrosion galvanique**.

□ Modes de corrosion en présence d'une couche passive

En présence d'une couche passive, le développement d'un phénomène de corrosion va dépendre de la présence ou de l'apparition de défauts dans celle-ci. C'est ainsi que toutes les hétérogénéités de surface (inclusion, précipité, gradient de composition, anomalie de géométrie) qui perturbent la formation de la couche passive vont permettre l'apparition de microzones non protégées qui sont anodiques et où la dissolution du métal va se faire. Ainsi se développe la **corrosion par piqûres** très localisée qui conduit à la formation de petits trous dits « piqûres ».

Dans une telle piqûre mais aussi dans tout site (recouvrement non étanche par exemple) dont la géométrie provoque une retenue du liquide corrosif, la réaction de dissolution se développe mais le confinement gêne les échanges d'ions dans le liquide et engendre des différences locales de composition de l'électrolyte. C'est ainsi que dans un électrolyte au contact de l'air (et donc notamment de l'oxygène de l'air) la réaction cathodique :

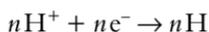


va tout d'abord conduire à un appauvrissement en oxygène dans l'électrolyte voisin de la zone anodique puis à une poursuite de la corrosion dans cette même zone (la cavité) par suite de l'apparition et du « fonctionnement » de zones cathodiques efficaces au voisinage des sites où sont simultanément en contact le métal, l'électrolyte et l'oxygène de l'air. Ainsi se développe la **corrosion caverneuse**. Un autre exemple de ce mode de corrosion est donné par une tige d'acier plongée dans l'eau de mer; elle est attaquée dans sa partie la plus lointaine de la surface de l'eau mais la rouille (hydroxyde de fer) apparaît à mi-distance, là où les ions M^{n+} rencontrent les ions OH^- ; on crée ainsi des piles de concentration (par variation locale de la concentration en oxygène dissous) que l'on appelle piles d'EVANS.

Une forme particulière d'hétérogénéité de la couche passive peut être créée par une ségrégation au sein d'un alliage dont un des éléments constitutifs est responsable de la stabilité de la couche passive. Si cet élément participe à la formation de précipités dans les joints de grains, l'alliage, au voisinage de ceux-ci, se trouve appauvri en ce même élément et, par voie de conséquence, dans ces zones, la stabilité de la couche

passive est fortement affectée. Il en découle un processus de corrosion qui attaque ces zones et chemine, donc, le long des joints de grains ; c'est la **corrosion intergranulaire**.

La couche passive peut être affectée par une déformation subie par le métal ; sous tension cette couche peut se fissurer et faire donc apparaître des zones anodiques. Selon la composition du métal et celle du milieu agressif la re-passivation du métal peut être insuffisante ; la réaction anodique de dissolution du métal se développe alors localement. Si, en présence de la réaction cathodique :



qui libère de l'hydrogène atomique, on assiste à une fragilisation du métal et on constate le développement de fissures à partir des piqûres initiales ; on parle alors de **corrosion sous tension**.

■ Principes de la lutte contre la corrosion humide

Le premier moyen pour supprimer la corrosion humide d'un métal consiste, bien évidemment, à éliminer l'eau ; c'est ainsi, par exemple que le fer ne rouille pas dans l'air sec (humidité relative inférieure à 70 %).

Mais ce qui vient d'être dit montre que pour éviter la corrosion humide il faut :

- dans les cas où une couche protectrice ne se forme pas spontanément, provoquer sa formation ;
- prendre les mesures nécessaires pour assurer la stabilité et l'intégrité de la couche passive.

Pour former une couche protectrice on peut :

- déposer à la surface du métal une couche d'un métal qui se corrode en lieu et place du métal de base et le protège de ce fait ; cette protection (exemple : le dépôt de zinc à la surface des aciers) ne dure que dans la mesure où la couche superficielle n'est pas encore consommée ;
- déposer à la surface du métal une couche d'un métal qui résiste bien à la corrosion et isole le métal de base du milieu corrosif (exemples : dorure, chromage – le chrome crée une couche passive –, nickelage...);

- provoquer sa formation par voie chimique (exemples : phosphatation des aciers, oxydation des alliages d'aluminium...);
- introduire comme élément d'alliage un élément créateur d'une couche passive efficace (exemple l'addition de chrome qui rend les aciers inoxydables) ;
- déposer à la surface du métal une couche inerte l'isolant du milieu corrosif (exemples : peinture, rilsanisation...).

Pour assurer la pérennité de la couche de protection il faut :

- limiter la présence de point faible dans cette couche et donc diminuer le plus possible la présence d'inclusions, d'hétérogénéités de composition chimique du métal, de zones de rétention du liquide corrosif;
- éviter tout phénomène d'agression de la couche et notamment toute abrasion ce qui conduit, entre autre, à limiter la vitesse de circulation du fluide corrosif;
- limiter la porosité de la couche qui, à long terme, permettrait au liquide corrosif d'entrer en contact avec le métal.

En l'absence de formation d'une couche passive on peut protéger un métal en lui imposant, à l'aide d'une source extérieure de courant, un potentiel plus positif que celui qu'il prendrait spontanément dans le milieu considéré; c'est la protection dite cathodique. Une forme de cette protection consiste à coupler électriquement ce métal avec un métal qui, dans le même milieu, constituera l'anode d'une pile galvanique; c'est la protection avec anode sacrificielle (exemple : en eau de mer l'acier est protégé par mise en place – avec contact électrique – d'anodes de zinc).

3.2.2 La corrosion sèche

■ Phénomènes

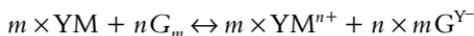
Le métal, dans ce mode de corrosion, passe de l'état métallique à l'état de composé chimique par réaction directe avec un produit généralement gazeux. On a donc toujours la réaction :



mais celle-ci est complétée par une réaction de décomposition du gaz :



et l'on aboutit donc à :



avec formation du composé :



En général ces phénomènes se produisent à haute température.

La quantité de composé formé m peut être liée au temps t par une relation d'une des formes suivantes :

- $m = k \times t$; le composé formé ne protège pas le métal de base (il ne le recouvre pas totalement ou il est volatil) et la réaction se poursuit;
- $m = (k \times t)^{1/2}$; le composé formé protège le métal de base (il recouvre toute sa surface et reste adhérent) mais les éléments qui le forment diffusent à travers la couche (le processus est alors régi par la diffusion de ces éléments à travers la couche de composé) et la réaction ralentit en fonction de l'épaississement de la couche de composé;
- $m = (k \times t)^{1/n}$ avec $n \geq 2$; pendant un certain temps le composé se forme mais les éléments qui le constituent ne diffusent pas à travers la couche; ultérieurement la croissance cesse; le composé est totalement protecteur et la réaction s'arrête.

Le plus souvent le gaz qui intervient est l'oxygène et le résultat de la réaction est un oxyde.

■ Principes de la lutte contre la corrosion sèche

Si le métal utilisé ne se couvre pas d'une couche protectrice d'un composé formé avec le milieu agressif, on pourra, pour le protéger :

- lui ajouter, en quantité suffisante, un élément d'alliage susceptible de former une couche totalement protectrice (cas de l'addition de chrome au fer);
- interposer entre le métal et le milieu agressif une couche adhérente qui empêche toute réaction chimique (dépôt de chrome, d'aluminium, d'oxyde...).

Il sera toujours nécessaire d'éviter tout processus d'abrasion de la couche protectrice.

3.2.3 L'étude de la tenue à la corrosion

Pour analyser le comportement d'un métal face à l'agression d'un milieu corrosif il est possible de réaliser :

- des essais globaux;
- des essais électrochimiques;
- des essais spécifiques.

■ Essais globaux

Qu'il s'agisse de corrosion humide ou de corrosion sèche on peut apprécier la tenue d'un métal face à un milieu corrosif en exposant des éprouvettes de ce métal au milieu considéré et ceci dans des conditions conventionnelles ou au contraire dans des conditions les plus proches de la réalité vécue. Les mesures portent sur les variations de poids (prise de poids de l'éprouvette recouverte des produits de corrosion, perte de poids de l'éprouvette nettoyée des produits de corrosion), ces variations de poids étant ramenées à l'unité de surface et évaluées en fonction du temps.

Dans les cas de corrosion sèche, l'analyse des variations de poids dans le temps peut être complétée par la mesure de la quantité de gaz agressif consommée.

Ces essais permettent d'apprécier quelle sera la consommation de métal dans le temps et donc, notamment, de prévoir les surépaisseurs nécessaires pour assurer la tenue de la construction.

■ Essais électrochimiques

Lorsque le métal étudié peut se recouvrir d'une couche passive, sa tenue à la corrosion humide peut être analysée à l'aide d'essais électrochimiques ;

- mesure des potentiels de dissolution dans le réactif considéré avec détermination de la valeur stationnaire atteinte au bout d'un certain temps.

Ce type d'essais donne des informations sur le processus de passivation et sur la stabilité de la couche passive ;

- tracé des courbes de polarisation qui définissent les évolutions des potentiels de deux électrodes (le métal étudié et un métal de référence) plongées dans l'électrolyte considéré en fonction du courant qui circule entre elles. Ces essais permettent de déterminer l'intensité du courant de corrosion qui s'établira entre les deux électrodes et donc d'évaluer ce que sera, dans les conditions considérées, la perte de poids du métal anodique;
- tracé des courbes intensité/potentiel qui représentent les variations du courant qui circule entre une électrode de platine et une électrode du métal étudié plongées dans l'électrolyte considéré, en fonction du potentiel imposé à cette dernière (potentiel mesuré par rapport à une électrode de référence). Ce type d'essai donne des indications sur le comportement du métal dans le réactif considéré.

Ces essais électrochimiques sont très sensibles aux conditions opératoires et, notamment, à l'état de l'éprouvette (état de surface et état structural) et à l'état de l'électrolyte (agitation, aération, impuretés...). De ce fait, pour que puissent être tirées des conclusions pratiques, il est nécessaire de les compléter par des mesures de pertes de poids en conditions réelles.

■ Essais spécifiques

Pour apprécier les risques et les développements de processus de corrosion par piqûres et sous tension, il est nécessaire de procéder à des essais particuliers qui font souvent appel à des examens micrographiques et à des mesures physiques et mécaniques.

4 • LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DES MÉTAUX PURS – LE DURCISSEMENT NÉCESSAIRE

4.1 Les propriétés mécaniques des métaux purs

Il est intéressant de remarquer que la structure cristalline d'un métal lui confère déjà des particularités qui sont résumées dans le tableau 4.1.

Tableau 4.1.

Propriété	Système cristallin		
	CC	CFC	HC
Limite d'élasticité à 20 °C	++	-	+
Ductilité à 20 °C	+	++	-
Ductilité à basse température	--	++	+
Résistance au fluage	+	+++	-

Pour juger du comportement mécanique des métaux purs on peut se référer aux caractéristiques mécaniques prises en compte, les premières, dans les bureaux d'études à savoir la limite d'élasticité, la résistance à la traction et l'allongement à rupture. Quand on analyse les résultats publiés, on constate que le niveau atteint par ces propriétés dépend beaucoup de la pureté du métal considéré, c'est la raison pour laquelle celle-ci est indiquée dans le tableau 4.2 qui rassemble un certain nombre de données; celles-ci n'en restent pas moins seulement indicatives.

**Tableau 4.2 – Structure cristalline
et propriétés mécaniques de métaux plus ou moins purs.**

Métal	Structure cristalline	Pureté %	$R_{p0,2}$ N/mm ²	R_m N/mm ²	A à rupture %
Al	CFC	99,99	20	55	55
		99,8	25	70	50
		99,5	35	80	47
		99,0	35	90	43
Co	HC	99,9	415	760	13
Cu	CFC	99,99	48	216	48
		99,6	54	239	56
Fe	CC	99,95	185	340	39
Mg	HC	99,99	69	185	4

Tableau 4.2 (suite).

Métal	Structure cristalline	Pureté %	$R_{p0,2}$ N/mm ²	R_m N/mm ²	A à rupture %
Ni	CFC	99,9	60	310	40
		99,0	150	400	40
Ti	HC	99,99	103	241	55
		(*)	270	365	35
(*) Pureté dite commerciale.					
CC = cubique centré. CFC = cubique à faces centrées. HC = hexagonal compact.					

Le tableau 4.2 montre à l'évidence que les métaux purs ne possèdent pas des caractéristiques de résistance très élevées; par contre on peut noter que leur ductilité semble assez grande. Pour les utiliser il est indispensable de les rendre aptes à résister aux sollicitations non seulement sans se rompre mais surtout sans se déformer plastiquement; il faut donc, au premier chef, augmenter leur limite d'élasticité c'est-à-dire agir pour que la déformation plastique ne commence qu'à des niveaux élevés de sollicitation. Pour ce faire il faut empêcher ou tout au moins gêner les mouvements des dislocations (voir chapitre 2). Cette action met en jeu le « durcissement » qui pourra se faire en :

- augmentant la densité de dislocations;
- perturbant le réseau cristallin avec des éléments étrangers;
- affinant la taille des grains;
- provoquant la formation de précipités.

Au passage on peut déjà noter que le tableau 4.2 montre aussi que, d'une manière générale, la plasticité des métaux diminue quand leur résistance augmente.

4.2 Le durcissement des métaux

4.2.1 Le durcissement par augmentation de la densité des dislocations

Lors de leurs déplacements, les dislocations se gênent mutuellement; c'est ainsi que, par exemple, deux dislocations peuvent :

- si elles se déplacent dans un même plan de glissement;
 - se repousser et commencer à constituer un empilement qui sera susceptible de se développer avec l'arrivée d'autres dislocations (figure 4.1a),
 - s'attirer et s'annihiler (figure 4.1b);

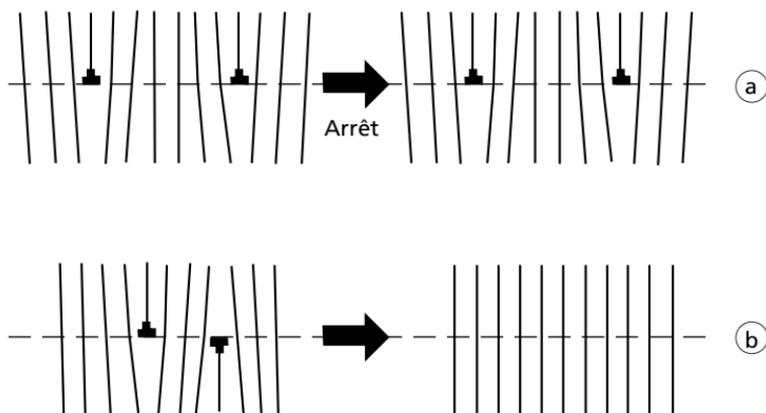


Figure 4.1 – Schéma des interactions
de deux dislocations-coins se déplaçant dans un même plan.

- si elles se déplacent dans des plans de glissement parallèles, se placer l'une par rapport à l'autre, dans des positions d'équilibre (figure 4.2).

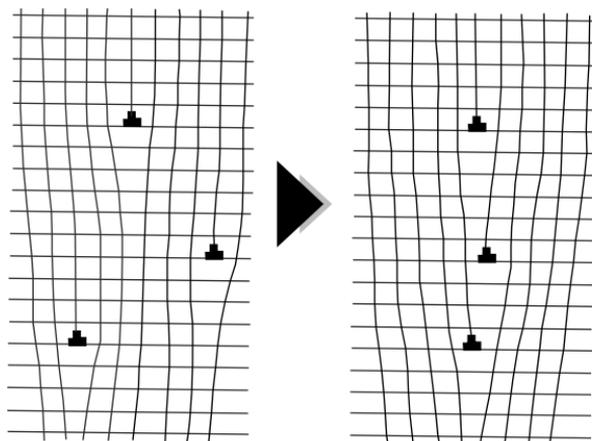


Figure 4.2 – Schéma d'organisation de dislocations-coins se déplaçant dans des plans parallèles.

Dans tous les cas le glissement est gêné et il ne peut reprendre qu'après augmentation de l'effort appliqué. C'est la consolidation ou écrouissage.

Ce phénomène peut être utilisé pour durcir un métal. Il peut être très efficace mais on doit noter qu'il « consomme » de la plasticité et que, par voie de conséquence, les caractéristiques de ductilité du métal (allongement à rupture, striction, énergie de rupture en flexion par choc...) seront diminuées. Il sera donc utilisable surtout pour les métaux possédant une grande plasticité initiale c'est-à-dire les métaux à structure cubique à faces centrées.

Le tableau 4.3 donne des exemples des performances mécaniques de métaux écrouis.

Il faut noter ici que ce mode de durcissement perd ses effets quand on réchauffe le métal (par restauration et recristallisation – voir § 6.2.2); il n'est donc utilisable que pour des emplois à température peu élevée après des opérations de mise en œuvre ne provoquant pas d'échauffement sensible.

Tableau 4.3 – Exemples de durcissement obtenu par écrouissage.

État (*)	R_m N/mm ²	R_e N/mm ²	A %
Aluminium (1200)			
adouci	90	40	40
écroui 50 %	165	140	4
écroui 75 %	190	165	~ 2
écroui 90 %	205	180	< 2
Cuivre au Cd (0,8 % Cd)			
adouci	280	–	5
écroui 50 %	470	–	3
écroui 75 %	530	–	~ 2
écroui 90 %	600	–	< 2
Acier inox (X6CrNiMo17-11)			
adouci	540	210	60
écroui 50 %	1 070	980	8
écroui 75 %	1 360	1 270	3
écroui 90 %	1 550	1 470	~ 2
(*) Taux d'écrouissage = $100 \times (S_0 - S)/S_0$.			

4.2.2 Le durcissement par perturbation du réseau cristallin avec des éléments étrangers

La mise en place, en solution solide, d'atomes étrangers dans le réseau du métal de base provoque ce que l'on appelle le durcissement par effet de solution solide qui peut être obtenu :

- avec des atomes en solution solide de substitution (un atome de l'élément d'alliage remplace un atome du métal de base dans le réseau cristallin de celui-ci). Les possibilités d'un tel durcissement sont réduites

par le fait que la mise en solution solide de substitution d'atomes étrangers ne peut se faire que si les rayons atomiques du métal de base et de l'élément d'alliage ne sont pas trop différents (lois de HUME-ROTHERY) ce qui limite la perturbation du réseau cristallin;

- avec des atomes en solution solide d'insertion (un petit atome s'insère entre les nœuds du réseau du métal de base); ces atomes vont pouvoir se rassembler autour des dislocations, dans la zone de perturbation du réseau et constituer des « nuages » (dits de Cottrell) très efficaces pour freiner les dislocations en rendant plus difficile le début de leur mouvement. L'effet des éléments en solution solide d'insertion sera, de ce fait, plus important que celui des éléments en solution solide de substitution.

Les figures 4.3 et 4.4 donnent des exemples du durcissement que l'on peut ainsi provoquer.

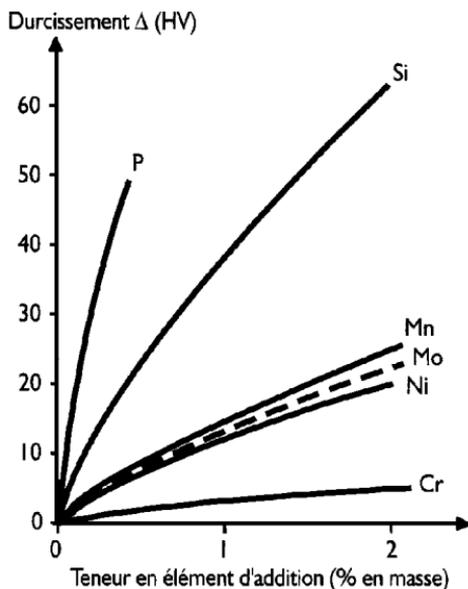


Figure 4.3 – Durcissement du fer par effet de solution solide.

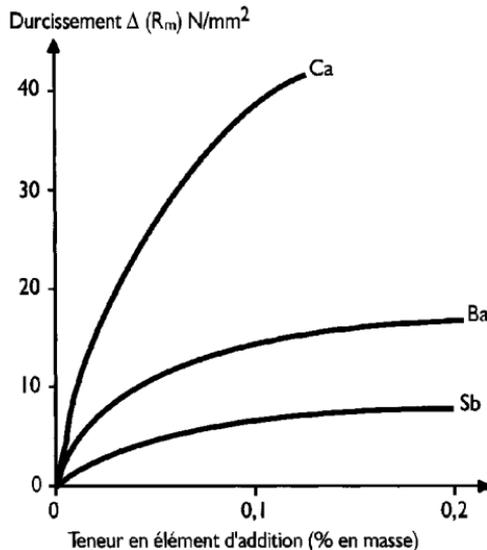


Figure 4.4 – Durcissement du plomb par effet de solution solide (d'après TI – M510).

4.2.3 Le durcissement par affinement de la taille des grains

Au cours de leurs déplacements, dans les plans de glissement à l'intérieur d'un même grain, les dislocations vont arriver dans la zone d'un joint de grain et l'on va alors constater que :

- le joint de grains peut constituer un piège; la dislocation disparaît dans la zone perturbée et la déformation plastique est interrompue;
- le joint de grains peut stopper la première dislocation qui se présente; les suivantes ne pouvant poursuivre leur mouvement viendront s'empiler derrière elle et le glissement sera interrompu.

Les déplacements des dislocations seront d'autant plus gênés et, de ce fait, le durcissement obtenu sera d'autant plus important que les dislocations rencontreront un plus grand nombre de joints de grains. Or dans une masse donnée de métal, l'importance des joints de grains croît

quand le nombre des grains augmente (à l'inverse un grain unique n'a plus de joint) c'est-à-dire quand le volume occupé par chaque grain diminue. Pour développer ce mode de durcissement on doit diminuer la taille moyenne des grains et donc fabriquer des métaux à grains fins.

Le durcissement par effet de taille de grain est généralement traduit par une relation simple (Loi de Hall-Petch) qui lie la limite d'élasticité R_e au diamètre moyen d_m des grains et qui s'écrit :

$$R_e = R_{e0} + \frac{K}{\sqrt{d_m}}$$

On peut ainsi traduire un effet de durcissement (augmentation de la limite d'élasticité) ΔR_e obtenu en affinant des grains dont le diamètre moyen passe de d_1 à d_2 ($d_2 < d_1$) par :

$$\Delta R_e = K \left(\frac{1}{\sqrt{d_2}} - \frac{1}{\sqrt{d_1}} \right)$$

La valeur du coefficient K varie avec le métal considéré mais surtout avec son système cristallin; c'est ainsi que l'on admet les ordres de grandeur suivant (avec ΔR_e en N/mm² et d en mm) :

- structure cubique centrée : K de l'ordre de 20;
- structure cubique à faces centrées : K de l'ordre de 8;
- structure hexagonale : K de l'ordre de 30.

4.2.4 Le durcissement par précipitation

La mise en place de particules « étrangères » (des précipités) sur le parcours des dislocations retarde leur mouvement. Une telle « précipitation » est un facteur important du durcissement des métaux; elle met en jeu des éléments étrangers (éléments d'alliage) qui forment des précipités pouvant être constitués :

- de composés formés avec le métal de base par les éléments d'alliage (carbures, nitrures, intermétalliques);

- de composés formés par réaction entre des éléments d'alliage (carbures d'éléments d'alliage, composés intermétalliques formés par des éléments d'alliage...).

En présence de particules précipitées, les dislocations doivent, pour poursuivre leur déplacement, soit contourner les particules soit les cisailer :

- la figure 4.5a illustre le processus du cisaillement. On voit que celui-ci crée une interface interne au précipité; deux surfaces libres apparaissent. Pour ce faire il est nécessaire d'apporter une certaine énergie qui est fournie par le travail des forces extérieures appliquées au métal; l'effort appliqué pour engendrer le mouvement des dislocations (et donc la déformation plastique) doit donc être augmenté. En général le cisaillement n'est possible que s'il existe une certaine continuité entre les plans de glissement du solvant et ceux du précipité, c'est-à-dire lorsque les précipités sont cohérents ou au moins partiellement cohérents;
- la figure 4.5b illustre (selon OROWAN) le mécanisme du contournement. Sous l'effet de la contrainte appliquée la dislocation en déplacement vient « buter » sur les particules mais poursuit son mouvement dans les espaces libres entre celles-ci. La ligne de dislocation forme des arcs de plus en plus grands qui finissent par se recombinaison pour redonner une ligne de dislocation mais en laissant derrière eux des boucles de dislocation autour des particules. La formation des arcs exige la fourniture d'une énergie supplémentaire qui est obtenue par augmentation de la contrainte extérieure. Il faut noter que la présence des boucles de dislocations perturbera ultérieurement le passage d'une autre dislocation.

On voit que, quel que soit le processus de franchissement des précipités (cisaillement ou contournement), le mouvement des dislocations ne peut se poursuivre que si la contrainte extérieure est augmentée; ceci traduit l'effet de durcissement dû à un précipité, durcissement qui provoque donc une augmentation sensible de la limite d'élasticité. On montre que l'effort nécessaire pour cisailer ou contourner une particule varie avec son volume. À quantité de précipité constante (quand le volume de chaque particule augmente, le nombre de particules diminue)

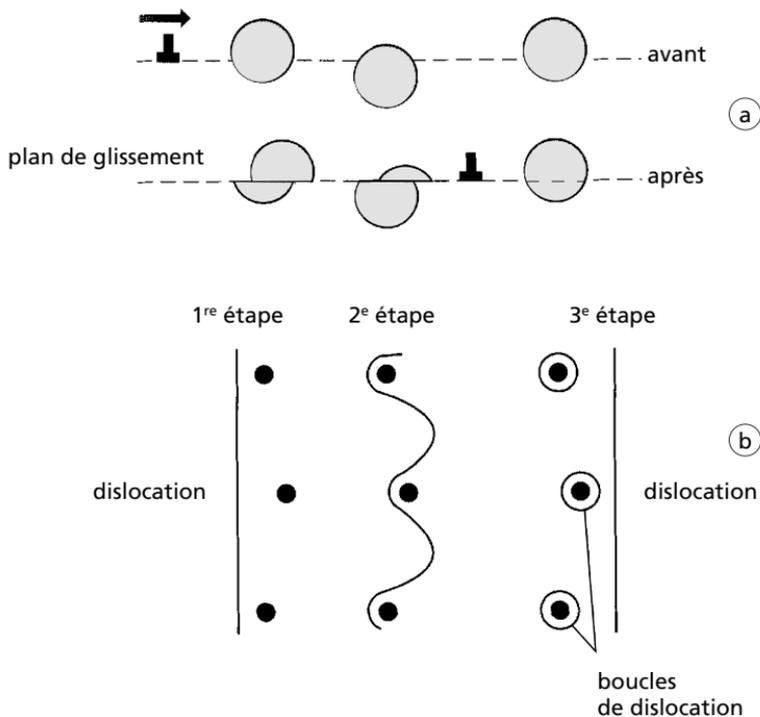


Figure 4.5 – Schémas des interactions entre dislocations et précipités.

on montre que l'effort nécessaire pour déplacer des dislocations à travers une dispersion de particules varie, en fonction du diamètre moyen de ces dernières, selon les schémas de la figure 4.6 :

- si les particules sont cisailées, l'effort nécessaire croît avec le diamètre moyen des particules et avec la résistance de celles-ci (figure 4.6a) ;
- si les particules sont contournées, au contraire, l'effort nécessaire diminue quand le diamètre moyen des particules croît (les particules sont alors moins nombreuses et plus éloignées les unes des autres) (figure 4.6b).

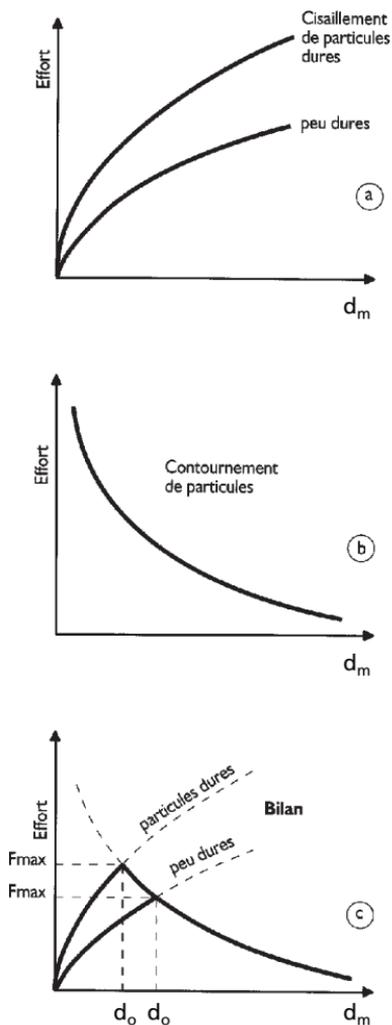


Figure 4.6 – Variations de l'effort nécessaire pour déplacer des dislocations en présence de précipités de diamètre moyen d_m .

Ces résultats montrent que les particules seront généralement cisailées (si elles ne sont pas dures) quand elles seront petites et contournées quand elles seront grosses (ou dures). La figure 4.6c décrit schématiquement l'évolution de l'effort nécessaire pour déplacer des dislocations à travers une dispersion de particules supposées sphériques et de tailles identiques et en fonction du diamètre moyen de ces particules, sachant que lorsque ce dernier varie, la quantité totale de corps précipité est maintenue constante. Il apparaît ainsi que l'effort nécessaire pour poursuivre le mouvement des dislocations passe par un maximum pour une certaine dimension moyenne des précipités; l'effet de durcissement sera donc alors lui aussi maximum.

La taille optimale d_0 des particules qui conduit au durcissement maximum est d'autant plus faible que les précipités sont plus durs; elle croît par contre légèrement lorsque la quantité totale de corps précipité augmente.

Pour que l'état de précipitation optimum puisse être réalisé dans les conditions industrielles il est nécessaire qu'à l'état solide, les éléments constitutifs des précipités puissent être mis en solution puis reprécipités aux dimensions souhaitables. Pour ce faire on utilise le fait que leur solubilité varie généralement avec la température, diminuant quand cette dernière s'abaisse selon une loi d'activation thermique. Il est alors possible d'enrichir une solution solide à haute température et de la placer en situation de sursaturation en la ramenant à plus basse température. La part de soluté qui ne peut plus rester en solution prend la forme de cristaux nouveaux totalement étrangers au réseau du métal solvant dont ils sont physiquement distincts; ces cristaux constituent les précipités. Leur formation crée une interface nouvelle entre le précipité et la solution solide dessaturée et déforme le réseau de cette dernière. On montre que l'équilibre d'une particule sphérique précipitée est instable :

- si son rayon r est inférieur à une valeur critique r_c , la particule a tendance à se redissoudre;
- si son rayon r est supérieur à la valeur critique r_c , la particule a tendance à grossir.

Lorsque la température varie on constate que la valeur prise par le rayon critique r_c évolue et que l'on peut écrire :

$$r_c = k/(T_E - T)$$

avec :

T_E = température d'équilibre de la solution initiale et donc température limite en dessous de laquelle apparaît la sursaturation,

T = température à laquelle se forme le précipité.

Le rayon critique r_c d'un précipité de forme sphérique serait infini s'il se formait à la température T_E , mais il est d'autant plus petit que sa température de formation est plus basse par rapport à T_E .

Le processus de précipitation se développe en trois étapes :

- germination;
- croissance;
- coalescence.

■ La germination

Au sein d'un grain on constate que, dès l'abaissement de la température T au-dessous de T_E , les atomes de soluté qui sont en sursaturation se rassemblent (le déplacement des atomes se fait par diffusion – voir Annexe de ce chapitre) en amas formés, le plus généralement, sur les lacunes et les dislocations du réseau. La taille de ces amas est très variable, représentant des rassemblements de quelques atomes à plusieurs centaines d'atomes (les plus gros d'entre eux sont décelables et prennent alors le nom de zones de GUINIER-PRESTON). Seuls les amas dont la taille dépasse la taille critique sont susceptibles de grossir, les autres disparaissent; le nombre de germes qui peuvent se développer est donc bien inférieur à celui des amas formés transitoirement. C'est ainsi que l'on décrit la germination dite homogène, c'est-à-dire celle qui se développe au sein d'un grain. Mais les joints des grains, compte tenu du désordre qui y règne, permettent facilement le rassemblement d'une grande quantité d'atomes de soluté et la formation facile d'amas de taille critique; on parle alors de germination hétérogène.

Par voie de conséquence on constate que la précipitation, à partir d'une solution solide métallique polycristalline sursaturée, commence généralement dans les joints des grains avant d'apparaître dans les grains eux-mêmes mais que l'introduction volontaire de défauts de structure dans

les grains (dislocations) peut conduire à une germination intragranulaire plus importante. Si on considère l'influence des paramètres temps et température sur la germination, on peut noter que :

- à température constante, c'est-à-dire pour une certaine valeur de l'écart $\Delta T = T_E - T$, la vitesse de germination (c'est-à-dire la quantité de germes atteignant la taille critique pendant l'unité de temps) décroît avec le temps par suite de l'appauvrissement de la solution en élément soluté (diminution de la sursaturation due à la consommation de soluté par les germes déjà développés). Cette décroissance est généralement rapide ;
- pour des valeurs différentes de l'écart $\Delta T = T_E - T$, la vitesse de germination est modifiée ; nulle pour $T = T_E$ elle croît (voir figure 4.7a) tout d'abord lentement puis plus rapidement quand $\Delta T = T_E - T$ augmente (le nombre de germes croît avec l'écart $T_E - T$ car r_c diminue). Elle passe ensuite par un maximum puis décroît les amas ayant de plus en plus de difficultés pour atteindre la taille critique (la diffusion devient difficile).

Le bilan de ces actions peut être résumé dans un graphique décrivant en fonction de la température (au-dessous de T_E) le temps nécessaire pour qu'apparaisse un nombre donné n de germes (voir figure 4.7b).

Ce qui précède montre que, pour qu'un précipité puisse germer, il faut :

- que la solution solide « mère » soit placée en sursaturation par abaissement de sa température T au-dessous de la température T_E à laquelle la teneur en élément soluté correspond à la limite de solubilité ;
- que les particules en voie de formation dépassent la taille critique au-dessus de laquelle elles tendront à grossir (et au-dessous de laquelle elles se redissolvent). C'est l'agitation thermique qui va permettre le franchissement avec tout le caractère aléatoire qui est le sien.

On peut enfin noter une particularité des précipités cohérents ; leur germination est plus facile que celle des précipités incohérents.

■ La croissance

La croissance d'une particule précipitée débute dès que son germe a acquis la taille critique.

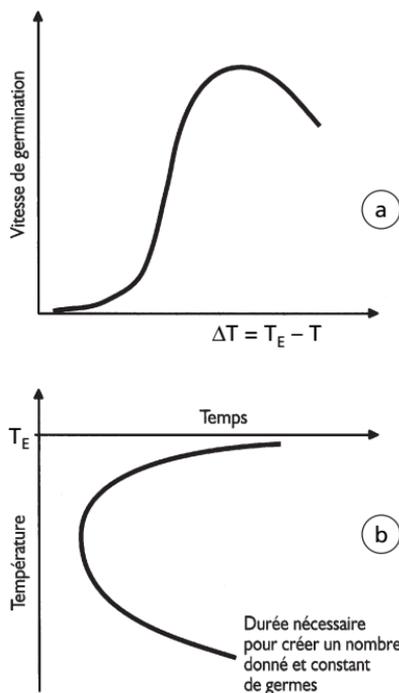


Figure 4.7 – Évolutions de la germination en fonction de la température et du temps.

La formation du germe a appauvri le métal solvant en élément soluté au voisinage de la particule; la croissance va donc dépendre du flux des atomes de soluté vers la particule (donc de la diffusion – voir annexe à ce chapitre – de ceux-ci dans le métal solvant); la venue de nouveaux atomes de soluté au voisinage de l'interface doit combler le déficit en atomes solutés. La vitesse de ce transport de matière :

- augmente avec la sursaturation de la solution et donc avec l'écart $\Delta T = T_E - T$;
- diminue avec l'abaissement de température (la diffusion – voir Annexe de ce chapitre – est plus difficile) et donc avec l'écart $\Delta T = T_E - T$.

Il y a donc compétition entre les deux effets de telle sorte que la vitesse de croissance des grains, nulle à la température T_E ($\Delta T = T_E - T = 0$) croît quand $\Delta T = T_E - T$ augmente ($T < T_E$), passe par un maximum pour décroître et tendre vers 0 ensuite quand la température T devient trop basse.

Par ailleurs, avec le temps, la sursaturation diminue (par suite de la précipitation) entraînant une baisse de la vitesse de croissance. Si, à température constante, on appelle f la fraction de soluté en sursaturation déjà précipitée, on montre qu'au cours du temps elle évolue approximativement selon une loi de la forme :

$$f = 1 - \exp[-(kt)^n]$$

n pouvant varier de 2/3 à 3 environ selon la géométrie et le nombre des précipités.

La croissance est facilitée par la présence de joints de grains ce qui permet un développement plus rapide de la précipitation intergranulaire au détriment de la précipitation intragranulaire.

Enfin, il faut noter que la croissance d'un précipité cohérent peut faire cesser la cohérence.

■ La coalescence

Après une croissance importante et prolongée, on peut constater que les particules évoluent vers une forme plus proche de la sphère mais que simultanément le nombre total de particules diminue tandis que le volume des grosses particules continue à augmenter (avec disparition des plus petites) : l'ensemble constitue la coalescence. Celle-ci est due à deux faits :

- l'état d'équilibre de la surface d'une particule serait atteint lorsque son rayon de courbure serait infiniment grand. Dans ces conditions les formes des particules évoluent en faisant disparaître les « aspérités » à faible rayon de courbure pendant que s'engraissent les zones à fort rayon de courbure (Il y a donc « globulisation »);
- dans le métal solvant, la concentration d'équilibre en soluté est plus élevée au voisinage d'une petite particule qu'au voisinage d'une grosse particule. Ce fait est quantifié par la loi de GIBBS-THOMSON :

$$\ln (C_r/C) = K/T \times r$$

avec :

C = concentration dans le métal de base à l'équilibre,

C_r = concentration dans le métal de base à l'interface avec une particule de rayon r ,

K = paramètre dépendant de l'énergie d'interface et du volume atomique.

La concentration à l'interface C_r est d'autant plus basse que r est grand (lorsque le rayon de la particule est plus grand que le rayon critique). Cette différence de concentration déclenche un processus de diffusion (voir Annexe de ce chapitre) au sein du métal de base avec transport du soluté du voisinage des petites particules vers les plus grosses; il apparaît ainsi :

- un déficit de soluté (par rapport à la concentration d'équilibre à l'interface) autour des petites particules, déficit qui est comblé par une redissolution de ces dernières qui vont progressivement disparaître,
- un excès de soluté (par rapport à la concentration d'équilibre à l'interface) autour des grosses particules, excès qui est résorbé par une nouvelle précipitation sur ces dernières qui grossissent donc.

Annexe : La diffusion à l'état solide

Dans un métal solide, les atomes peuvent se déplacer; la diffusion est le phénomène qui régit ces déplacements. Elle peut être mise en évidence en plaçant au contact étroit (après polissage et nettoyage) deux plaquettes de métaux purs différents A et B dont on sait qu'ils sont solubles l'un dans l'autre (exemple classique : Cu et Ni). On porte le tout à haute température (en restant à l'état solide) pendant quelques dizaines d'heures et, après refroidissement, on réalise une coupe micrographique perpendiculaire à la surface de contact. On constate alors que (voir figure A4.1) :

- les deux plaquettes sont soudées;
- du cuivre est présent dans le nickel;
- du nickel est présent dans le cuivre.

Les atomes de cuivre ont migré dans le nickel et les atomes de nickel ont migré dans le cuivre. On dit que le cuivre a diffusé dans le nickel et que le nickel a diffusé dans le cuivre.

A.1 Que se passe-t-il ?

D'une manière approximative on peut considérer que la diffusion se manifeste seulement à haute température, approximativement entre $Tf/3$ et Tf (Tf étant la température de fusion du métal). Elle se produit lorsqu'existent des différences de composition chimique entre des zones voisines du même métal; elle tend à égaliser les concentrations. C'est l'agitation thermique qui provoque les déplacements des atomes, déplacements effectués depuis les zones riches en soluté vers les zones pauvres en soluté.

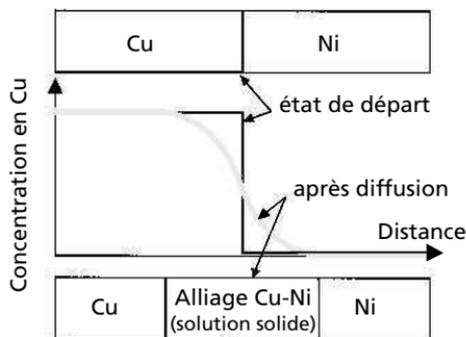


Figure A4.1 – Expérience de diffusion.

Quand les atomes solutés sont en position de substitution la diffusion exige la présence d'une lacune au voisinage de l'atome qui doit migrer. Dans ce cas on parle de diffusion lacunaire, laquelle suppose que l'atome migrant possède une énergie suffisante (d'origine thermique) pour quitter sa position et sauter dans la lacune.

Les atomes en solution solide d'insertion, de par leur petite taille (rayon atomique $< 0,1$ nm; c'est le cas de H, N, O et C), migrent d'un site

interstitiel à un autre sans grande déformation du réseau et de ce fait les lacunes ne sont pas indispensables mais elles rendent cependant leur diffusion plus facile.

Ces processus sont complétés par la diffusion aux joints des grains; ces derniers constituent des régions où le réseau cristallin est très perturbé, la diffusion y est donc facile. À température identique cette forme de diffusion est la plus importante, elle est très largement prépondérante aux relativement basses températures ($0,3 T_f$ à $0,5 T_f$). On assiste alors à un enrichissement des joints de grains à partir desquels la diffusion lacunaire va fonctionner vers l'intérieur des grains (voir figure A4.2).

A.2 Les lois de la diffusion

Les lois macroscopiques de la diffusion sont analogues à celles que l'on établit pour la conduction électrique ou thermique. En diffusion ce sont les lois de Fick.

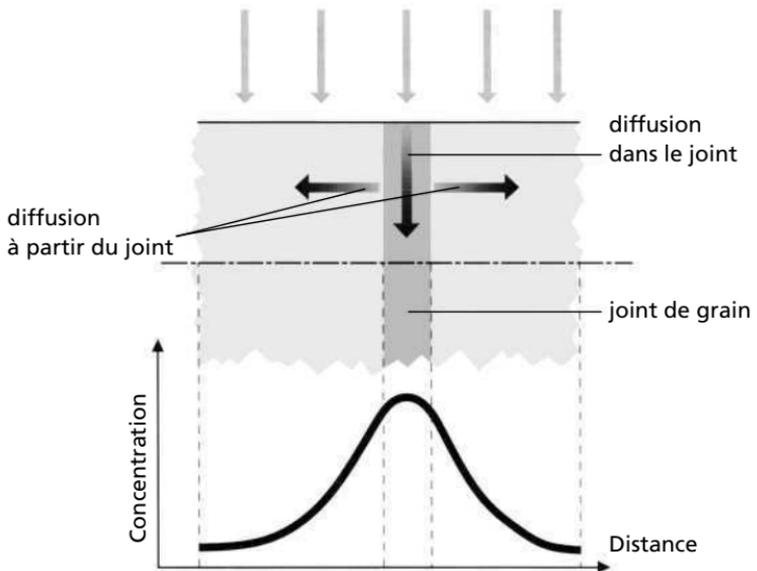


Figure A4.2 – Schéma de la diffusion dans un joint de grain.

Si l'on considère tout d'abord un flux d'atomes traversant une surface dans une direction perpendiculaire à celle-ci, on note que la densité de ce flux J (quantité de matière traversant l'unité de surface du plan pendant l'unité de temps) est proportionnelle au gradient de concentration (à l'écart de concentration). On écrit ainsi la 1^{re} loi de Fick :

$$J = -D \cdot (\delta C / \delta X)$$

avec :

J = flux de particules,

C = concentration,

X = distance selon la direction choisie.

Le coefficient de proportionnalité D est appelé coefficient de diffusion (il s'exprime en cm^2/s). Le signe $-$ rend compte du fait que le flux d'atomes solutés remonte le gradient $\delta C / \delta X$.

Cette loi valable en régime permanent (en chaque point la concentration reste constante) s'applique à la diffusion uniaxiale dans un milieu homogène et isotrope et ne rend pas compte de la diffusion aux joints des grains. Elle correspond à une situation idéale où les concentrations extrêmes restent constantes dans le temps.

Une 2^e loi de Fick s'écrit :

$$\delta C / \delta t = D (\delta^2 C / \delta X^2)$$

avec :

$$\delta^2 C / \delta X^2 = \text{dérivée seconde de } C \text{ par rapport à } X$$

loi qui signifie que la vitesse du changement de composition en un point donné est proportionnelle à la vitesse de variation de l'écart de concentration (le coefficient de proportionnalité est toujours D). Cette loi peut être appliquée à l'hétérodiffusion (diffusion d'un élément dans un autre élément) mais, en toute rigueur, elle n'est exacte que pour l'autodiffusion (diffusion d'un métal en lui-même).

Le paramètre D apparaît comme la caractéristique du processus de diffusion ; il est intéressant d'examiner de quels facteurs dépend sa valeur :

- D est caractéristique de la mobilité des atomes du soluté dans le solvant à une température définie. Dépendant de l'agitation thermique, cette mobilité, et donc D , varient avec la température selon une loi d'activation thermique du type de la relation d'Arrhenius; elle s'écrit

$$D = D_0 \exp(-Q/RT)$$

avec :

Q = énergie apparente d'activation du processus de diffusion (cal/at · g ou eV/at · g avec $1 \text{ eV} = 0,38 \cdot 10^{-9} \text{ cal} = 1,6 \cdot 10^{-19} \text{ J}$),

T = température absolue (K),

R = constante des gaz parfaits ($1,987 \text{ cal/K} \cdot \text{mole}$ ou $5,192 \cdot 10^{19} \text{ eV/K} \cdot \text{mole}$ ou $8,314 \text{ J/K} \cdot \text{mole}$),

D_0 = constante appelée facteur de fréquence.

- D peut varier avec la concentration en soluté; ce qui vient d'être dit concerne la diffusion d'un soluté faiblement concentré (dilution infinie). Si l'élément diffusant est de plus en plus concentré il apparaît des interactions entre les atomes du soluté, voire même une diffusion du solvant vers la zone plus riche en soluté. Il y a interpénétration des deux éléments (deux flux en sens opposés). Comme les conditions de diffusion des deux éléments sont généralement différentes il y a déplacement de l'interface limite vers la zone riche en l'élément qui diffuse le moins facilement (c'est l'effet Kirkendall).

A.3 Quelques données relatives à la diffusion

■ A.3.1 Diffusion en volume

Les données relatives à la diffusion d'un élément dans un métal sont d'autant plus précises et significatives que la concentration en élément soluté est plus faible. Les données connues ont été généralement déterminées avec une dilution proche de la dilution infinie c'est-à-dire avec des concentrations très faibles.

À dilution infinie

Le tableau A4.1 rassemble des données tirées du *Metals Reference Book* (par Smithells chez Butterworths). Des valeurs parfois discordantes proviennent de mesures différentes.

Tableau A4.1.

Métal solvant	Métal dissout	D_0 cm ² /s	Énergie apparente d'activation cal/mol/K
Al	Cu	0,647	32 300
	Fe	135	46 000
		$9,1 \cdot 10^5$	61 640
	Mn	104	50 400
	Zn	0,259	28 900
		1,1	30 100
Cu	Fe	1,4	51 800
		1	51 000
	Ni	3,8	56 800
		2,7	56 500
	Zn	0,34	45 600
		0,73	47 500
Fe α	C	$6,2 \cdot 10^{-3}$	19 200
	Cr	8,52	59 900
	Cu	5,9	59 000
	Mn	1,49	55 800
	Ni	1,4	58 700

Tableau A4.1.(suite)

Métal solvant	Métal dissout	D_0 cm ² /s	Énergie apparente d'activation cal/mol/K
Fe γ	C	0,1	32 400
	Cr	10,8	69 700
	Cu	92	72 000
	Mn	0,16	62 500
	Ni	0,77	67 000
	V	0,25	63 100
Ni	C	0,1	33 000
	Co	0,59	64 400
	Cr	1,10	65 100
	Cu	0,27	61 000
	Fe	0,22	60 400
	Mo	$1,6 \cdot 10^{-3}$	51 000
Ti α	C	$7,9 \cdot 10^{-4}$	30 500
Ti β	Cr	14	65 500
	Fe	15	60 700
	Ni	20	60 000
	V	3,4	61 500

À concentration élevée

À concentration élevée on a vu qu'il était nécessaire de tenir compte du fait que D varie avec la concentration en soluté. Quand l'élément diffusant est de plus en plus concentré il apparaît des interactions entre les atomes du soluté, voire même une diffusion du solvant vers la zone plus riche en soluté. Il y a interpénétration des deux éléments (deux flux en sens opposés). On définit alors un coefficient d'interdiffusion D_{AB} :

$$D_{AB} = N_A D_B + N_B D_A$$

avec :

N_A et N_B concentration atomiques en A et B ($N_A = 1 - N_B$ pour un couple d'éléments),

D_A et D_B : coefficients de diffusion des deux éléments dans l'alliage considéré.

En général la cinétique de diffusion dans un alliage $A + B$ sera intermédiaire entre celle relative à une diffusion à dilution infinie de B dans A et celle relative à une diffusion à dilution infinie de A dans B . Souvent seul le facteur de fréquence varie alors (dans des proportions importantes), l'énergie d'activation de la diffusion restant comprise entre les valeurs correspondant à l'autodiffusion de chacun des métaux du couple.

■ A.3.2 Diffusion aux joints des grains

Pour quantifier la diffusion aux joints de grain on se heurte au fait que ce processus est accompagné par la diffusion en volume depuis les joints vers l'intérieur des grains. On doit prendre en compte les coefficients de diffusion correspondants ainsi qu'une largeur statistique moyenne des joints. Par ailleurs la définition de la concentration est complexe car elle varie d'un point à un autre d'un joint.

Les données relatives à la diffusion d'un élément dans les joints d'un métal solvant sont assez rares; on peut donner quelques valeurs empruntées à Guiraldenq (*Techniques de l'Ingénieur M55*) avec toujours une largeur statistique des joints égale à 0,5 nm.

Co dans Fe γ	$D_0 = 0,5 \text{ cm}^2/\text{s}$	$Q = 33\,000 \text{ cal/at} \cdot \text{g/K}$
Fe dans Ni	$D_0 = 200 \text{ cm}^2/\text{s}$	$Q = 52\,000 \text{ cal/at} \cdot \text{g/K}$
Fe dans Co	$D_0 = 0,11 \text{ cm}^2/\text{s}$	$Q = 31\,300 \text{ cal/at} \cdot \text{g/K}$

A.4 Quelques résultats tirés des lois de la diffusion

Plusieurs méthodes ont été proposées pour résoudre la deuxième équation de Fick; elles font appel à des outils mathématiques puissants dont la mise en œuvre est réservée à des spécialistes. Par ailleurs elles mettent parfois en jeu des hypothèses simplificatrices qui éloignent les résultats des données expérimentales. Ainsi celles qui consistent à appliquer les lois de Fick à la diffusion hétérogène à dilution non infinie (alors que les lois de Fick ne sont valables, *stricto sensu*, que pour l'autodiffusion) et celle qui conduit à ne pas prendre en compte la diffusion dans les joints des grains.

Il est cependant intéressant de donner ici quelques exemples de résultats obtenus dans des situations relativement simples.

■ A.4.1 Cas d'une couche d'oxyde se formant à la surface d'un métal

Si la croissance de l'épaisseur e de la couche d'oxyde se fait par diffusion de l'oxygène à travers la couche déjà formée et, ensuite, par réaction avec le métal sous jacent, on peut considérer que :

- la différence de concentration en oxygène ΔO reste constante entre l'atmosphère d'une part et l'interface entre oxyde et métal de base d'autre part. Le gradient de concentration en oxygène s'écrit alors simplement :

$$dC/de = -\Delta O/e$$

L'application de la première loi de Fick permet alors d'écrire :

$$J = -D \times (dC/de) = D \times \Delta O/e$$

– la vitesse de croissance dans le temps de l'épaisseur e de la couche d'oxyde est proportionnelle au flux d'atomes d'oxygène qui parvient au contact du métal de base soit :

$$de/dt = k \times J$$

On a donc :

$$de/dt = k \times D \times \Delta O/e$$

d'où l'on tire :

$$e \times de/dt = k \times D \times \Delta O$$

et :

$$e^2 = k \times D \times \Delta O \times t$$

ce qui montre que, toutes choses égales par ailleurs, l'épaisseur e est proportionnelle à la racine carrée du temps (\sqrt{t}).

Ce résultat est assez général et on retrouvera souvent cette quantification de l'effet du temps dans les problèmes de diffusion.

■ A.4.2 Cas du couple de diffusion constitué par deux blocs au contact l'un de l'autre

C'est le cas qui a permis de décrire la diffusion au début de ce chapitre.

Avec (figure A4.1) :

x = distance à l'interface des deux blocs,

t = temps compté à partir du début de la diffusion,

D = coefficient de diffusion d'un élément dans l'autre,

$C(x, t)$ = concentration à la distance x au temps t ;

on a :

$$C(x, t) = 0,5 \times \{1 - \operatorname{erf}[0,5 \times x \times (D \times t)^{-0,5}]\}$$

avec $\operatorname{erf}(z)$ fonction particulière dont les valeurs en fonction de z sont données par le tableau A4.2.

Tableau A4.2.

Valeurs prises par la fonction erf(z)			
z	erf(z)	z	erf(z)
0	0	0,70	0,6778
0,02	0,0226	0,75	0,7112
0,04	0,0450	0,80	0,7421
0,06	0,0676	0,85	0,7707
0,08	0,0902	0,90	0,7970
0,10	0,1126	0,95	0,8209
0,15	0,1680	1,00	0,8427
0,20	0,2227	1,10	0,8802
0,25	0,2763	1,20	0,9103
0,30	0,3286	1,30	0,9340
0,35	0,3794	1,40	0,9523
0,40	0,4284	1,60	0,9763
0,45	0,4755	1,80	0,9891
0,50	0,5205	2,00	0,9953
0,55	0,5633	2,50	0,9996
0,60	0,6039	3,00	1,0000
0,65	0,6420	5,00	1,0000

Le calcul suppose que les deux blocs sont infinis et conduit à des répartitions symétriques des éléments de part et d'autre du plan de contact. L'expérience montre que, d'une part, la diffusion ne se fait pas de manière égale de chaque côté de ce plan et que, d'autre part il apparaît une interaction entre les éléments qui modifie leurs coefficients de diffusion (en fonction de la concentration locale).

On peut toutefois illustrer les résultats donnés par ce calcul avec le tableau A4.3 qui décrit la diffusion du chrome dans un couple fer/fer à 10 % de chrome (en supposant que les deux éléments constitutifs du couple ont, perpendiculairement au plan de contact, une dimension infinie).

Tableau A4.3.

Diffusion du chrome à 1 000 °C (1 273 °K) dans un couple Fer à 10 % de Cr/Fer pur		
$x/t^{0,5}$ en 10^{-7}	après 10 h à 1 000 °C	
	x (mm) coté Fer pur	Cr (%) coté Fer pur
3,4	0,00065	4,72
6,8	0,0013	4,44
13,6	0,0026	3,89
20,5	0,0039	3,36
27,3	0,0052	2,86
34,1	0,0065	2,40
41	0,0078	1,98

Tableau A4.3 (suite).

Diffusion du chrome à 1 000 °C (1 273 °K) dans un couple Fer à 10 % de Cr/Fer pur		
$x/t^{0,5}$ en 10^{-7}	après 10 h à 1 000 °C	
	x (mm) coté Fer pur	Cr (%) coté Fer pur
51,2	0,0097	1,44
64,9	0,0123	0,90
81,9	0,0155	0,45
95,6	0,0181	0,24
136,5	0,0259	0,02

$D = 10,8 \exp[-69\,700 / (1,987 \times T)] \text{ cm}^2/\text{s}$.

Ces résultats ne sont qu'approximatifs car ils ne tiennent pas compte des interactions entre les atomes du soluté (qui n'est pas à dilution infinie).

■ A.4.3 Diffusion dans un bloc épais d'un élément dont la concentration est maintenue constante en surface

C'est le cas d'une opération qui permet d'introduire un élément d'alliage dans un métal (c'est la cémentation d'un acier avec apport de carbone par exemple – voir « La cémentation » au § 12.7.1).

Avec :

x = distance à l'intérieur du bloc,

t = temps compté à partir du début de la diffusion,

C_s = concentration constante de l'élément en surface,

D = coefficient de diffusion de l'élément de la couche dans le bloc,

$C(x, t)$ = concentration à la distance x au temps t ;

on a :

– si la concentration initiale dans le bloc est nulle,

$$C(x, t) = C_s \times \{1 - \operatorname{erf}[0,5 \times x \times (D \times t)^{-0,5}]\}$$

– si la concentration initiale dans le bloc est égale à C_0 ,

$$C(x, t) = C_s - (C_s - C_0) \times \operatorname{erf}[0,5 \times x \times (D \times t)^{-0,5}]\}$$

On peut illustrer ce résultat avec le tableau A4.4 qui suit et qui concerne la diffusion du carbone dans le fer à partir d'une atmosphère dans laquelle la teneur en carbone (sous forme de composé gazeux) est maintenue constante à C_s .

Tableau A4.4.

Diffusion du carbone dans le fer ($C_0 = 0 \%$)			
$C(x, t)/C_s$	après 10 h à 1 000 °C avec $C_s = 0,8 \%$		
	$x/t^{0,5}$ en 10^{-5}	X (mm)	C %
0,9436	5,91	0,11	0,75
0,8875	11,8	0,22	0,71
0,7773	23,6	0,45	0,62
0,6714	35,5	0,67	0,54
0,5716	47,3	0,90	0,46
0,4795	59,1	1,12	0,38

Tableau A4.4 (suite).

Diffusion du carbone dans le fer ($C_0 = 0 \%$)			
$C(x, t)/C_s$	après 10 h à 1 000 °C avec $C_s = 0,8 \%$		
	$x/t^{0,5}$ en 10^{-5}	X (mm)	$C \%$
0,3961	70,9	1,35	0,32
0,2888	88,6	1,68	0,23
0,1791	112,3	2,13	0,14
0,0897	141,8	2,7	0,07
0,0477	165,5	3,1	0,04
0,0047	236,4	4,5	< 0,01

On a adopté pour D_0 et Q des valeurs moyennes; les résultats obtenus peuvent, selon les valeurs retenues parmi celles publiées, différer de plus ou moins 30 %.

Ces résultats ne sont pas totalement conformes à l'expérience car ils ne décrivent pas exactement l'évolution de la teneur en carbone au plus près de la surface (autrement dit pour les plus faibles valeurs de x).

La comparaison des résultats du tableau A4.4 et de ceux du tableau A4.3 illustre le fait que, dans le même métal de base (le fer), la diffusion d'un élément en solution solide de substitution (le chrome) est beaucoup plus lente que celle d'un élément en solution solide d'insertion (le carbone). En effet, après 10 heures de maintien à 1 000 °C, le carbone a pénétré de plusieurs centaines de micromètres alors que le chrome n'a pénétré que de quelques micromètres (soit de l'ordre de 100 fois moins).

5 • LES ALLIAGES MÉTALLIQUES

L'étude du comportement mécanique des métaux a montré qu'il est, généralement, peu intéressant de les utiliser à l'état pur (leurs caractéristiques de résistance sont alors trop faibles) et qu'il convient notamment de leur ajouter des éléments étrangers pour provoquer un durcissement. Une telle addition conduit à la formation d'alliages.

5.1 Quelques définitions

La composition chimique globale d'un alliage est décrite à l'aide des proportions des différents éléments qui le constituent. On utilise les proportions massiques ou les proportions atomiques :

- proportion massique : rapport du poids d'un élément sur le poids total de l'alliage (généralement exprimé en %);
- proportion atomique : rapport du nombre d'atomes d'un élément sur le nombre total d'atomes constituant l'alliage (généralement exprimé en %).

L'état dans lequel se fait la solidification d'un alliage ainsi que l'état dans lequel il peut se présenter après solidification et refroidissement à la température ambiante doivent être connus du métallurgiste qui envisage son emploi comme matériau. Une première façon de décrire ces états consiste à considérer les conditions d'équilibre qui conduisent à des situations stables. Celles-ci sont rarement atteintes dans la pratique, mais il est très important de les connaître car elles définissent l'état vers lequel, dans les conditions considérées, l'alliage aura toujours tendance à évoluer. Ces conditions d'équilibre sont réalisées lorsque le refroidissement

est suffisamment lent pour qu'à chaque instant le développement du ou des phénomènes qui se produisent soit achevé de telle sorte qu'une remontée infinitésimale de la température entraîne une régression immédiate vers l'état antérieur.

Pour étudier ces états d'équilibre on part de l'état liquide (« fondu ») à haute température et on examine ce qui se passe quand on refroidit l'alliage jusqu'à la température ambiante et ceci dans les conditions d'équilibre décrites ci-dessus.

La quantité de métal (on dit qu'elle constitue un « système ») que l'on étudie ainsi est formée par le mélange de différents « constituants chimiques », c'est-à-dire de substances chimiquement définies. Parmi ces constituants chimiques on compte combien sont indispensables pour reconstituer le système (on dit que l'on dénombre les « constituants indépendants »); ainsi, un système dans lequel apparaissent trois constituants chimiques, l'aluminium Al, l'oxygène O et l'oxyde d'aluminium Al_2O_3 , peut être recréé à partir de deux constituants seulement (Al + O ou Al + Al_2O_3 ou Al_2O_3 + O) qui sont, de ce fait, dits indépendants. En général le nombre de constituants indépendants est égal au nombre de constituants chimiques diminué du nombre de réactions chimiques pouvant intervenir entre ces derniers (dans l'exemple choisi ici on a 3 constituants Al, Al_2O_3 , O_2 et 1 réaction : $2\text{Al} + 3/2 \text{O}_2 \leftrightarrow \text{Al}_2\text{O}_3$; le nombre de constituants indépendants est donc de $3 - 1 = 2$).

Un système tel que défini plus haut est constitué, à chaque instant, d'une ou plusieurs « phases », une phase étant une substance homogène dont les propriétés physiques et chimiques sont définies et identiques en tout point de l'espace qu'elle occupe. Le tableau 5.1 décrit quelques situations en terme de nombre de phases.

L'état d'un système peut varier (c'est-à-dire les phases qui le constituent peuvent changer de nature et/ou évoluer en proportion) quand on modifie les facteurs d'équilibre que sont la composition chimique, la pression et la température. On appelle « variables indépendantes » ces trois facteurs. En fait, lorsque l'on s'intéresse uniquement aux métaux on néglige la pression qui, dans la très grande majorité des cas n'a qu'une influence négligeable et on ne considère donc que la composition chimique et la température.

Tableau 5.1.

Système	Nombre de phases
Un gaz ou un mélange de plusieurs gaz	1 phase
Un liquide pur ou une solution d'un corps dans ce liquide	1 phase
n liquides non miscibles	n phases
Un mélange de cristaux et de liquide d'un même métal	2 phases
Un métal solide pur polycristallin	1 phase
Une solution solide	1 phase
Une solution solide contenant un précipité	2 phases

Les variations de l'état du système en fonction de ces variables indépendantes sont décrites par un « diagramme d'équilibre » si les évolutions sont étudiées dans les conditions d'équilibre. Lorsque l'alliage considéré (et donc le système étudié) est formé seulement à partir de deux constituants indépendants (l'alliage est dit « binaire »), le diagramme d'équilibre (lui-même dit aussi « binaire ») peut être considéré comme une carte de géographie (la teneur en éléments d'alliage remplace la longitude, la température remplace la latitude) qui définit, en fonction de la composition chimique et de la température, les limites (les frontières) des zones dans lesquelles existe une phase unique ou un mélange de phases.

Ici une règle fondamentale s'applique; la « Règle des phases » ou « Relation de GIBBS ».

5.2 La règle des phases

La règle des phases indique dans quelles conditions une ou plusieurs phases peuvent exister en équilibre dans un alliage donné. Pour ce faire, elle prend en compte :

- le nombre C de constituants indépendants;
- le nombre p de phases en présence;
- le nombre ν (dit variance) de variables indépendantes, ici d'une part la composition chimique des phases et leurs proportions et d'autre part la température, qui peuvent évoluer sans modifier l'équilibre. Elle s'écrit (en négligeant toujours l'influence de la pression) :

$$\nu = C + 1 - p$$

Tableau 5.2 – Métal pur (ce qui donne $C = 1$).

Nombre de phases p	Variance ν	Température T (1)	État
1	1	$T > T_f$	Alliage totalement liquide qui ne change pas quand la température varie
1	1	$T < T_f$	Alliage totalement solide qui ne change pas quand la température varie
2	0	$T = T_f$	Alliage en cours de solidification ou de fusion existe si la température reste constante
3	< 0		Ne peut pas exister

(1) T_f = température de fusion.

Dans les deux cas les plus simples :

- métal pur,
- alliage formé d'un métal et d'un autre élément (alliage dit « binaire »), les conséquences de cette loi peuvent s'exprimer simplement comme indiqué dans les tableaux 5.2 et 5.3.

Tableau 5.3 – Alliage binaire (ce qui donne $C = 2$).

Nombre de phases p	Variance v	Température T (1)	État
1	2	$T > T_l$	Alliage totalement liquide qui ne change pas quand la température varie
1	2	$T < T_s$	Alliage totalement solide sans précipité qui ne change pas quand la température varie
2	1	$T_s < T < T_l$	Alliage en cours de solidification ou de fusion les proportions varient avec T
2	1	$T < T_s$	Alliage solide contenant une phase précipitée les proportions varient avec T
3	0	$T = Cte$	(2)
4	< 0		Ne peut pas exister

(1) T_l = liquidus = température limite d'existence du solide à l'équilibre;

T_s = solidus = température limite d'existence du liquide à l'équilibre.

(2) Situation particulière qui sera examinée plus loin.

Nous allons maintenant nous intéresser aux alliages les plus simples, c'est-à-dire, aux alliages binaires (formés de deux constituants indépendants) en examinant les situations que l'on rencontre en pratique et surtout celles qui participent au durcissement. Nous dirons ensuite quelques mots des alliages ternaires (formés de trois constituants indépendants).

5.3 Les alliages binaires

Nous nous intéresserons ici aux situations les plus proches des réalités industrielles liées à l'utilisation des métaux. De ce fait, nous examinerons surtout les processus de transformation qui participent au durcissement des métaux et donc qui concernent les évolutions de l'état solide.

5.3.1 Les différents états d'un alliage binaire

Rappelons qu'un alliage binaire est formé par deux constituants indépendants M et A (un métal M et un élément d'alliage A) dont les solubilités réciproques peuvent conduire, à l'état solide, à diverses situations décrites dans le tableau 5.4.

Tableau 5.4 – Alliage binaire M + A à l'état totalement solide.

Solubilité	Constitution	V
Totale	1 phase : solution solide de A dans M ou solution solide de M dans A	2
Partielle	Si la teneur de l'alliage est inférieure à limite de solubilité 1 phase : solution solide de A dans M	2
	Si la teneur de l'alliage est supérieure à limite de solubilité 2 phases : solution solide saturée de A dans M et solution solide saturée de M dans A ou composé défini M_xA_y	1
Nulle	2 phases : M pur solide et A pur solide	1

La description qui vient d'être faite montre qu'à l'état totalement solide un alliage peut être constitué par 1 ou 2 phases. Son durcissement peut être alors dû :

- à un effet de solution solide agissant sur les solutions solides de A dans M;
- à la précipitation d'une deuxième phase (solution solide de M dans A ou composé défini).

Nous allons nous intéresser à ces cas en examinant tout particulièrement comment ils peuvent créer des situations susceptibles de conduire à un durcissement.

■ L'alliage binaire est constitué d'une seule phase

Deux situations correspondent à cet état. La phase unique peut être :

- une solution solide de A dans M si la teneur en A est inférieure à la limite de solubilité C_1 % de A dans M;
- une solution solide de M dans A si la teneur en M est inférieure à limite de solubilité C_2 % de M dans A.

La variance est égale à 2 (règle des phases). La composition de la phase unique ainsi que sa température peuvent varier sans que son état change. La phase considérée existe donc à différentes températures et sous différentes compositions.

■ L'alliage binaire est constitué de deux phases

Deux situations correspondent à cet état. L'alliage est constitué par une solution solide saturée à C_1 % de A dans M et par une deuxième phase qui peut être :

- soit une solution solide saturée de M dans A à C_2 % de A;
- soit un composé défini M_xA_y à C_2 % de A.

La variance est alors égale à 1 (règle des phases). Le système n'a plus qu'une variable indépendante; toute variation de la température induit une modification des proportions des phases et de leur composition. De sorte que :

- à une température donnée, la composition et la proportion des phases sont fixées et uniques;

– une composition donnée de 2 phases ne peut exister qu'à une seule température.

Si l'on considère alors l'état des deux phases à une température T en appelant :

p_1 le poids de la phase 1 qui contient A à la concentration C_1 ,

p_2 le poids de la phase 2 qui contient A à la concentration C_2 ,

P le poids total de l'alliage contenant A à la concentration moyenne C_m ;

on peut écrire que le poids total de l'élément A présent dans l'alliage est :

$$P_A = P \times C_m = (p_1 + p_2) C_m \text{ mais aussi } P_A = p_1 \times C_1 + p_2 \times C_2$$

et on peut écrire :

$$p_1 \times C_1 + p_2 \times C_2 = (p_1 + p_2) C_m$$

soit :

$$p_2 \times (C_2 - C_m) = p_1 \times (C_m - C_1) \quad [1]$$

égalité qui montre que $(C_1 - C_m)$ et $(C_m - C_2)$ doivent être de même signe (p_1 et p_2 ne pouvant être que positifs) et que l'on a donc :

– soit $(C_1 - C_m) > 0$ et $(C_m - C_2) > 0$ soit $C_1 > C_m$ et $C_m > C_2$ et donc :

$$C_2 < C_m < C_1$$

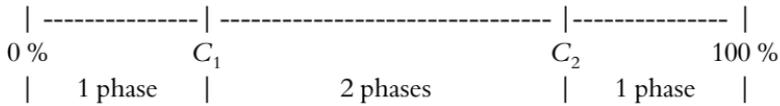
– soit $(C_1 - C_m) < 0$ et $(C_m - C_2) < 0$ soit $C_1 < C_m$ et $C_m < C_2$ et donc :

$$C_1 < C_m < C_2$$

Par rapport à la composition moyenne de l'alliage on constate donc qu'une des deux phases est moins riche et l'autre plus riche en élément d'alliage.

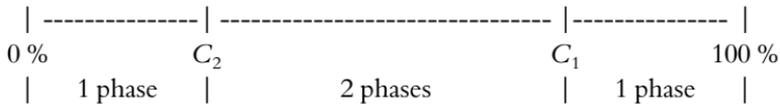
Ainsi donc un alliage binaire (A + M) pourra être constitué, à une température T donnée, par 2 phases de compositions C_1 et C_2 si la concentration moyenne C_m de l'alliage est comprise entre C_1 et C_2 ; par contre quand C_m est extérieur à ce domaine, l'alliage est monophasé (solution solide de l'un des deux éléments dans l'autre – voir § 3.1.1). On a :

échelle de concentration à T donnée



ou (ce qui est identique) :

échelle de concentration à T donnée



Par ailleurs on peut aussi écrire, à partir de [1] :

$$p_1/p_2 = (C_2 - C_m)/(C_m - C_1)$$

ou encore :

$$(p_1/p_2) + 1 = [(C_2 - C_m)/(C_m - C_1)] + 1$$

soit :

$$(p_1 + p_2)/p_2 = (C_2 - C_m + C_m - C_1)/(C_m - C_1)$$

soit encore :

$$p_2/P = (C_m - C_1)/(C_2 - C_1)$$

et on aurait aussi :

$$p_1/P = (C_2 - C_m)/(C_2 - C_1)$$

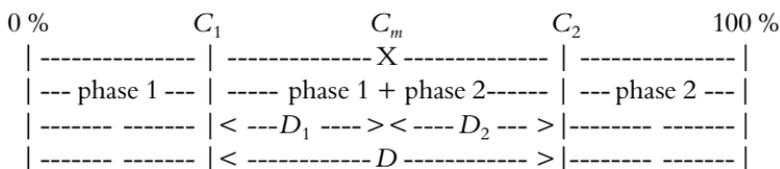
en notant que :

– p_1/P est le rapport de p_1 , poids de la phase 1, à la masse totale P de l'alliage ; c'est donc la proportion présente de phase 1 ;

– p_2/P est le rapport de p_2 , poids de la phase 2, à la masse totale P de l'alliage ; c'est donc la proportion présente de phase 2.

Ainsi à une température à laquelle existent les deux phases, leurs proportions relatives s'expriment comme suit :

échelle de concentration à T donnée



avec :

$$D_1 = C_m - C_1 \quad \text{et} \quad D_2 = C_2 - C_m$$

Dans l'alliage à concentration C_m , à la température considérée :

- la proportion de phase 1 à concentration C_1 est égale à D_2/D ;
- la proportion de phase 2 à concentration C_2 est égale à D_1/D .

C'est la règle des segments inverses ou règle des moments applicable aussi à l'état liquide et aux états mixtes liquide + solide.

5.3.2 Les diagrammes d'équilibre des alliages binaires

Nous allons nous intéresser aux principaux types de diagrammes d'équilibre d'alliages binaires qui correspondent aux alliages industriels pour expliquer leur lecture en partant tout d'abord de l'état liquide (donc de hautes températures) pour venir jusqu'à la température ambiante et ensuite, en sens inverse en partant de la température ambiante pour aller jusqu'à la fusion. Nous admettons (ce qui est très généralement le cas avec les alliages industriels) qu'à l'état liquide la solubilité de A dans M est totale (il en est de même alors pour M dans A), et nous allons examiner ce qui se passe lorsque la solubilité (de A dans M), à l'état solide, est :

- totale;
- partielle;
- nulle.

■ Alliages avec solubilité totale à l'état solide

Notons tout d'abord que cette situation exige (règles de HUME-ROTHERY) que M et A aient :

- le même système cristallin;

- la même valence;
- des rayons atomiques voisins (différant de moins de 15 %).

On peut citer comme exemples : Cu/Ni, Fe/Mn, Cu/Pt, Cu/Pd, Ag/Au, Pt/Rh, Bi/Sb, Ag/Pd, Cb/W, Mo/V.

Transformations au refroidissement

Rappelons que :

- pour le métal M pur, le passage de l'état liquide à l'état solide (2 phases mais $C = 1$ ce qui donne $\nu = 0$) se fait à la température constante de solidification de M soit T_M (figure 5.1a);
- pour l'élément A pur, le passage de l'état liquide à l'état solide (2 phases mais $C = 1$ ce qui donne $\nu = 0$) se fait à la température constante de solidification de A soit T_A (figure 5.1a).

Pendant qu'un alliage M + A de composition donnée passe de l'état liquide à l'état solide (figure 5.1a), il comporte 2 phases en présence (la phase liquide qui disparaît peu à peu, la phase solide qui se forme); sa variance est alors égale à 1 c'est-à-dire qu'à une température donnée les compositions et les proportions des 2 phases sont définies mais qu'elles évoluent quand la température change (la proportion de phase solide augmente et celle de la phase liquide diminue quand la température baisse; la solidification progresse).

Ainsi donc, les différents états d'équilibre de cet alliage sont :

- à température supérieure à la limite T_1 l'alliage est constitué par une seule phase liquide ($\nu = 2$);
- à T_1 la solidification commence au cours du refroidissement;
- à température comprise entre T_1 et T_s , l'alliage est biphasé : 1 phase liquide et 1 phase solide ($\nu = 1$); la solidification progresse avec le refroidissement;
- à T_s la solidification s'achève au cours du refroidissement;
- à température inférieure à la limite T_s l'alliage est constitué par une seule phase solide, la solution solide de A dans M (ou de M dans A) ($\nu = 2$).

En faisant varier les proportions de l'alliage, on décrit un diagramme d'équilibre de solidification dit « en fuseau » (figure 5.1b).

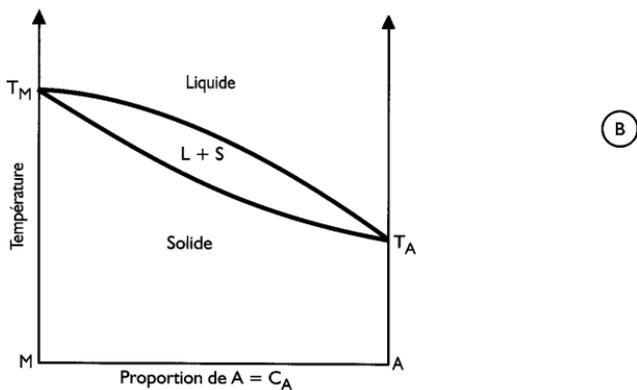
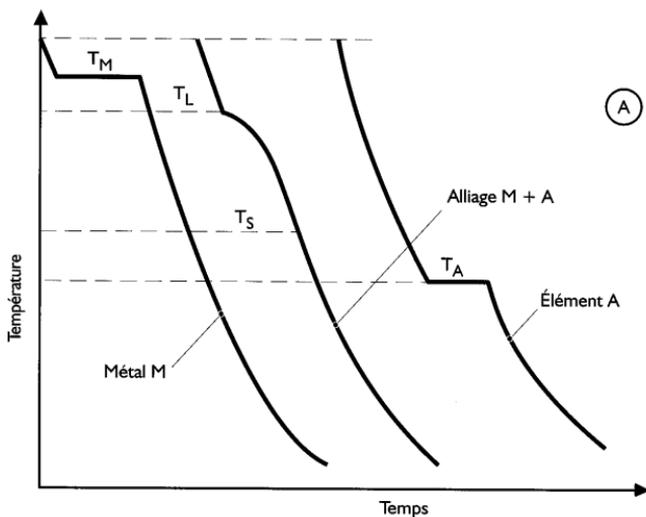


Figure 5.1 – Solidification d'un alliage M + A.

Voyons (figure 5.2) comment, dans ces conditions, se fait le passage d'un alliage, à la concentration C_m , de l'état liquide à l'état solide au cours du refroidissement :

- quand $T = T_1$ la solidification commence; les premiers germes solides apparaissent. Comme on l'a vu au § 3.1.2, ils ont une composition différente de celle de l'alliage de base (avec modification concomitante de la composition de la phase liquide); ils sont enrichis en l'élément le moins fusible (ce qui leur permet d'être stables). L'horizontale tracée au niveau de T_1 montre qu'ils ont ici la composition C_d c'est-à-dire qu'ils sont plus riches en A que l'alliage de départ (A est ici moins fusible que M);
- quand $T_1 < T < T_s$, l'horizontale tracée au niveau de T montre que le liquide s'est appauvri en A ($C_l < C_m$) et la phase solide s'est enrichie en M ($C_s < C_d$ – la proportion de A a diminué et la proportion de M a donc augmenté); elle se rapproche de la composition moyenne de l'alliage

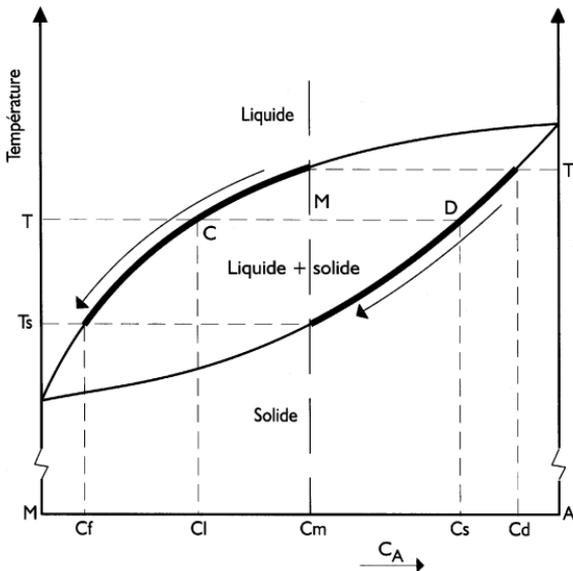


Figure 5.2 – Solidification d'un alliage M + B avec solubilité totale.

(à chaque instant la diffusion assure son homogénéisation complète – ceci correspond à la définition des conditions d'équilibre). À cette température T la règle des segments inverses permet d'écrire :

- proportion de liquide = MD/CD ,
- proportion de phase solide = CM/CD ;

– quand $T = T_s$ les dernières fractions de liquide se solidifient; elles ont la composition C_f , c'est-à-dire qu'elles sont plus pauvres en A que l'alliage initial. Par contre, la composition finale de la phase solide (homogénéisée par la diffusion qui est supposée totale) devient celle de l'alliage initial.

La courbe qui décrit l'évolution de T_l avec la composition est dite « liquidus »; elle limite vers le haut le domaine d'existence de la phase solide.

La courbe qui décrit l'évolution de T_s avec la composition est dite « solidus »; elle limite vers le bas le domaine d'existence de la phase liquide.

Il faut rappeler que le processus de solidification procède par germination des grains suivie de la croissance de ceux-ci. Ici il apparaît une phase solide unique dont les germes sont de très petits cristaux formés selon le système cristallin d'équilibre du métal à la température du liquidus. La croissance de tels petits cristaux se fait selon des directions préférentielles qui correspondent aux axes du système cristallin; ainsi un cristal cubique pourra croître selon les trois directions de ses arêtes et un cristal hexagonal selon les quatre directions associées à ses quatre axes. La croissance débute généralement selon la direction la plus voisine de celle dans laquelle s'écoule la chaleur mais, par la suite un cristal ainsi formé peut croître selon ses deux (structures cubiques) ou trois (structure hexagonale) autres directions préférentielles. Le cristal se ramifie ainsi et prend la forme de ces cristaux particuliers que l'on nomme « dendrites » (figure 5.3). La croissance de ces cristaux s'arrête quand ils arrivent au contact des autres cristaux en cours, eux aussi, de croissance.

Après achèvement de la solidification, un phénomène particulier peut apparaître avec certains systèmes binaires dans lesquels, aux températures auxquelles la solidification s'achève, l'élément A est totalement soluble dans le métal M alors qu'à des températures plus basses les solubilités réciproques de A dans M et de M dans A cessent d'être totales. Ces solubilités diminuent et deux courbes traduisant les nouvelles limites de solubilité apparaissent (figure 5.4). Ces deux courbes se rejoignent à la

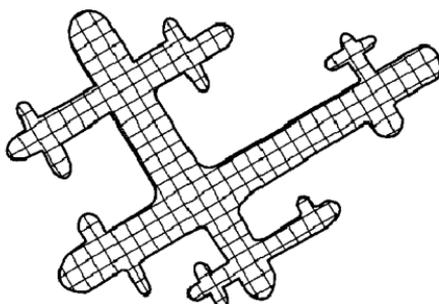


Figure 5.3 – Schéma d'une dendrite.

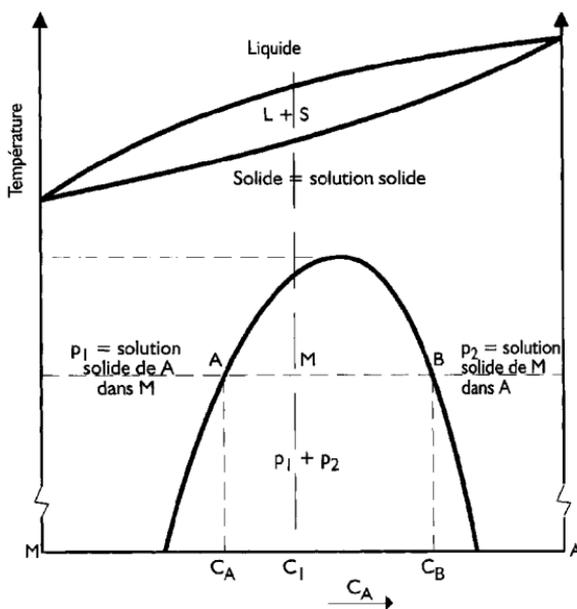


Figure 5.4 – Diagramme d'équilibre avec solubilité partielle à basse température.

température au-dessus de laquelle les solubilités sont totales en un point correspondant à une concentration moyenne. Sous forme de deux branches descendantes, elles constituent à elles deux une courbe en cloche à l'intérieur de laquelle se trouve le domaine mixte d'existence simultanée d'une phase solide p_1 constituée de M saturé en A et d'une phase solide p_2 constituée de A saturé en M. De part et d'autre de cette zone on trouve :

- du côté de M, la phase solide p_1 constituée de A en solution dans M;
- du côté de A, la phase solide p_2 constituée de M en solution dans A.

Les solubilités de A dans M et de M dans A diminuent mais ne deviennent généralement pas nulles de telle sorte que la courbe en cloche ne rejoint pas les axes d'ordonnées.

Ainsi un alliage de composition C_1 (figure 5.4) est formé, au-dessus de T_d , d'une solution solide unique de A dans M (phase p_1). En dessous de cette température, la précipitation de la phase p_2 (A saturé en M) se développe avec l'abaissement de la température et à une température T on aura :

- proportion de phase p_1 (M saturé en A à CA) = MB/AB;
- proportion de phase p_2 (A saturé en M à CB) = AM/AB.

Ainsi apparaît une précipitation d'une phase au sein d'une phase sursaturée.

Un cas particulier de cette évolution de la solubilité à l'état solide apparaît lorsque les deux constituants M et A forment une solution solide ordonnée (solution solide de substitution dans laquelle les atomes de soluté sont régulièrement répartis parmi les atomes de solvant) dont la composition varie dans un certain intervalle autour de la composition correspondant au sommet de la courbe en cloche. Le domaine de stabilité de la solution solide ordonnée se situe alors au-dessous de ce sommet et il est bordé de part et d'autre de domaines mixtes « solution solide ordonnée + phase p_1 (ou p_2) » (la figure 5.5 donne un exemple d'une telle situation dans le cas du diagramme Fe/Cr : la solution solide ordonnée qui apparaît au-dessous de 821 °C correspond à la formule CrFe).

Transformations au chauffage

Au chauffage le diagramme montre qu'à T_s , dans un alliage de concentration C_m apparaîtront les premières gouttes de liquide qui auront la com-

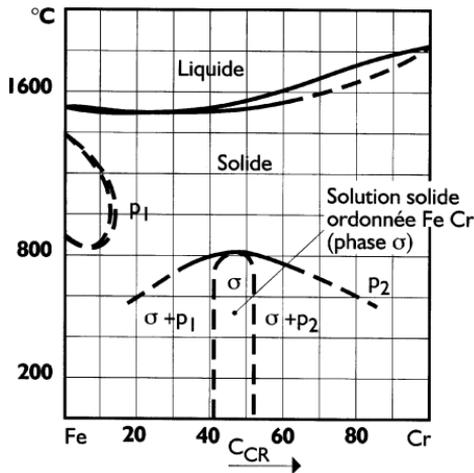


Figure 5.5 – Diagramme d'équilibre Fe/Cr.

position (figure 5.2) C_f et seront donc plus pauvres en A que l'alliage initial (parce que M est plus fusible que A). Entre T_s et T_1 la quantité de liquide croît (MD/CD augmente) et sa composition moyenne se rapproche progressivement de celle de l'alliage initial. Pendant cette évolution, la composition de la phase solide varie aussi; elle s'enrichit en A (selon la courbe entre C_m et C_d) et est, à chaque instant, totalement homogénéisée par la diffusion. À $T = T_1$ les dernières traces de phase solide (qui ont atteint la composition C_d) disparaissent et le liquide homogénéisé a la composition C_m de l'alliage initial.

■ Alliage avec solubilité partielle à l'état solide

La particularité de ces alliages vient du fait que, généralement, la solidification débute selon un diagramme en fuseau (figure 5.6a) et peut se poursuivre, avec apparition d'une seule phase solide p_1 ($\nu = 1$), jusqu'au moment où :

- soit la solidification est terminée et l'alliage est alors solide et constitué uniquement d'une phase solide et on est ramené à la situation évoquée au paragraphe précédent;

- soit la solidification n'est pas terminée mais :
 - la composition moyenne de la phase solide p_1 atteint la limite de solubilité (C_1) de A dans M,
 - éventuellement la phase liquide atteint aussi la limite de solubilité (C_2) de A dans le liquide.

Pour que la solidification puisse se poursuivre, il faut qu'apparaisse une nouvelle phase p_2 plus riche en A que l'alliage initial (puisque la première phase solide est ici moins riche en A que l'alliage initial), ce qui porte le nombre des phases présentes à 3; la variance est nulle et la solidification doit donc se poursuivre à température constante. Cette nouvelle phase peut apparaître au cours de deux réactions différentes :

- une réaction dite péritectique qui se développe à partir de l'instant où la composition moyenne de la phase solide p_1 atteint la limite de solubilité (C_1) de A dans M;
- une réaction dite eutectique qui se développe à partir de l'instant où, non seulement, la composition moyenne de la phase solide p_1 atteint la limite de solubilité (C_1) de A dans M mais aussi la phase liquide atteint la limite de solubilité (C_2) de A dans le liquide.

□ Cas d'une réaction péritectique

Suite des transformations au refroidissement

À T_p (figure 5.6b) on a :

- présence de la phase p_1 formée à température supérieure à T_p et saturée (à la concentration C_1);
- développement de la réaction péritectique qui s'écrit :



la phase p_1 étant plus pauvre en A que l'alliage de départ (la phase p_1 est à la concentration C_1), la phase p_2 ayant une concentration comprise entre celle de la phase p_1 (C_1) et celle du liquide (C_2), soit ici C_p .

Il apparaît ainsi, à la température T_p à laquelle se développe la réaction péritectique, une composition particulière C_p pour laquelle, à température constante, tout le liquide (à concentration C_2) présent dans la proportion :

$$S_1P/S_1S_2 = (C_p - C_1)/(C_2 - C_1)$$

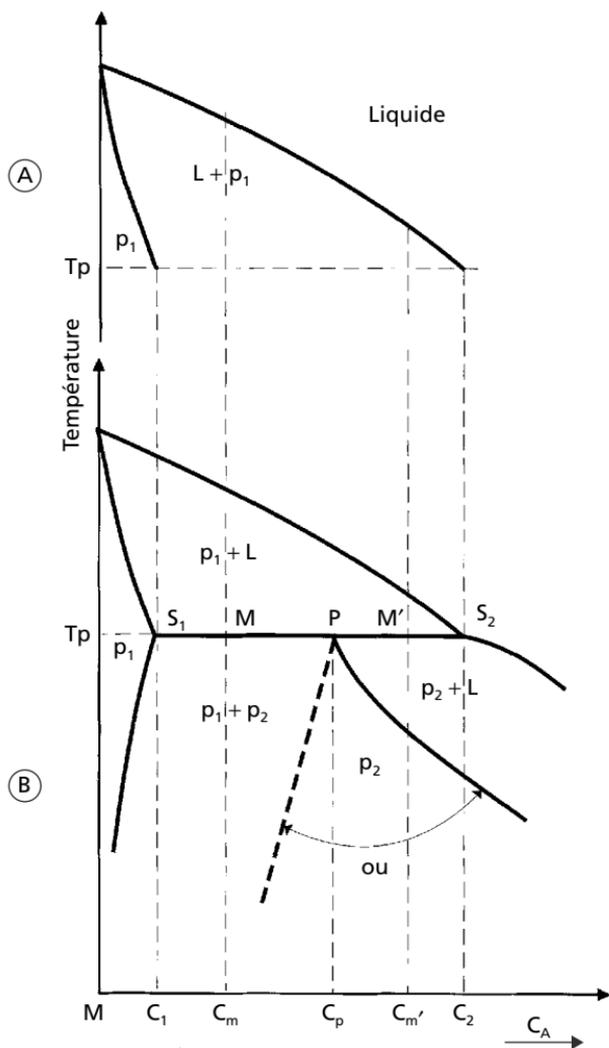


Figure 5.6 – Diagramme d'équilibre à péritectique.

et toute la phase 1 (à concentration C_1) présente dans la proportion :

$$PS_2/S_1S_2 = (C_2 - C_p)/(C_2 - C_1)$$

réagissent et disparaissent en ne laissant subsister que des cristaux solides de phase p_2 à concentration C_p .

Cette réaction péritectique fait disparaître les cristaux de phase p_1 et le liquide pour faire apparaître les cristaux de phase p_2 : elle ne peut donc se faire qu'à l'interface entre la phase p_1 et le liquide. La phase p_2 se forme autour de chaque cristal de phase p_1 en s'interposant donc entre lui et le liquide. La poursuite de la disparition de la phase p_1 exige de ce fait que la réaction péritectique se poursuive à travers la phase p_2 (solide) par diffusion de l'élément A du liquide vers la phase 1 et du métal M de la phase p_1 vers le liquide. Ces processus font intervenir la diffusion à l'état solide ; la réaction péritectique sera donc très lente et, lors de son déroulement, le respect des conditions d'équilibre exigera un ralentissement très important du refroidissement.

Aux températures peu inférieures à T_p l'alliage de composition C_p est totalement solide et constitué de la seule phase p_2 .

Si l'alliage a une composition différente de C_p il faut distinguer plusieurs cas :

- $C < C_1$: la solidification se déroule totalement dans le domaine « liquide + phase p_1 » ; le solide formé est constitué de phase p_1 ;
- $C_1 < C_m < C_p$: la solidification débute dans le domaine « liquide + phase p_1 » jusqu'à la température T_p . Le solide est alors constitué par la phase p_1 de composition C_1 et le liquide a la composition C_2 . Les proportions de ces deux constituants sont alors :

$$\text{Proportion de liquide} = S_1M/S_1S_2 = (C_m - C_1)/(C_2 - C_1)$$

$$\text{Proportion de phase } p_1 = MS_2/S_1S_2 = (C_2 - C_m)/(C_2 - C_1)$$

À la température T_p la transformation péritectique se déroule :

Liquide (à composition C_2) + phase $p_1 \Rightarrow$ phase p_2 (à composition C_p)

Les proportions des phases qui réagissent ainsi sont :

$$S_1P/S_1S_2 \text{ de liquide} + PS_2/S_1S_2 \text{ de phase } p_1$$

mais :

$$S_1M/S_1S_2 < S_1P/S_1S_2; \text{ il n'y a pas assez de liquide}$$

et :

$$MS_2/S_1S_2 > PS_2/S_1S_2; \text{ il y a trop de phase } p_1$$

La réaction va donc s'arrêter quand le liquide, qui est en quantité insuffisante, sera épuisé : il restera alors des grains de phase p_1 non transformés. Le produit de la solidification est donc un mélange de phase p_1 et de phase p_2 dans les proportions :

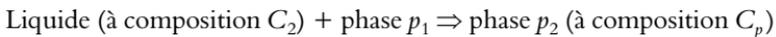
$$\text{phase } p_1 = MP/S_1P \quad \text{et} \quad \text{phase } p_2 = S_1M/S_1P$$

– $C_p < C_m' < C_2$: la solidification débute toujours dans le domaine « liquide + phase p_1 » jusqu'à la température T_p . Le solide est alors constitué par la phase p_1 de composition C_1 et le liquide a la composition C_2 . Les proportions de ces deux constituants sont alors :

$$\text{liquide} = S_1M'/S_1S_2$$

$$\text{phase } p_1 = M'S_2/S_1S_2$$

À la température T_e la transformation péritectique se déroule :



Les proportions des phases qui réagissent ainsi sont toujours :

$$S_1P/S_1S_2 \text{ de liquide} + PS_2/S_1S_2 \text{ de phase } p_1$$

mais :

$$S_1M'/S_1S_2 > S_1P/S_1S_2 \rightarrow \text{il y a trop de liquide}$$

$$M'S_2/S_1S_2 < PS_2/S_1S_2 \rightarrow \text{il n'y a pas assez de phase } p_1$$

La réaction va donc s'arrêter quand la phase p_1 , qui est en quantité insuffisante, aura disparu. La proportion de phase p_2 formée est alors $M'S_2/PS_2$ et il subsiste du liquide en proportion = PM'/PS_2 .

La solidification n'est pas terminée; elle s'achève à des températures inférieures à T_p selon divers schémas :

- fuseau simple,
- péritectique(s) simple ou multiple,
- combinaisons diverses comme péritectique puis eutectique.

Il est fréquent qu'après la fin de la solidification, la solubilité (de A dans M), qui était partielle à la fin de la solidification, diminue encore au cours du refroidissement. On constate alors que la solution solide de A dans M, et éventuellement la solution solide de M dans A, se désature sans qu'il apparaisse une nouvelle phase :

- la sursaturation de la solution solide de A dans M (trop de A) provoque une formation supplémentaire (et donc une précipitation) de l'autre phase riche en A (solution solide de M dans A ou composé défini);
- l'éventuelle sursaturation de la solution solide de M dans A (trop de M) provoque une formation supplémentaire (et donc une précipitation) de la solution solide de A dans M (qui est riche en M).

Transformations au chauffage

Le chauffage jusqu'à T_p d'un alliage à concentration C conduira à différents états selon la concentration de l'alliage (figure 5.6).

- Si $C < C_1$: phase p_1 unique.
- Si $C_1 > C_m > C_p$: phase p_1 (à concentration C_1) + phase p_2 (à concentration C_p) dans les proportions :

phase p_1 : MP/S₁P

phase p_2 : S₁M/S₁P

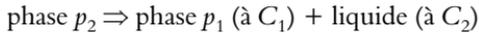
- Si $C = C_p$: phase p_2 (à concentration C_p).
- Si $C_p < C_m' < C_2$: phase p_2 (à concentration C_p) + liquide (à concentration C_2) dans les proportions :

phase p_2 : M'S₂/PS₂

liquide : PM'/PS₂

– Si $C > C_2$: liquide unique (à concentration C) formé à température inférieure à T_p à travers le fuseau « phase p_2 + liquide ».

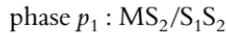
À la température T_p , la réaction péritectique se déroule alors, n'intéressant que la phase 2 :



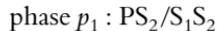
Juste au-dessus de T_p on aura :

– si $C < C_1$: phase p_1 unique,

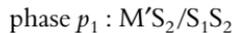
– si $C_1 < C_m < C_p$: phase p_1 et liquide (à concentration C_2) dans les proportions (figure 5.6)



– si $C = C_p$: phase p_1 (à concentration C_1) et liquide (à concentration C_2) dans les proportions :



– si $C_p < C_m' < C_2$: phase p_1 (à concentration C_1) et liquide (à concentration C_2), les deux phases étant présentes dans les proportions :



ce liquide provenant d'une part du début de la fusion partielle à température inférieure à T_p (pour PM'/PS_2) et d'autre part de la transformation péritectique [pour $(PM'/PS_2) \times (PS_2/S_1P)$];

– si $C > C_2$: liquide unique à concentration C .

Au-dessus de T_p et dans les cas où des grains de phase p_1 existent encore, la fusion se poursuit selon le schéma d'un diagramme en fuseau.

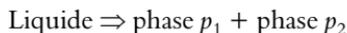
Les alliages binaires dont la solidification en conditions d'équilibre se fait dans les conditions qui viennent d'être décrites sont nombreux.

□ Cas d'une réaction eutectique

Suite des transformations au refroidissement

À T_e (figure 5.7a) on a :

- présence de la phase p_1 formée à température supérieure à T_e ;
- développement de la réaction eutectique qui va épuiser le liquide (qui est à la concentration C_e) :

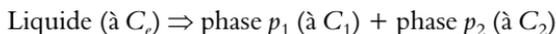


la phase p_1 étant plus pauvre en A que l'alliage de départ (la phase p_1 est à la concentration C_1),

la phase p_2 étant plus riche en A que l'alliage de départ (la phase p_2 est à la concentration limite C_2).

Du côté des alliages de M dans A la situation est identique et le diagramme avec eutectique se construit comme indiqué à la figure 5.7b.

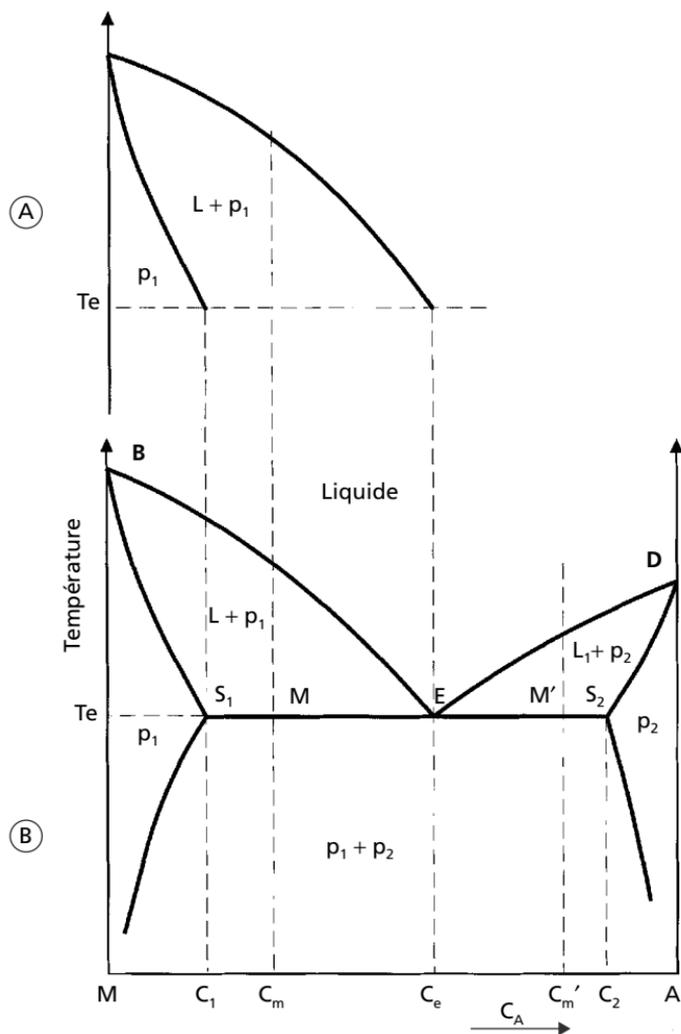
Il apparaît à la température à laquelle se développe la réaction eutectique T_e , une composition particulière C_e pour laquelle la solidification se développe à température constante selon la réaction :



Cette réaction eutectique donne naissance, au sein du liquide, à deux types de cristaux différents :

- les cristaux de phase p_1 (à la concentration C_1) qui pour germer et croître doivent, dans le volume de liquide où ils se forment, fixer tous les atomes de métal M, mais rejeter une partie des atomes l'élément A;
- les cristaux de phase p_2 (à la concentration C_2) qui pour germer et croître doivent, dans le volume de liquide où ils se forment, fixer tous les atomes de l'élément A mais rejeter une partie des atomes de métal M.

Au voisinage des cristaux de phase p_1 en formation, le liquide devrait être sursaturé en élément A et au voisinage des cristaux de phase p_2 en formation, le liquide devrait être sursaturé en métal M. Or le liquide ne peut avoir à T_e que la composition C_e . À l'équilibre, la formation d'un grain de phase p_1 va donc engendrer, à sa périphérie, la germination de grains de phase p_2 pour fixer l'excès de A et la formation d'un grain de phase p_2 va, pour sa part, provoquer la germination dans son voisinage de grains de



phase p_1 pour fixer l'excès de M. La croissance des grains de phase p_1 est gênée par la présence, dans le liquide proche, d'un excès d'élément A et celle des grains de phase p_2 l'est par l'excès de métal M. Le résultat final de la solidification est une juxtaposition de fins cristaux des deux phases p_1 et p_2 en un agrégat dit ici « agrégat eutectique ».

Juste au-dessous de T_e l'alliage n'est constitué que des deux phases solides p_1 et p_2 présentes dans les proportions suivantes :

- pour la phase p_1 : ES_2/S_1S_2 ;
- pour la phase p_2 : S_1E/S_1S_2 .

Si l'alliage a une composition différente de C_e il faut distinguer plusieurs cas (figure 5.7b) :

- $C < C_1$ (ou $C > C_2$) : la solidification se déroule totalement dans le domaine « liquide + phase p_1 » (ou liquide + phase p_2); le solide formé n'est constitué que de phase p_1 (ou p_2);
- $C_1 < C_m < C_e$ (ou $C_e < C_m' < C_2$); la solidification débute dans le domaine « liquide + phase p_1 » (ou liquide + phase p_2) jusqu'à l'arrivée à la température T_e . L'alliage est alors constitué par la phase p_1 (ou p_2) de composition C_1 (ou C_2) et le liquide à la composition C_e . Les proportions de ces deux constituants sont alors :

$$\text{proportion de phase } p_1 = ME/S_1E$$

$$\text{proportion de liquide} = S_1M/S_1E$$

ou :

$$\text{proportion de phase } p_2 = EM'/ES_2$$

$$\text{proportion de liquide} = M'S_2/ES_2$$

La transformation eutectique se déroule alors à la température T_e :

$$\text{Liquide à concentration } C_e \Rightarrow \text{phase } p_1 + \text{phase } p_2$$

les phases p_1 et p_2 constituant l'eutectique toujours dans les proportions :

$$\text{proportion de phase } p_1 = ES_2/S_1S_2$$

$$\text{proportion de phase } p_2 = S_1E/S_1S_2$$

Juste au-dessous de T_e l'alliage est donc constitué :

- de phase p_1 pro-eutectique dans la proportion ME/S_1E (ou de phase p_2 pro-eutectique dans la proportion EM'/ES_2)

et :

- d'eutectique dans la proportion S_1M/S_1E (ou $M'S_2/ES_2$)
- ou, exprimé en quantité des différentes phases :
- de phase p_1 en proportion MS_2/S_1S_2 (ou de phase p_2 en proportion S_1M'/S_1S_2),
 - de phase p_2 en proportion S_1M/S_1S_2 (ou de phase p_1 en proportion $M'S_2/S_1S_2$).

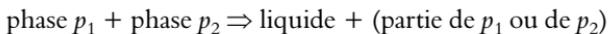
Ces deux descriptions ne sont pas équivalentes, quoiqu'il en paraisse, car la première distingue les constituants pro-eutectiques des constituants eutectoïdes, ces derniers étant toujours plus fins que les premiers.

Il est fréquent qu'après la fin de la solidification la solubilité (de A dans M), qui était partielle à la fin de la solidification, diminue encore au cours du refroidissement. On constate alors que la solution solide de A dans M, et éventuellement la solution solide de M dans A, se désature sans qu'il apparaisse une nouvelle phase :

- la sursaturation de la solution solide de A dans M (trop de A) provoque une formation supplémentaire (et donc une précipitation) de l'autre phase riche en A (solution solide de M dans A ou composé défini);
- l'éventuelle sursaturation de la solution solide de M dans A (trop de M) provoque une formation supplémentaire (et donc une précipitation) de la solution solide de A dans M (qui est riche en M).

Transformations au chauffage

Au chauffage, à l'arrivée à la température T_e la réaction eutectique se déroule en intéressant tout ou partie des phases 1 et 2 :



Si l'alliage a la composition C_e la réaction consomme toute la phase p_1 et toute la phase p_2 pour donner, à T_e , uniquement du liquide.

Si l'alliage a une composition comprise entre S_1 et E (ou entre E et S_2), la réaction eutectique consomme toute la phase p_2 (ou toute la phase p_1)

pour donner un liquide de composition C_e , alors qu'il subsiste une part ME/S₁E de phase p_1 à l'état solide (figure 5.7b) (ou une part EM'/ES₂ de phase p_2 solide). Cette phase solide se dissout ensuite dans la phase liquide entre T_e et une température limite supérieure définie par la courbe S_ME (ou S_M'E). Dans cet intervalle la composition du liquide évolue depuis C_e jusqu'à C_m (ou C_m').

Si l'alliage a une composition comprise entre 0 et C_1 (ou entre C_2 et 1), la fusion commence à la température définie par la courbe S₁S_M (ou S₂S_A) et s'achève à la température définie par la courbe ES_M (ou ES_A); le liquide dont les premières fractions étaient riches en A (ou en M) s'appauvrit petit à petit pour atteindre à la fin de la fusion la composition moyenne de l'alliage.

Les alliages binaires dont la solidification en conditions d'équilibre se fait dans les conditions qui viennent d'être décrites sont très nombreux.

■ Solidification avec solubilité nulle à l'état solide

Ces conditions sont voisines de celles précédemment examinées mais la solubilité nulle à l'état solide supprime la possibilité d'existence :

- d'une ou deux solution(s) solide(s);
- d'une réaction péritectique car celle-ci supposerait la formation d'une phase p_2 à concentration comprise entre $S_1 = 0$ et S_2 ce qui sous-entendrait la possibilité de dissoudre A dans M.

Ainsi, le diagramme dans ce cas comportera un eutectique et l'alliage pourra se présenter sous quatre états :

- une seule phase liquide $\rightarrow \nu = 2$;
- une phase liquide et une phase solide (un métal pur) $\rightarrow \nu = 1$;
- une phase liquide et deux phases solides (les deux métaux purs) $\rightarrow \nu = 0$ (transformation eutectique à température constante);
- deux phases solides (les deux métaux purs) $\rightarrow \nu = 1$.

Les conditions de solidification sont identiques à celles d'un alliage à eutectique décrites au paragraphe précédent. Il faut d'ailleurs noter que des études fines ont montré que, généralement, la solubilité à l'état solide n'est pas totalement nulle et que l'on se retrouve donc bien dans ce cas.

■ Formation d'un composé défini

Le métal M et l'élément A peuvent former un composé défini de formule A_xM_y . Si ce composé défini fond sans se décomposer, le diagramme d'équilibre présente alors un liquidus avec un maximum relatif pour la composition correspondante. En ce point le solidus est confondu avec le liquidus puisqu'un composé défini fond à une température constante. Le diagramme d'équilibre du système M + A peut être alors décomposé en deux « sous-diagrammes », l'un décrivant le diagramme d'équilibre M/ A_xM_y l'autre le diagramme d'équilibre A_xM_y /A.

■ Changement de structure cristalline d'un métal formant l'alliage

Lorsqu'un métal M constitutif d'un alliage subit une transformation allotropique (voir § 1.4) lors des variations de température comme cela est le cas, par exemple, pour le cobalt, le fer et le titane, le changement correspondant d'état cristallin se fait uniquement au sein des cristaux de l'alliage qui sont constitués par la solution solide de l'élément d'alliage A dans le métal M.

Il apparaît alors une nouvelle phase qui est une solution solide de A dans le métal M' cristallisé selon sa nouvelle structure. Deux situations peuvent alors se manifester :

- si la solubilité de A dans cette nouvelle phase est suffisante, la transformation peut se poursuivre jusqu'à disparition de la solution solide de A dans M. Le nombre de phases ne dépassant pas 2 la transformation se déroule dans un intervalle de température et le domaine de transformation (domaine de coexistence des deux solutions solides) prend la forme d'un fuseau;
- si la solubilité de A dans cette nouvelle phase est insuffisante une phase riche en A doit précipiter (sous forme de solution solide de M dans A ou de composé défini A_xM_y une de ces 2 phases pouvant déjà exister au sein de l'alliage si celui-ci a subi une transformation eutectique ou péritectique). Le processus commence par la formation de grains de solution solide de A dans M' (avec une teneur inférieure à celle de l'alliage) avec rejet de l'excédent de A dans la solution solide de A dans M et ceci jusqu'à ce que cette dernière phase soit saturée. Dans les zones en voie de transformation, une nouvelle phase riche en A doit alors commen-

cer à précipiter; il apparaît donc une troisième phase et la transformation doit se poursuivre à température constante ($\nu = 0$) jusqu'à disparition totale de la solution solide de A dans M. Globalement la transformation s'inscrit dans un diagramme qui est généralement un diagramme à eutectoïde (le processus est identique à celui d'une transformation eutectique – voir plus haut, « Cas d'une réaction eutectique » – mais l'état initial est totalement solide d'où le suffixe « oïde » en lieu et place de « ique ») et parfois un diagramme à péritectoïde (le processus est identique à celui d'une transformation péritectique – voir plus haut, « Cas d'une réaction péritectique » – mais l'état initial est totalement solide d'où le suffixe oïde en lieu et place de ique).

Après achèvement de la transformation, le retour à la température ambiante peut engendrer une nouvelle baisse de la solubilité et provoquer donc une précipitation supplémentaire sous des formes déjà présentes.

■ Règles de lecture des diagrammes binaires

Édictées à l'origine par PORTEVIN, les règles suivantes facilitent la lecture des diagrammes d'équilibre binaires :

- un domaine ne peut être occupé que par une phase (et c'est alors une solution solide ou un liquide) ou deux phases;
- un domaine dont le contour comporte un segment horizontal est occupé par deux phases;
- une ligne oblique sépare un domaine à une phase d'un domaine à deux phases : autrement dit, lors du franchissement d'une ligne oblique le nombre de phases varie de 1 unité (en plus ou en moins);
- une ligne horizontale définit le « domaine » (réduit à un segment de droite à température constante) de coexistence de trois phases. Les domaines à deux phases qui lui sont adjacents sont occupés par deux de ces trois phases; il ne peut apparaître que trois domaines de ce type :

phase 1 + phase 2

ou phase 2 + phase 3

ou phase 1 + phase 3

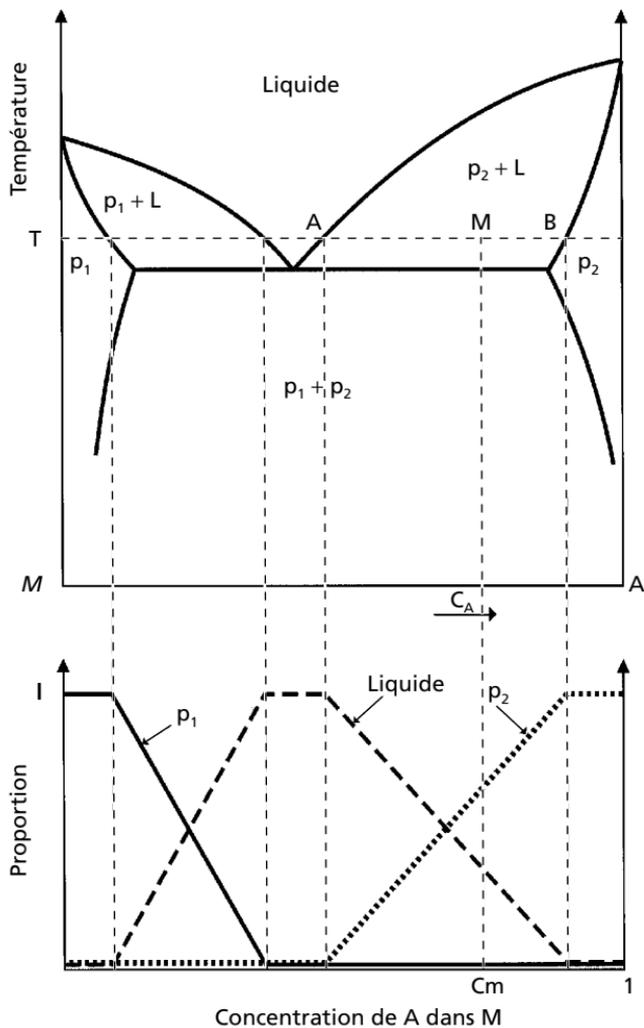


Figure 5.8 – Tracé d'un diagramme isotherme à T d'un alliage binaire à eutectique.
Exemple : à C_m proportion de liquide à $T = MB/AB$ – Proportion de p_2 à $T = AM/AB$.

■ Moyens d'exploitation des diagrammes binaires

À partir d'un diagramme d'équilibre binaire on peut tracer deux types de diagrammes décrivant la constitution des alliages :

– le diagramme isotherme de constitution.

À une température donnée, l'application de la règle des segments inverses aux différentes compositions permet de décrire, à la température considérée, les variations de la constitution des alliages en fonction de leur composition. La figure 5.8 donne un exemple d'une telle construction ;

– le diagramme de constitution à composition constante.

L'application de la règle des segments inverses à un alliage de composition donnée mais à différentes températures permet de décrire les variations de sa constitution en fonction de la température. La figure 5.9 donne un exemple d'une telle construction.

5.4 Quelques notions sur les alliages plus complexes que les alliages binaires

Plus un alliage est complexe, c'est-à-dire plus le nombre de ses constituants est grand, plus la description de ses états d'équilibre est difficile. Le plus souvent, les états d'équilibre d'un alliage complexe sont décrits dans des conditions particulières ; on fixe la teneur de tous les éléments constitutifs sauf celle du métal de base et celle de l'élément dont on veut apprécier l'influence et on trace alors un diagramme d'équilibre dit « pseudo-binaire » qui définit les domaines d'existence des différentes phases et associations de phases dans le système de coordonnées des diagrammes binaires :

– abscisse : teneur en l'élément d'alliage étudié ;

– ordonnée : température.

Dans le cas des alliages ternaires (un alliage ternaire est formé par trois constituants indépendants M, A et B) on peut aussi décrire les états d'équilibre en traçant un diagramme d'état à température constante. Cette représentation se fait selon un triangle équilatéral (triangle de GIBBS). À chaque

sommet de ce triangle (figure 5.10) est affecté un élément pur. Quand on se déplace sur chacun des côtés issus d'un sommet la proportion de l'élément correspondant diminue et atteint 0 lorsque l'on parvient à l'un des deux autres sommets. Ainsi, on a (figure 5.10) :

en A	$C_A = 100\%$	$C_B = 0\%$	$C_M = 0\%$
en B	$C_A = 0\%$	$C_B = 100\%$	$C_M = 0\%$
en M	$C_A = 0\%$	$C_B = 0\%$	$C_M = 100\%$

et :

sur BM	$C_A = 0\%$
sur AM	$C_B = 0\%$
sur AB	$C_M = 0\%$

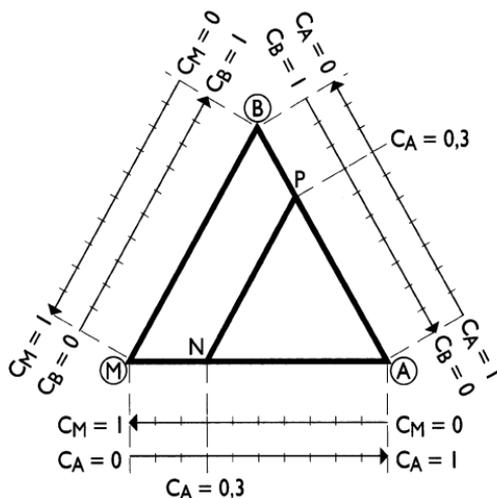


Figure 5.10 – Graduations d'un diagramme d'alliage ternaire à température donnée.

Sur un segment parallèle à un côté du triangle, la teneur en l'élément correspondant au sommet opposé est constante (exemple : sur NP, C_A est constante = 0,3).

Chaque côté du triangle correspond à un alliage binaire puisque la teneur en l'élément affecté au sommet opposé est nulle.

Chaque côté est gradué en teneur d'un des trois éléments de l'alliage. On voit qu'il existe deux possibilités de graduation qui sont détaillées sur la figure 5.11.

Les concentrations C_A , C_B et C_M sont liées par la relation :

$$C_A + C_B + C_M = 100 \%$$

Un alliage ternaire est donc défini par l'indication de deux des trois concentrations.

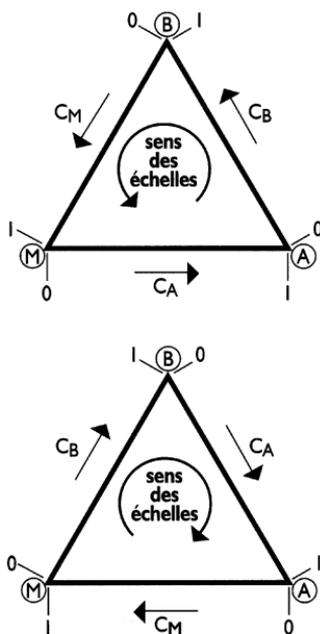


Figure 5.11 – Graduations d'un triangle de GIBBS.

Pour trouver le point représentatif d'un alliage :

- on porte sur les échelles correspondantes (figure 5.12a) deux des teneurs; C_A donne le point P sur l'échelle C_A et C_B donne le point R sur l'échelle C_B par exemple;
- à partir du point P (correspondant à la teneur en A) on trace une parallèle au côté du triangle opposé au sommet attribué à l'élément A, soit BM, ce qui définit le segment PP';
- à partir du point R (correspondant à la teneur en B) on trace une parallèle au côté du triangle opposé au sommet attribué à l'élément B, soit AB ce qui définit le segment RR';
- le point représentatif de l'alliage est le point de concours des deux segments PP' et RR' soit Q. Si par le point P on fait passer une parallèle

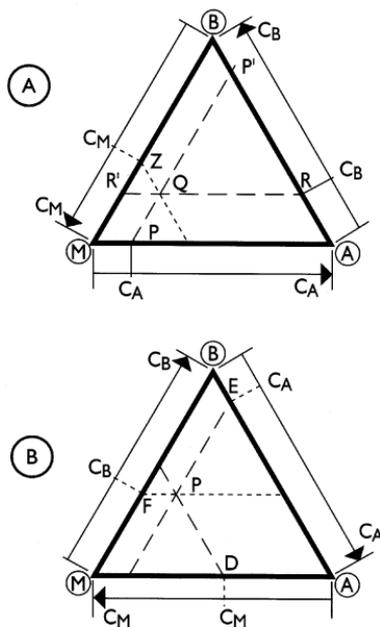


Figure 5.12 – Exploitation de diagrammes de GIBBS.

au côté AB (opposé à M), celle-ci coupe l'échelle des teneurs en M au point Z correspondant à sa teneur dans l'alliage.

Si, partant d'un point P figuratif d'un alliage (figure 5.12b), on souhaite connaître les teneurs des éléments qui le composent, on doit tracer les trois parallèles aux côtés du triangle passant par le point P donné. Partant alors de l'origine de chaque échelle on détermine la teneur du constituant correspondant en s'arrêtant à la première intersection avec une des parallèles. Ainsi (figure 5.12b) :

- partant de M selon l'échelle des teneurs en B on s'arrête en F et MF donne C_B ;
- partant de B selon l'échelle des teneurs en A on s'arrête en E et BE donne C_A ;
- partant de A selon l'échelle des teneurs en M on s'arrête à D et AD donne C_M .

5.5 Une remarque importante

Les diagrammes d'équilibre, tels qu'ils sont tracés, décrivent les états, les compositions et les proportions des phases en présence. Mais ils ne font pas apparaître un aspect particulier et important des états d'équilibre qui concerne la morphologie des phases en présence. En effet, les phénomènes (voir « La coalescence » au § 4.2.4) qui sont responsables de la globulisation et de la coalescence des particules peuvent toujours intervenir dès que la température est assez élevée pour que la diffusion soit efficace. Ainsi, dans tous les domaines d'existence, à hautes températures mais à l'état solide, de la phase ou des phases d'équilibre on assistera systématiquement à un grossissement progressif des grains, grains du métal de base polycristallin comme grains de phase(s) précipitée(s). L'état d'équilibre étant constitué par la juxtaposition de monocristaux de chacune des phases.

6 • CHANGEMENTS D'ÉTATS DES ALLIAGES MÉTALLIQUES

Nous nous plaçons désormais en « conditions industrielles », c'est-à-dire au cours de variations de température qui, relevant de la pratique industrielle, sont toujours trop rapides par rapport aux conditions d'équilibre. Cet état de fait a pour conséquence de réintroduire la notion de temps que la définition des conditions d'équilibre nous avait fait oublier (nous étions aux limites du temps infini !). Désormais nous aurons donc à prendre en compte deux paramètres importants pour ne pas dire fondamentaux : la température (encore !) et le temps.

Pour ce faire nous allons donc examiner quelles sont les conséquences de l'accélération des variations de température sur les différents processus de solidification et sur les transformations qui se développent à l'état solide.

6.1 La solidification en conditions industrielles

Refroidir en conditions industrielles, c'est-à-dire sans respecter les conditions d'équilibre, perturbe la solidification en modifiant l'action des deux principaux phénomènes qui interviennent :

- la diffusion; en conditions d'équilibre la diffusion est toujours totale, c'est-à-dire qu'on lui laisse le temps, à chaque petite variation de température, de résorber les écarts de composition chimique qui pourraient apparaître. En conditions industrielles il n'en est plus de même et, suivant les conditions de refroidissement, elle interviendra plus ou moins

- et d'autant moins que le refroidissement sera plus rapide; elle ne sera donc plus totale;
- la croissance des cristaux.

6.1.1 Les conséquences de la diffusion qui n'est plus totale

Pour examiner l'influence d'une diffusion qui n'a plus le temps d'être totale nous allons considérer tout d'abord la situation correspondant au cas où la solubilité de l'élément d'alliage est totale à l'état solide (diagramme en fuseau) pour analyser ensuite les conséquences sur les solidifications eutectique et péritectique.

■ Solidification en conditions industrielles avec solubilité totale à l'état solide

Cette situation hors équilibre correspond, en conditions d'équilibre, au cas décrit au § 5.3.2, dans « Alliages avec solubilité totale à l'état solide ».

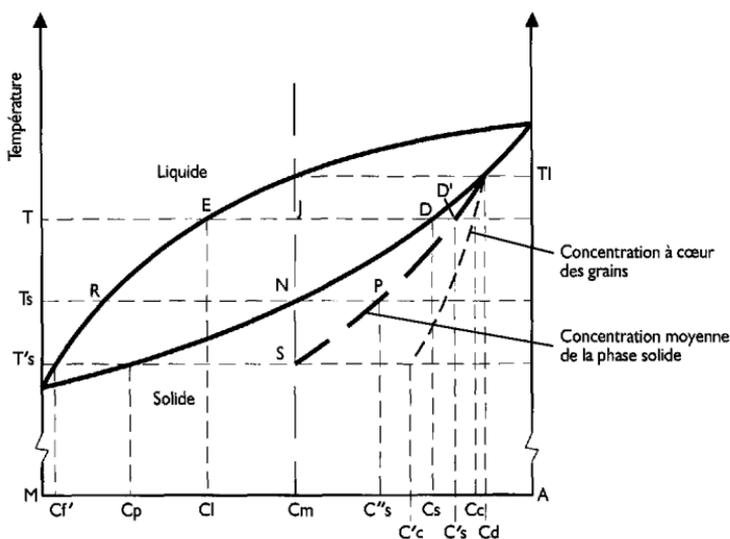


Figure 6.1 – Solidification hors équilibre avec solubilité totale à l'état solide.

Au cours d'un refroidissement en conditions industrielles (figure 6.1) la solidification commence pratiquement à la température T_1 (on constate que les germes atteignent facilement leur taille critique à des températures très peu inférieures à T_1 ce qui limite la surfusion à une amplitude négligeable). Les premiers cristaux solides apparaissent; ils sont plus riches (que l'alliage) en l'élément le moins fusible. Au cours de la solidification on constate que :

- la diffusion a, pratiquement, le temps d'homogénéiser tout le liquide;
- les grains de phase solide ne sont pas totalement homogénéisés par la diffusion;
- les fractions solidifiées en surface des grains sont à chaque instant et à chaque température, en équilibre avec le liquide c'est-à-dire conformes aux données du diagramme d'équilibre.

Selon que l'élément le plus fusible est le métal de base M ou l'alliage A on peut faire alors les constats décrits dans le tableau 6.1 avec :

C_m = teneur en A de l'alliage,

T_l = température du liquidus d'équilibre de l'alliage considéré,

T_s = température du solidus d'équilibre de l'alliage considéré,

C_d = teneur en A des premiers cristaux solidifiés;

et à une température T à laquelle existe à la fois du solide et du liquide :

C_l = teneur en A du liquide,

C_e = teneur en A du solide dans les conditions d'équilibre,

C_m' = teneur moyenne en A de la masse déjà solidifiée,

C_c = teneur en A au cœur des premiers cristaux solidifiés,

C_s = teneur en A en surface des derniers cristaux solidifiés.

On note que, lorsque la température atteint le niveau de la température T_s de fin de solidification en conditions d'équilibre, la concentration moyenne de la phase solide C_m' est différente de C_m et il subsiste une certaine proportion de phase liquide; la solidification n'est donc pas terminée. Elle ne s'achèvera que lorsque la teneur moyenne de la phase solide C_m' sera égale à la teneur C_m de l'alliage initial c'est-à-dire à la température T_s' (cette température T_s' est d'autant plus basse que le refroidissement est plus rapide). La composition de la phase solide n'est alors pas uniforme :

Tableau 6.1.

Paramètre	Si M plus fusible que A	Si M moins fusible que A (2)
Au début de la solidification à la température T_f		
T_f	conforme à l'équilibre	conforme à l'équilibre
C_d	solide plus riche en A	solide moins riche en A
À la température T ($T_s < T < T_f$) en présence de solide et de liquide		
C_c	solide trop riche en A	solide trop pauvre en A
C_m'	solide trop riche en A	solide trop pauvre en A
C_s	conforme à l'équilibre	conforme à l'équilibre
C_l	conforme à l'équilibre	conforme à l'équilibre
proportion solide	inférieure à l'équilibre (1)	inférieure à l'équilibre (1)
À la température T_s de fin de solidification en conditions d'équilibre		
proportion liquide	non nulle	non nulle
C_l	conforme à l'équilibre	conforme à l'équilibre
proportion solide	< 100 % (1)	< 100% (1)
C_s	conforme à l'équilibre	conforme à l'équilibre
C_m	> C_m (1)	< C_m (1)

Tableau 6.1 (suite).

Paramètre	Si M plus fusible que A	Si M moins fusible que A (2)
À la température $T < T_s$ en présence hors équilibre de solide et de liquide		
C_c	solide trop riche en A	solide trop pauvre en A
C_m'	solide trop riche en A	solide trop pauvre en A
C_l	conforme à l'équilibre	conforme à l'équilibre
C_s	conforme à l'équilibre	conforme à l'équilibre
proportion solide	< 100 % (1)	< 100 % (1)
À la température T_s' de fin de solidification hors équilibre		
proportion solide	100 %	100 %
C_m'	C_m	C_m
C_c	$> C_m$	$< C_m$
C_s	$< C_m$	$> C_m$
(1) Application de la règle des segments inverses.		
(2) Cas décrit par la figure 6.1.		

- au cœur des grains la concentration C_c n'est pas égale à C_m , elle est comprise entre C_m et C_d (d'autant plus proche de C_d que la diffusion est réduite c'est-à-dire que le refroidissement est rapide) ;
- à la périphérie des grains la concentration C_s n'est pas égale à C_m ; elle est comprise entre C_f' et C_m (d'autant plus proche de C_f' que la diffusion est réduite c'est-à-dire que le refroidissement est rapide) ;

- l'écart entre C_c et C_f' est d'autant plus important que la diffusion a moins eu le temps de jouer son rôle c'est-à-dire que le refroidissement a été plus rapide. Cet écart qui existe à l'intérieur de chaque grain s'appelle la « ségrégation mineure ».

■ Solidification en conditions industrielles avec solubilité partielle à l'état solide

Cette situation hors équilibre correspond, en conditions d'équilibre, au cas décrit au § 5.3.2, dans « Alliages avec solubilité partielle à l'état solide ».

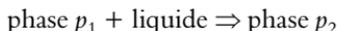
Dans la première étape de la solidification qui ne voit en présence qu'une phase liquide et une phase solide et qui est représentée par un diagramme en fuseau, les conditions de refroidissement engendrent les perturbations décrites au paragraphe précédent. Nous devons, à nouveau, considérer séparément les cas où intervient une réaction péritectique et les cas où intervient une réaction eutectique.

□ Cas où, en conditions d'équilibre, intervient une réaction péritectique

Lorsque l'alliage à concentration C_m , en cours de solidification, arrive à la température T_p à laquelle, en conditions d'équilibre, se déroulerait la réaction péritectique il est dans l'état suivant (figure 6.2) :

- composition moyenne du solide : $C_h < C_b$ mais composition en surface C_b ;
- proportion de phase solide inférieure à l'équilibre ($FL/HL < FL/BL$);
- composition moyenne du liquide : C_l conforme à l'équilibre.

La phase solide n'est saturée qu'en surface; la réaction péritectique débute. La formation de la phase p_2 (teneur C_p) commence mais il faut rappeler que la réaction péritectique qui s'écrit :



provoque le début de la formation de la phase p_2 à la périphérie des grains de phase p_1 et dépose donc autour de ces grains une couche de phase p_2 . La réaction péritectique doit, ensuite, se dérouler par échanges à travers la phase p_2 ce qui gêne beaucoup son déroulement et d'autant plus que le cœur des grains n'est pas saturé.

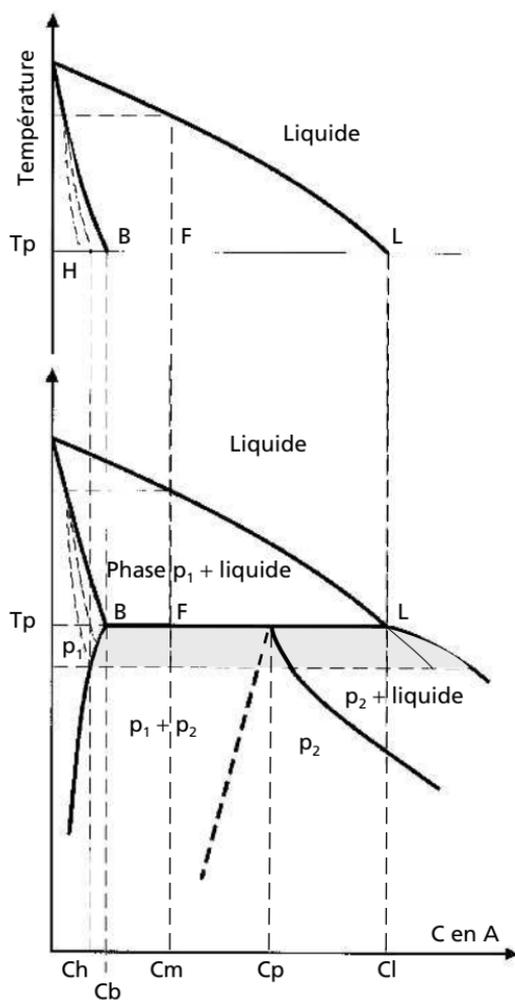


Figure 6.2 – Solidification hors équilibre avec périclitique.

Ainsi la réaction péritectique va, le refroidissement se poursuivant, se dérouler dans un intervalle de température et, très probablement s'arrêter avant son achèvement; il pourra donc subsister trois phases hors équilibre.

□ **Cas où, en conditions d'équilibre, intervient une réaction eutectique**

Lorsque l'alliage à concentration C_m , en cours de solidification, arrive à la température T_e à laquelle, en conditions d'équilibre, se déroulerait la réaction eutectique il est dans l'état suivant (figure 6.3) :

- composition moyenne du solide : $C_h < C_b$ (il n'est donc pas saturé);
- la proportion de phase solide est inférieure à l'équilibre (FE/HE < FE/BE);
- composition moyenne du liquide C_e conforme à l'équilibre.

Le liquide est à la limite de saturation et la réaction eutectique, destinée à permettre la désaturation du liquide, doit commencer. Mais les conditions de refroidissement imposées ne laissent pas à la réaction eutectique le temps de s'achever à T_e . La solidification se poursuit à des températures inférieures à T_e et, ceci, jusqu'à la température T_f . L'agrégat des deux types de cristaux n'apparaît donc pas dans les conditions théoriques de la réaction eutectique; nous le dirons « pseudo-eutectique ».

Ces modifications ont les conséquences suivantes :

- la proportion de phase solide (M avec A en solution solide) présente avant que la transformation pseudo-eutectique commence à T_e étant inférieure à la proportion de solide à l'équilibre, la structure de l'alliage après solidification est différente de l'état d'équilibre :
 - le solide final contient une proportion moindre de la phase (ici solution solide de A dans M) formée avant que commence la réaction eutectique (et dite de ce fait « phase pro-eutectique »),
 - par voie de conséquence ce même solide final contient une proportion plus grande d'agrégat eutectique (ici formé de grains de solution solide de A dans M et de grains de solution solide de M dans A);
- les conditions de germination et de croissance des grains de l'agrégat eutectique ne sont pas stables puisque la température continue de baisser; la taille des grains pourra s'affiner à cette occasion.

Par ailleurs si nous considérons (figure 6.4) un alliage dont la teneur C_m est légèrement inférieure à la solubilité C_b à l'état solide de A dans M à la température T_e de début de la réaction eutectique on note, qu'en conditions d'équilibre sa solidification s'achèverait à $T_f > T_e$ et qu'il serait alors seulement constitué par une solution solide de A dans M. Mais le non-respect des conditions d'équilibre fait, comme on l'a vu plus haut, que sa solidification ne s'achève pas à T_f et qu'à T_e l'ensemble de la phase solide formée peut avoir une teneur moyenne égale à $C' < C_m$. À T_e l'alliage comporte encore une partie de phase liquide (en proportion HM/HE) qui a une composition égale à C_e et se trouve donc à saturation. À partir

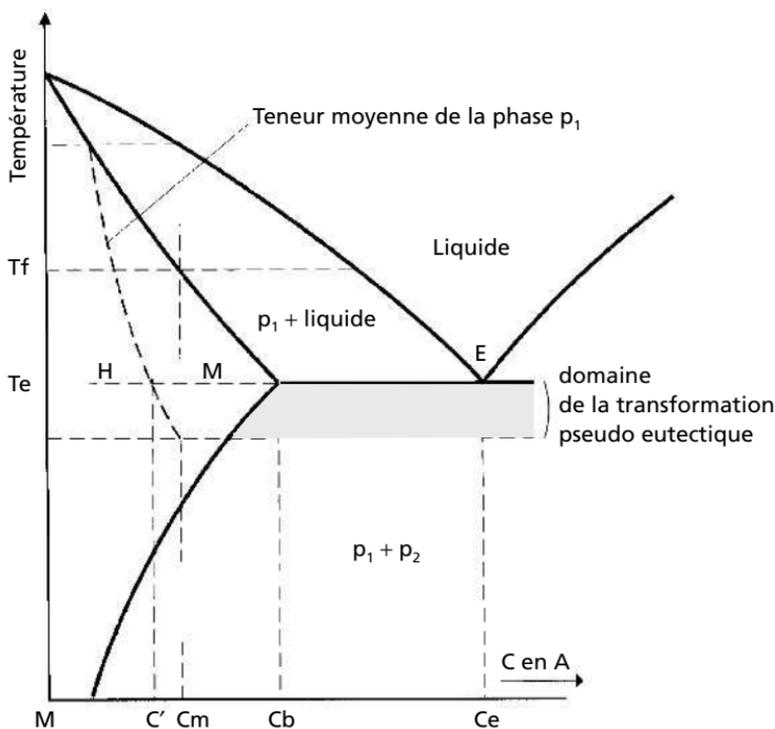


Figure 6.4 – Solidification hors équilibre dans le domaine de solubilité limitée.

de T_c et à des températures inférieures à T_c une partie de l'alliage se solidifie donc selon la réaction pseudo-eutectique. Ainsi l'alliage considéré qui, en fin de solidification en conditions d'équilibre, n'aurait été constitué que d'une phase unique formée par la solution solide de A dans M comporte, après solidification en conditions industrielles, des domaines occupés par l'agrégat pseudo-eutectique. Il est très important de noter qu'un tel alliage dans cet état commencera à fondre, au chauffage, à la température T_c alors que sa composition donne à penser que la fusion ne devrait débiter qu'à T_f .

6.1.2 Les modifications de la croissance des grains

Un refroidissement en conditions industrielles, soit hors équilibre, crée des gradients thermiques c'est-à-dire des variations locales de température entre les points les plus froids qui sont au contact du milieu refroidissant et les points les plus chauds qui se situent au cœur du volume de l'alliage. La germination débute dans les zones les plus froides. La croissance des grains débute selon les directions préférentielles mais elle est rapidement limitée dans celles de ces directions qui amènent le grain au contact de ses voisins (qui sont nombreux); elle ne se poursuivra donc que dans la direction où le liquide n'a pas encore commencé sa solidification c'est-à-dire dans la direction des zones chaudes. On assiste donc à une croissance parallèle des cristaux qui prennent la forme de colonnes; le développement d'un cristal est alors plus ou moins facilité (ou contrarié) selon qu'il est orienté (ou non) de telle sorte qu'un de ses directions préférentielles de croissance soit parallèle (ou non) à la direction dans laquelle progresse le refroidissement.

Mais le retard à la solidification met le liquide résiduel en surfusion; une nouvelle étape de germination peut alors commencer et elle est généralement équiaxe c'est-à-dire que les grains se développent également selon toutes leurs directions préférentielles de croissance.

La solidification achevée laisse donc subsister :

- à l'extrême surface une mince couche de grains équiaxes;
- sous cette couche équiaxe, une sous-couche épaisse formée de grains allongés, parallèles et relativement grossiers;
- éventuellement, à cœur du volume solidifié, des grains équiaxes, dendritiques et relativement petits.

6.2 Les transformations à l'état solide en conditions industrielles

Le non-respect des conditions d'équilibre lors des transformations des métaux à l'état solide va faire que, les variations de température étant trop rapides, à chaque étape l'évolution des transformations sera incomplète par rapport aux états d'équilibre; les transformations prendront donc du retard. Or l'évolution de la température se poursuivant, ces transformations ne pourront que continuer, dans la mesure du possible, à se développer au cours de cette évolution c'est-à-dire à des températures différentes de celles prévues par les équilibres. Ainsi donc, hors équilibre :

- au refroidissement, les transformations seront reportées vers de plus basses températures (par rapport aux conditions d'équilibre). Dans ce cas, si le décalage vers les basses températures devient important, il pourra permettre d'atteindre des domaines de température où les vitesses de certaines transformations (notamment celles régies par la diffusion) sont faibles, voire nulles, ce qui pourra conduire à des évolutions et à des situations non prévues par le diagramme d'équilibre;
- au chauffage, les transformations seront reportées vers de plus hautes températures (par rapport aux conditions d'équilibre) mais alors, les vitesses des évolutions augmenteront et permettront de rattraper le retard et donc d'évoluer rapidement vers l'état d'équilibre.

Ces considérations montrent qu'il faut distinguer ce qui se passe au chauffage de ce qui se passe au refroidissement.

Compte tenu du fait que nous nous plaçons ici dans des conditions industrielles nous n'allons pas détailler toutes les situations théoriquement possibles; nous nous limiterons aux cas qui, dans l'optique de la recherche d'un durcissement par précipitation, font l'objet d'applications pratiques.

6.2.1 Les transformations à l'état solide au cours d'un refroidissement en conditions industrielles

Au cours d'un refroidissement industriel, deux phénomènes sont intéressants :

- la formation d'un précipité;
- un changement de structure cristalline du métal de base.

■ Formation d'un précipité

Dans des conditions industrielles, la formation d'un précipité intervient lorsque l'élément d'alliage qui va le constituer est soluble à haute température et que, par ailleurs, sa solubilité diminue sensiblement avec la température. La solution solide, formée d'une seule phase, doit alors se désaturer : l'élément d'alliage en sursaturation précipite donc sous forme d'une autre phase qui peut être :

- l'élément d'alliage à l'état pur ;
- une solution solide du métal de base dans l'élément d'alliage ;
- un composé défini formé par le métal de base et l'élément d'alliage.

Ce processus passe normalement par une étape de germination suivie d'une étape de croissance (voir § 4.2.4). Mais, suivant les conditions de refroidissement, les germes peuvent avoir des difficultés à atteindre la taille critique du fait qu'ils doivent le faire à des températures trop basses. Ainsi plus le refroidissement est rapide, plus la précipitation est retardée et gênée ; à l'extrême, le refroidissement peut s'achever sans que la précipitation ait pu se faire ce qui conduit à un état sursaturé hors équilibre.

Si, à haute température, les précipités n'étaient pas totalement dissous, l'élément en sursaturation peut précipiter sur les grains existants ; le stade de germination est absent. Mais, de ce fait, la taille des grains est grande. La précipitation est alors pilotée par la diffusion qui doit apporter l'élément en sursaturation.

■ Changement de structure cristalline du métal de base

On a vu que, lorsqu'un métal M constitutif d'un alliage subit une transformation allotropique (voir § 5.3.2, « Changement de structure cristalline d'un métal formant l'alliage ») lors des variations de température, le changement correspondant d'état cristallin se fait au sein de ceux des cristaux de l'alliage qui sont constitués par la solution solide de l'élément d'alliage A dans le métal M. Il apparaît une nouvelle phase qui est une solution solide de A dans le métal M' cristallisé selon sa nouvelle structure. Si la solubilité de A dans cette nouvelle phase est suffisante la transformation peut se poursuivre. Si elle est insuffisante, une phase riche en A

doit précipiter (sous forme de solution solide de M dans A ou de composé défini A_xM_y).

Les modalités de la transformation dépendent, d'une part, du nombre de phases en présence (il apparaît une nouvelle phase), et, d'autre part de la solubilité de l'élément d'alliage. Partant d'un alliage constitué, à haute température et avant transformation, d'une seule phase nous décrirons deux cas pratiques dans lesquels la transformation :

- donne une phase unique lorsque la solubilité de A dans M et M' est suffisante;
- commence par donner une phase unique mais s'achève par une transformation eutectoïde lorsque la solubilité de A dans M devient insuffisante avec l'abaissement de la température.

Nous ne considérerons pas le cas d'une transformation qui s'achève par une transformation péritectoïde (ce qui serait la tendance si la solubilité de A dans M' était insuffisante) car lorsque l'alliage arrive à la température à laquelle commence cette transformation (température inférieure à la température d'équilibre) il est constitué de deux phases p_1 et p_2 ; la réaction péritectoïde qui s'écrit :



provoque le début de la formation de la phase p_3 à la périphérie des grains de phase p_1 et dépose donc autour de ces grains une couche de phase p_3 ; elle doit, ensuite, se dérouler par échanges à travers la phase p_2 , ce qui, l'ensemble de ces phénomènes se passant à l'état solide à des températures de plus en plus basses (le refroidissement se poursuit), provoque un arrêt de la réaction (il subsistera donc systématiquement trois phases hors équilibre).

**L'élément d'alliage est totalement soluble
dans les deux états du métal de base**

La transformation fait apparaître une nouvelle phase constituée par le métal (M') dans son nouvel état cristallin. La transformation débute dans un domaine de température décrit par un fuseau qui, par rapport à l'équilibre, est déplacé et déformé en fonction des conditions de refroidissement; les modifications sont ici plus importantes que lors de

la solidification car la diffusion n'est plus totale dans la phase p_1 qui se transforme (figure 6.5). Le début de transformation par germination de la nouvelle phase p_2 (M') ne se produit plus à T_d ; il n'est manifeste qu'à une température inférieure T'_d car les germes n'atteignent leur taille critique qu'après un certain temps c'est-à-dire après un certain refroidissement au-dessous de T_d . L'homogénéisation de la nouvelle phase ne se fait pas totalement (et d'autant moins que le refroidissement est plus rapide). Cette nouvelle phase a donc une composition variable du cœur ($C_{\text{cœur}}$ de la figure 6.5) à la surface (C_{surf} de la figure 6.5) des grains. De même la transformation s'achève à une température plus basse (T'_f de la figure 6.5) car la nouvelle phase n'est pas totalement homogénéisée par la diffusion et sa composition moyenne (C'_m de la figure 6.5) est, à une

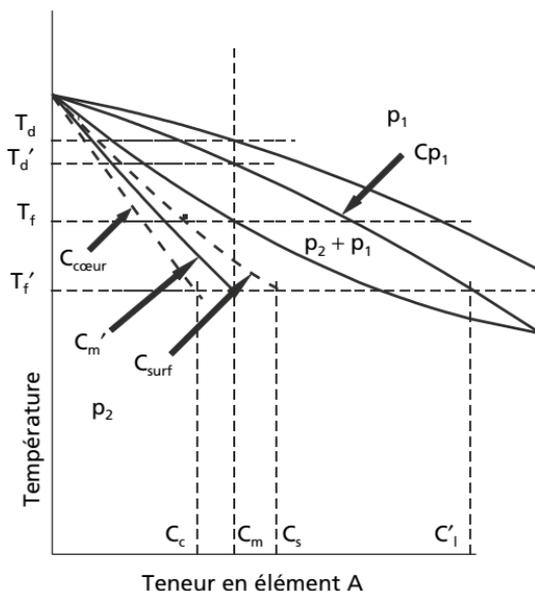


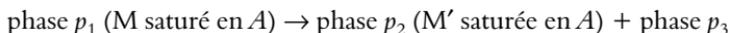
Figure 6.5 – Transformation hors équilibre à l'état solide.

p_1 = phase stable à haute température
 p_2 = phase stable à la température ambiante.

température donnée, inférieure à sa composition d'équilibre. Le décalage du fuseau se fait, pratiquement, avec un seul point fixe qui est la température de transformation du métal M à l'état pur (voir figure 6.5) et il est d'autant plus important que le refroidissement est plus rapide. On constate, pratiquement, que le décalage peut être tel que la transformation soit reportée vers des domaines de température où elle n'est plus possible et dès lors il subsiste en état hors équilibre, à la température ambiante, une phase qui n'est stable qu'à plus haute température.

□ **L'élément d'alliage n'est pas suffisamment soluble dans l'état initial du métal de base**

Ici aussi la transformation débute avec l'apparition de la nouvelle phase p_2 constituée par le métal (M') dans son nouvel état cristallin. La transformation débute dans un domaine de température décrit par un fuseau qui, par rapport à l'équilibre, est déformé en fonction des conditions de refroidissement (voir le paragraphe précédent). La nouvelle phase a encore une composition variable du cœur ($C_{\text{cœur}}$ de la figure 6.6) à la surface (C_{surf} de la figure 6.6) des grains. Pendant cette formation de la phase p_2 la phase initiale p_1 s'est enrichie en A selon l'évolution décrite par Cp_1 ; cet enrichissement s'arrête quand la limite de solubilité de A dans M est atteinte (solubilité décrite par l'extrapolation de la limite de solubilité C_{sol} de A dans M vers les basses températures) à une température T'_e inférieure à la température T_e d'équilibre et pour une teneur C'_e inférieure à la teneur d'équilibre. C'est à cette température T'_e que débute une transformation qui se décrit comme la réaction eutectoïde :



(la phase p_3 peut être une solution solide ou un composé défini), mais qui ne se déroule pas à température constante (on ne lui laisse pas le temps) et s'étale donc sur un certain intervalle de température d'autant plus large que le refroidissement est plus rapide.

Ces modifications ont les conséquences suivantes :

- la proportion de phase p_2 (M' avec A en solution solide) présente avant que la transformation pseudo-eutectoïde commence à T'_e est généralement inférieure à la proportion à l'équilibre, la constitution de l'alliage

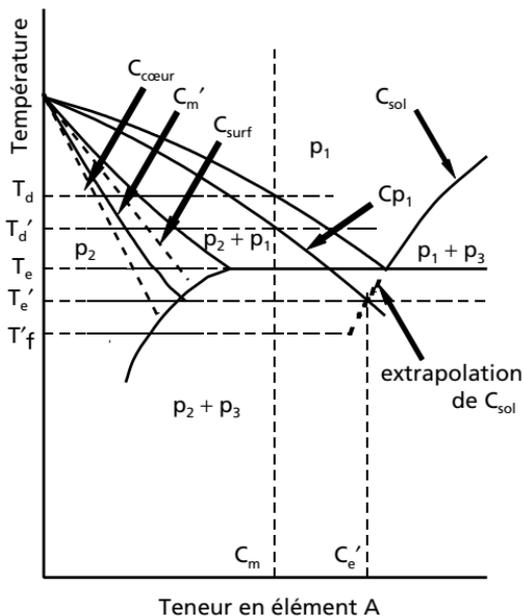


Figure 6.6 – Transformation hors équilibre à l'état solide.

p_1 = phase stable à haute température

p_2 et p_3 = phases stables à la température ambiante.

après transformation étant alors différente de celle correspondant à l'état d'équilibre ;

- les conditions de germination et de croissance des grains de l'agrégat pseudo-eutectoïde ne sont pas celles de l'équilibre et elles ne sont pas stables puisque la température varie ; elles correspondent à des températures plus basses et engendrent donc des grains plus petits ;
- les décalages vers de plus basses températures peuvent conduire à des situations dans lesquelles la réaction pseudo-eutectoïde ne peut plus se dérouler et fait place à une transformation différente qui conduit à un état hors équilibre.

□ Description des conditions de transformation en conditions industrielles de refroidissement

Pour décrire les évolutions des transformations en conditions industrielles de refroidissement (et donc hors équilibre) on établit des diagrammes de transformation en refroidissement continu (dits diagrammes TRC ou, pour les Anglo-Saxons, CCT). Chacun d'eux (voir schéma en figure 6.7) est constitué par un ensemble de courbes tracées dans le système de coordonnées : logarithme du temps/température et qui, pour chacune des lois de refroidissement au cours desquelles ont été étudiées les transformations, joignent les points qui correspondent aux températures auxquelles :

- la transformation débute et s'achève;
- éventuellement la formation d'un constituant cesse ou le type de constituant formé change.

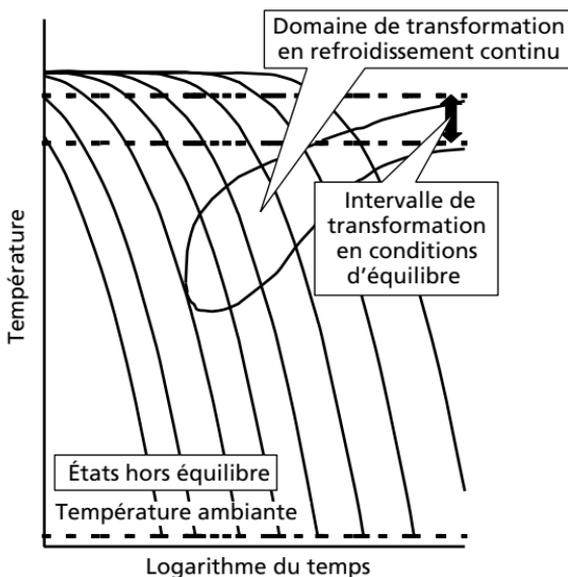


Figure 6.7 – Schéma d'un diagramme de transformation en refroidissement continu.

Des indications complémentaires sont éventuellement reportées sur ces diagrammes :

- composition chimique de l'alliage concerné;
- conditions de chauffage (température, durée);
- températures des points de transformation à l'équilibre;
- constituants formés;
- proportions de ces constituants;
- dureté mesurée après transformation totale.

Nous en verrons des exemples lors de l'étude particulière de certains alliages industriels.

Description particulière des conditions de transformation à température constante

Pour offrir une description complémentaire des transformations on procède à l'analyse de celles-ci en conditions isothermes (c'est-à-dire à température constante). On trace alors des diagrammes de transformation en conditions isothermes (dits diagrammes TTT). Ils correspondent à un « cycle » de traitement comprenant :

- chauffage pour atteindre l'état d'équilibre à haute température;
- refroidissement instantané (ou quasiment instantané) à la température à laquelle la transformation doit se dérouler;
- maintien à la température à laquelle se déroule la transformation jusqu'à ce que celle-ci s'achève;
- retour final à la température ambiante.

Un tel diagramme est constitué par un ensemble de courbes tracées dans le système de coordonnées : logarithme du temps/température et qui, pour chacune des températures auxquelles ont été étudiées les transformations, joignent les points qui correspondent aux durées des maintiens :

- pour que débute la transformation (cette durée est appelée parfois temps d'incubation);
- pour, qu'éventuellement, la formation d'un constituant s'achève et que celle d'un autre débute;
- pour que s'achève la transformation.

Nous en verrons des exemples lors de l'étude particulière de certains alliages industriels.

6.2.2 Les transformations à l'état solide au cours d'un chauffage en conditions industrielles

Au cours d'un chauffage industriel, deux processus demandent attention :

- les évolutions d'un précipité avec, éventuellement, un changement de structure cristalline;
- le retour vers l'état d'équilibre d'un alliage préalablement mis dans un état hors équilibre.

■ Évolutions d'un précipité

Au chauffage un précipité peut :

- coalescer;
- se mettre en solution.

□ Coalescence d'un précipité

Si le chauffage est limité de telle sorte que la température du métal reste dans le domaine d'existence du précipité, celui-ci pourra coalescer (voir « La coalescence » au § 4.2.4), les particules évoluant vers une forme plus proche de la sphère tandis que leur nombre diminue et que leur taille augmente (les grosses particules grossissent et les plus petites disparaissent).

□ Mise en solution d'un précipité

Au début du chauffage l'alliage, dans un état voisin de l'équilibre, est constitué de deux phases :

- une première phase (principale) qui est une solution solide de l'élément d'alliage A dans le métal M;
- une deuxième phase qui est une solution solide de M dans le métal A (solution plus riche en A que l'alliage) ou un composé A_xM_y .

Si la solubilité de A dans M augmente avec la température, la deuxième phase se met en solution mais (étant plus riche en A) elle provoque un enrichissement local en A de la première phase. Celui-ci peut conduire à

une saturation provisoire du métal de base au voisinage des précipités et il faudra donc attendre que la diffusion intervienne pour poursuivre la dissolution et ultérieurement homogénéiser la répartition des atomes de A dans M.

Par rapport aux conditions d'équilibre, le domaine de température dans lequel ces évolutions se feront est décalé vers de plus hautes températures; ce décalage est d'autant plus important que le chauffage est rapide et que les précipités sont plus gros. Mais, quelle que soit la situation, le fait que les réactions soient reportées à plus hautes températures provoque une accélération sensible de ces dernières et donc un rattrapage rapide du retard.

□ Intervention d'un changement de structure cristalline du métal de base

Ici encore, au début du chauffage, l'alliage est constitué de deux phases :

- une première phase p_1 (principale) qui est une solution solide de l'élément d'alliage A dans le métal M en son état cristallin (M') stable à la température ambiante;
- une deuxième phase p_2 qui est une solution solide de M dans le métal A ou un composé A_xM_y .

Avant la transformation la solubilité de A dans M' augmentant généralement avec la température, on assiste à un début de mise en solution de la deuxième phase avec enrichissement de la première en A ce qui demande que la diffusion intervienne (voir paragraphe précédent). Cette mise en solution peut être :

- totale; le changement de structure ($M' \rightarrow M$) du métal de base se déroule normalement dans un domaine de température légèrement décalée (par rapport aux conditions d'équilibre) vers de plus hautes températures;
- partielle; il subsiste une part de la deuxième phase p_2 dont la dissolution ne pourra se poursuivre éventuellement qu'après la transformation allotropique du métal de base ($M' \rightarrow M$) et dans la mesure où la solubilité de A dans M le permet. La mise en solution ne s'achèvera qu'à des températures sensiblement plus élevées que les températures d'équilibre et d'autant plus que le chauffage est rapide. Ici encore l'homogénéisation de la répartition des atomes de A dans le métal de

base dépendra de l'activité de la diffusion. Mais, quelle que soit la situation, le fait de décaler les évolutions vers de plus hautes températures conduira finalement et systématiquement à l'état d'équilibre.

□ Description des conditions de transformation en conditions industrielles de chauffage

Pour décrire les évolutions des transformations en conditions industrielles de chauffage (et donc hors équilibre) d'alliages constitués initialement de phases identiques aux phases d'équilibre, on établit des diagrammes de transformation en chauffage continu (voir le schéma d'un tel diagramme en figure 6.8). Chacun d'eux est constitué par un ensemble de courbes tracées dans le système de coordonnées : logarithme du temps/température et qui, pour chacune des lois de chauffage au cours desquelles ont été étudiées les transformations, joignent les points qui correspondent aux températures auxquelles :

- la transformation débute;
- le type de constituant formé change;
- la formation d'un constituant cesse;
- la transformation s'achève.

Des indications complémentaires sont reportées sur ces diagrammes :

- composition chimique de l'alliage concerné;
- températures des points de transformation à l'équilibre;
- constituants formés;
- la taille des grains.

Nous en verrons des exemples lors de l'étude particulière de certains alliages industriels.

■ Retour vers l'état d'équilibre d'un alliage préalablement mis dans un état hors équilibre

Au début du chauffage, l'alliage est ici dans un état hors équilibre qui peut être constitué par :

- une solution solide sursaturée de l'élément d'alliage A dans le métal de base M;
- le métal de base écroui (avec l'élément d'alliage en solution ou précipité).

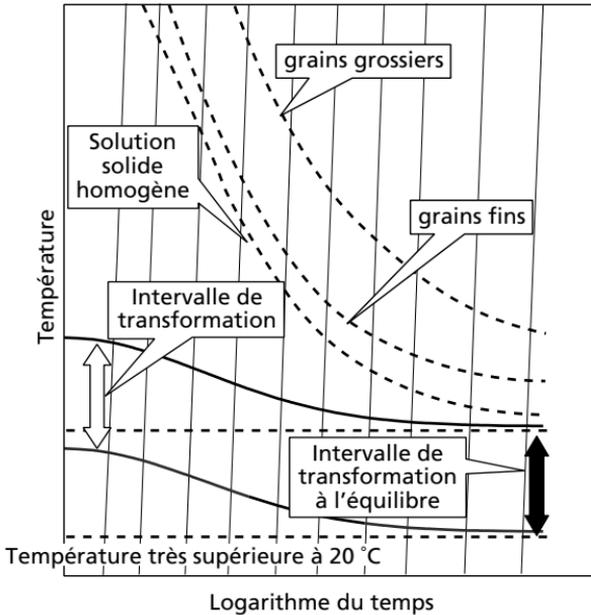


Figure 6.8 – Schéma d'un diagramme de transformation en chauffage continu.

□ Formation d'un précipité dans une solution solide sursaturée

Au début du chauffage, l'alliage est constitué d'une ou deux phases :

- la phase p_1 (principale) qui est une solution solide sursaturée de l'élément d'alliage A dans le métal M. La sursaturation de la solution solide (par rapport à l'équilibre) est due au refroidissement préalable qui a été si rapide que la formation des phases d'équilibre n'a pu se faire;
- éventuellement une deuxième phase p_2 qui est une solution solide de M dans le métal A ou un composé A_xM_y .

L'état hors équilibre peut subsister à la température ambiante par suite de l'absence de diffusion à cette température (dans le cas des alliages d'aluminium une petite évolution peut toutefois se faire dans ces conditions avec la formation des zones de GUINIER-PRESTON).

Au chauffage la désaturation de la phase p_1 se fera progressivement par précipitation d'une deuxième phase riche en A; solution solide de M dans le métal A ou composé A_xM_y , cette évolution se fera à travers un processus de germination et croissance comme décrit au § 4.2.4. Selon la température atteinte les précipités seront fins (température relativement basse) ou plus gros (température moyenne) avec, aux plus hautes températures, risque de coalescence (§ 4.2.4). Cette précipitation peut aussi se faire sans passage par l'étape de germination si la phase qui apparaît a la même composition que la phase p_2 qui subsistait initialement (dans certains cas) à côté de la phase p_1 sursaturée; cette situation ne permet pas de former de petits précipités (et donc de développer un durcissement efficace).

La succession des évolutions qui viennent d'être décrites suppose que le chauffage réalisé maintient l'alliage dans le domaine de stabilité de la phase p_1 désaturée et d'existence de la phase précipitée.

□ **Une transformation particulière à l'état solide en conditions industrielles de chauffage : la recristallisation (et la restauration)**

Un écrouissage (c'est-à-dire une déformation plastique) augmente le nombre des dislocations et provoque des interactions entre elles. Un réchauffage ultérieur favorise leurs mouvements et provoque un certain nombre d'évolutions :

- des dislocations s'annihilent ce qui provoque un adoucissement d'intensité variable selon les métaux (faible avec Cu et Ni – fort avec Fe et Al); c'est la restauration;
- les dislocations restantes se réarrangent :
 - en se déplaçant; elles constituent, à l'intérieur des grains, des alignements qui forment des « parois » ou « sous-joints » et délimitent des petits blocs (ou « sous-grains ») faiblement désorientés les uns par rapport aux autres et à l'intérieur desquels la densité des dislocations est relativement faible,
 - en poursuivant ce réarrangement (si la densité des dislocations est suffisante), la désorientation dans les sous-joints croît au point que ceux-ci deviennent de véritables joints et, par voie de conséquence, les anciens sous-grains apparaissent comme des nouveaux grains;

c'est la recristallisation accompagnée d'un nouvel adoucissement. Si le chauffage continue, les nouveaux grains grossissent.

Ces processus dépendent :

- du taux d'écroutissage (c'est-à-dire de l'importance de la diminution relative de section réalisée lors de la déformation plastique); la recristallisation ne se produit que si ce taux dépasse une certaine valeur limite dite « écroutissage critique », valeur qui diminue quand la température de réchauffage augmente. Par ailleurs les nouveaux grains sont d'autant plus petits que l'écroutissage initial est plus important mais ils peuvent être très gros si le taux d'écroutissage est peu supérieur au taux critique;
- de la température; pour un taux d'écroutissage donné (supérieur à l'écroutissage critique), les nouveaux grains sont d'autant plus petits que cette température est basse.

6.3 Bilan de certaines connaissances acquises – Les traitements thermiques

Nous venons de nous intéresser à l'addition d'élément(s) d'alliage réalisée avec l'objectif pratique d'arriver à provoquer la formation d'une deuxième phase susceptible d'engendrer un durcissement par précipitation et, pour ce faire, nous avons examiné les conséquences que pouvait avoir cette addition sur l'état structural de l'alliage.

Cet examen a montré que, par un choix judicieux du ou des éléments d'alliage, il était possible de provoquer, dans un métal de base, la formation d'une deuxième phase qui peut être :

- une solution solide d'une partie du métal de base M dans l'élément d'alliage A;
- un composé défini A_xM_y formé par le métal de base M et l'élément d'alliage A.

Cette formation d'une deuxième phase peut se produire dans quatre circonstances :

- pendant la solidification et elle est alors le résultat d'une réaction eutectique; les cristaux se développant à partir d'un milieu liquide sont généralement trop gros et l'expérience montre qu'ils sont peu ou pas durcissants. Pour les mêmes raisons une réaction péritectique qui fait apparaître une deuxième phase n'est pas efficace non plus et, qui plus est, elle n'est généralement pas achevée en conditions industrielles;
- pendant le refroidissement à l'état solide à l'occasion d'une réaction eutectoïde accompagnant une transformation allotropique du métal de base; la juxtaposition des deux phases dans l'agrégat eutectoïde (ou pseudo-eutectoïde) ainsi que la relative finesse des grains confèrent à celui-ci des performances mécaniques parfois intéressantes mais il faut noter que cette formation ne provoque pas un vrai durcissement par précipitation puisque la deuxième phase se forme « à côté » des grains de la première phase et non dans ces grains. Par ailleurs, la phase proeutectoïde lorsqu'elle est constituée par une solution solide de l'élément d'alliage dans le métal de base, peut constituer mécaniquement un point faible puisqu'elle ne contient aucun précipité;
- pendant le refroidissement à l'état solide à l'occasion de la désaturation de la phase principale; la précipitation sera vraiment durcissante si la phase qui apparaît ne se forme pas sur des cristaux de même nature déjà existants (qui risqueraient fort, alors, de dépasser la taille optimale), cette condition suppose que toute la phase durcissante ait été, au préalable, totalement mise en solution;
- pendant le réchauffage d'un alliage maintenu préalablement dans un état hors équilibre à la suite d'un refroidissement rapide; cette situation offre la possibilité de former, par un retour contrôlé vers l'état d'équilibre, un précipité fin et donc extrêmement durcissant. Ici encore il est indispensable que la précipitation ne se fasse pas sur des précipités préexistants et donc que toute la phase durcissante ait été, au préalable, totalement mise en solution.

En ce qui concerne le durcissement d'un alliage par précipitation, le bilan que l'on peut tirer des remarques faites ci-dessus est le suivant :

- la ou les phases durcissantes qui précipitent lors de la solidification ou à la suite de celle-ci n'ont pas une taille optimale; elles sont beaucoup trop grosses. Il est donc nécessaire de pouvoir les mettre en solution à

l'état solide afin de les reprécipiter ensuite. C'est le choix judicieux du ou des éléments d'alliage qui permettra de satisfaire cette dernière condition; le diagramme d'équilibre devra présenter, non seulement un domaine à deux phases au voisinage de la température ambiante, mais aussi un domaine de solubilité totale à l'état solide à de plus hautes températures;

– pour être efficace la précipitation de la phase durcissante doit se faire à l'état solide en dehors de tout processus de solidification et en conditions hors équilibre. Elle pourra donc être réalisée :

- soit par contrôle des conditions de refroidissement après mise en solution solide à haute température de tous les précipités (trop gros) de façon à provoquer la désaturation de la première phase dans un domaine de température tel que la précipitation de la deuxième phase se fasse assez finement, mais il faut déjà remarquer que, comme le montre la figure 6.9, il n'est pas possible de réaliser un refroidissement identique en tout point d'un morceau de métal. En effet son cœur ne peut se refroidir qu'après un refroidissement préalable de sa peau qui crée le gradient thermique nécessaire à l'amorce de la conduction de la chaleur contenue dans sa masse. Sauf cas particulier cette opération ne donne donc pas un résultat satisfaisant,
- soit par réchauffage contrôlé d'un alliage dans lequel tous les précipités (trop gros) ont été préalablement mis en solution solide à l'occasion d'un chauffage à haute température suivi d'un refroidissement assez rapide pour empêcher toute précipitation; cette dernière procédure est la plus générale.

Ainsi donc, l'obtention du durcissement d'un alliage par des précipités suppose qu'après avoir judicieusement choisi sa composition on réalise les opérations suivantes :

- un chauffage pour mettre en solution le ou les éléments qui formeront la deuxième phase;
- un refroidissement assez rapide pour empêcher la précipitation de la deuxième phase;
- un réchauffage modéré pour provoquer une précipitation fine, par un retour limité et surtout contrôlé vers l'état d'équilibre.

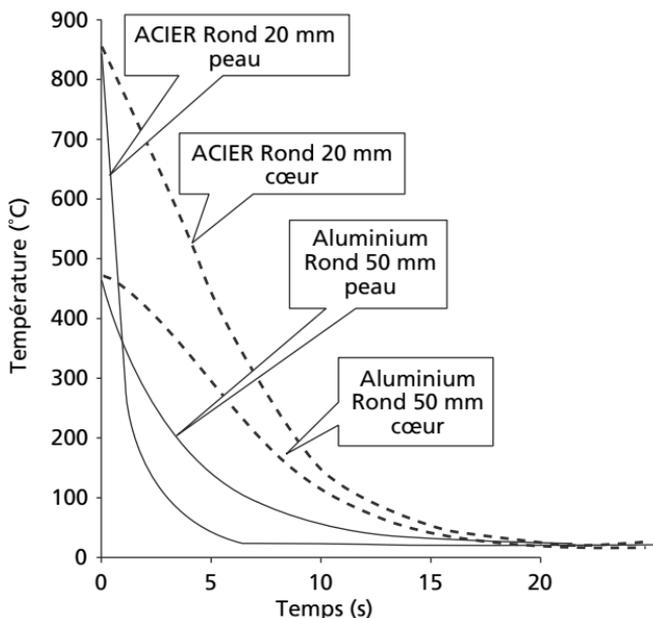


Figure 6.9 – Exemples de lois de refroidissement par immersion dans l'eau.

Appliquées à des alliages dont la composition permet d'envisager un durcissement par précipitation, ces opérations constituent ce que l'on appelle les « traitements thermiques » des alliages métalliques. Il est bien évident que ces traitements thermiques qui visent à durcir les alliages métalliques sont, si on change leurs modalités, capables aussi de diminuer les performances mécaniques de ces mêmes alliages c'est-à-dire capables de les « adoucir » et ceci essentiellement pour faciliter leur mise en œuvre (formage, usinage...). Dans ce dernier cas on cherche à rendre minimum le durcissement engendré par les éléments d'alliage et pour ce faire on fait en sorte que la deuxième phase prenne la forme de gros précipités.

7 • LES TRAITEMENTS THERMIQUES

L'obtention du durcissement d'un alliage par des précipités suppose qu'après avoir judicieusement choisi sa composition on réalise les opérations suivantes :

- un chauffage pour mettre en solution solide le ou les éléments qui formeront la deuxième phase, chauffage qui est dit « mise en solution » ;
- un refroidissement assez rapide pour empêcher la précipitation de la deuxième phase; refroidissement qui est dit « trempe » ;
- un réchauffage modéré pour provoquer une précipitation fine, chauffage qui est dit « revenu ».

L'adoucissement d'un alliage pourra être obtenu (selon la composition de l'alliage) :

- par un chauffage suffisamment prolongé provoquant la coalescence des précipités;
- par une mise en solution suivie d'une trempe empêchant toute précipitation (procédure impossible avec la majorité des aciers);
- par une mise en solution suivie d'un refroidissement relativement lent provoquant une précipitation peu durcissante.

7.1 Les opérations du traitement de durcissement

7.1.1 Le chauffage pour mise en solution

Dans le cadre des traitements thermiques on porte un alliage à haute température pour provoquer une mise en solution mais pour réaliser une

telle opération il faut tenir compte de tous les autres phénomènes qui peuvent intervenir au cours du réchauffage :

- pour échauffer l’alliage on doit lui apporter de la chaleur; le tableau 7.1 donne des ordres de grandeur des quantités d’énergie nécessaires;
- l’énergie nécessaire au chauffage doit transiter par la surface du bloc métallique et diffuser ensuite dans sa masse par conduction ce qui engendre donc une différence de température entre la « peau » et le « cœur » de la pièce; l’écart est d’autant plus grand que la conductivité thermique du métal est plus faible. Le tableau 7.2 donne des ordres de grandeur de la conductivité thermique de certains métaux;
- l’augmentation de la température de l’alliage provoque une augmentation de son volume; on quantifie cette évolution en mesurant la dilatation linéaire qu’il subit. Le tableau 7.3 en donne des ordres de grandeur.

Tableau 7.1 – Énergie (kJ/kg) nécessaire¹ pour porter un métal de la température de 20 °C à différentes températures.

Métal	100 °C	200 °C	400 °C	600 °C	800 °C
Al	71	168	370	600	
Cu	31	70	152	238	327
Fe (1)	39	90	203	342	530
Ni	35	72	117		
Ti (2)	53	108	177	349	482

(1) À l’état CC.
(2) À l’état HC.

1. Ordre de grandeur.

Tableau 7.2 – Conductivité thermique (W/mK)
de divers métaux¹ à différentes températures.

Métal	20 °C	100 °C	200 °C	400 °C	600 °C
Al	237	240	237	226	212
Cu	394	394	389	366	326
Fe (1)	65	60	55	45	36
Ni	88	83	73	59	
Ti (2)	16	15	15	14	13
(1) À l'état CC			(2) À l'état HC.		

Tableau 7.3 – Variation relative (%) de la longueur d'un bloc de métal¹
au cours de son chauffage depuis 20 °C jusqu'à différentes températures.

Métal	100 °C	200 °C	400 °C	600 °C	800 °C
Al	0,18	0,43	1	1,67	
Cu	0,14	0,31	0,69	1,1	1,6
Fe (1)	0,10	0,23	0,52	0,84	1,14
Ni	0,11	0,25	0,56	0,90	1,3
Ti (2)	0,07	0,16	0,36	0,56	0,77
(1) À l'état CC.			(2) À l'état HC.		

Au chauffage, ces dilatations ne sont pas identiques en divers points d'un bloc métallique puisque les températures y sont différentes; ces écarts de dilatation engendrent des déformations élastiques et surtout plastiques :

- quand la température s'élève, les caractéristiques de résistance et notamment la limite d'élasticité de l'alliage s'abaissent (le module d'élasticité diminue aussi); par ailleurs le fluage devient possible. Toutes ces évolutions facilitent la transformation des déformations élastiques (dues aux écarts de température) en déformations plastiques et engendrent donc un risque de modification irréversible de la géométrie du bloc d'alliage considéré. Par ailleurs le métal est alors susceptible de se déformer sous son poids propre (plasticité et fluage);
- l'élévation de température augmente la réactivité chimique des métaux et facilite donc les réactions de combinaison avec les éléments qui sont à leur contact. Ces éléments sont ceux présents dans l'environnement gazeux du bloc métallique. Le principal d'entre eux est l'oxygène de l'air qui, généralement, forme des oxydes superficiels qui peuvent être protecteurs (c'est-à-dire qu'ils forment une barrière entre le métal et le gaz dès que leur épaisseur est suffisante) tels l'oxyde d'aluminium Al_2O_3 et l'oxyde de chrome Cr_2O_3 mais qui, souvent se développent sans arrêter la réaction (la couche d'oxyde s'épaissit – l'oxygène diffuse à travers la couche – mais sa vitesse de croissance diminue avec le temps); il en est ainsi pour le cuivre, le fer et le titane. Un élément d'alliage particulièrement oxydable peut aussi réagir; ainsi le carbone contenu dans les aciers peut être éliminé sous forme d'oxyde gazeux (c'est la décarburation à l'état solide). L'oxygène peut aussi, tout en formant un oxyde, diffuser dans le métal de base et passer en solution solide si sa solubilité le permet; il en est ainsi avec le titane et le cuivre. Différents moyens peuvent être utilisés pour lutter contre ces phénomènes :
 - les fours à vide qui permettent d'éliminer les gaz agressifs,
 - les fours à atmosphère protectrice dans la mesure où celle-ci est ajustée pour être efficace vis-à-vis de l'alliage chauffé,
 - les bains de sels fondus qui posent des problèmes liés aux effluents.

Au chauffage il est nécessaire de limiter la température maximale atteinte; celle-ci doit permettre de développer la transformation visée mais ne doit pas engendrer un grossissement des grains de l'alliage.

Par ailleurs, lorsque l'on réalise la mise en solution de précipités qui, à l'équilibre, se seraient formés lors d'une réaction eutectique, il est indispensable d'arrêter le chauffage à une température sensiblement inférieure à la température de cette réaction afin que la fusion ne puisse commencer dans les zones pseudo-eutectiques formées lors de la solidification hors équilibre.

7.1.2 Le refroidissement qui est dit « trempe »

Dans le cadre des traitements thermiques de durcissement des alliages métalliques, un refroidissement après un chauffage provoquant la mise en solution des éléments susceptibles de former des précipités (mise en solution précédée ou accompagnée d'une transformation allotropique) peut avoir différents objectifs :

- conserver en solution hors équilibre les éléments précipitables (en vue d'une précipitation contrôlée lors d'un chauffage ultérieur); on conçoit que, pour ce faire, il sera nécessaire de réaliser un refroidissement plus rapide qu'un refroidissement critique correspondant à l'alliage considéré;
- provoquer une précipitation dans des conditions permettant d'obtenir le durcissement souhaité; il faudra alors effectuer un refroidissement selon une loi imposée par l'alliage considéré.

Ces refroidissements sont généralement réalisés par mise en contact du bloc métallique avec un fluide (qui est généralement à température ambiante ou parfois préchauffé), fluide qui absorbe sa chaleur. Dans ces conditions les caractéristiques du refroidissement dépendent de divers facteurs :

- la conduction de la chaleur dans le métal;
- la quantité de chaleur à extraire du métal;

deux facteurs que nous avons déjà évoqués dans le paragraphe réservé au chauffage, mais aussi :

- le fluide de refroidissement utilisé et ses conditions d'utilisation;
- l'échange de chaleur à l'interface métal-fluide;
- le volume et la géométrie du bloc métallique à refroidir.

■ Les fluides de refroidissement utilisés dans l'industrie et leurs conditions d'utilisation

Les fluides utilisés dans l'industrie sont liquides, gazeux ou mixtes.

□ Les fluides liquides

Deux types de milieux liquides sont utilisés industriellement : les milieux aqueux (eau avec éventuellement des additifs) et les huiles minérales. Ces milieux réalisent des refroidissements en trois stades qui comportent :

- une première étape (dite de caléfaction) pendant laquelle le liquide est vaporisé au contact du métal et constitue autour de lui une gaine de vapeur à travers laquelle se fait le refroidissement; celui-ci est alors relativement lent;
- une deuxième étape (dite d'ébullition) pendant laquelle la gaine de vapeur n'est plus stable; le liquide vient se volatiliser au contact du métal et, de ce fait, le refroidissement est rapide;
- une troisième phase (dite de convection) pendant laquelle le liquide s'échauffe au contact du métal dont la température en surface est inférieure à la température d'ébullition du liquide; le refroidissement est alors relativement lent.

Cette description montre toute l'importance qu'aura l'agitation du liquide sur la rapidité du refroidissement, agitation qui permettra de briser la gaine de vapeur ou d'accélérer la convection. Il faut noter que la température initiale du fluide a aussi une grande importance car plus elle est proche de la température d'ébullition du liquide, plus la phase de caléfaction (et donc de refroidissement lent) est prolongée; le début de la phase de refroidissement rapide en est retardé d'autant et se trouve donc reporté vers des températures plus basses (la vitesse maximale au cours de cette phase est aussi diminuée).

L'eau permet de réaliser les refroidissements les plus rapides; son efficacité peut être modifiée par des additions :

- de polymères qui, toutes choses égales par ailleurs, diminuent la rapidité du refroidissement;
- de chlorure de sodium (5 à 10 %) ou d'hydroxyde de sodium (5 à 10 %) qui augmentent la rapidité du refroidissement.

Les huiles minérales auxquelles les producteurs incorporent des additifs spécifiques permettent de réaliser des refroidissements intermédiaires entre ceux obtenus avec l'eau et ceux effectués avec des gaz.

Les fluides gazeux

Le fluide gazeux le plus utilisé est l'air à la pression atmosphérique mais le développement des fours à vide a conduit à l'utilisation de gaz sous pression tels l'argon (mélangé éventuellement à de l'hydrogène), l'azote (mélangé éventuellement à de l'hydrogène), l'hydrogène (en prenant les précautions nécessaires pour éviter les explosions) ou l'hélium (éventuellement mélangé à de l'argon mais toujours recyclé pour limiter son coût). Toutes choses égales par ailleurs, la rapidité du refroidissement croît quand la pression et la vitesse de circulation du gaz à la surface de la pièce augmentent; l'hydrogène est le plus efficace des milieux de refroidissement gazeux; par ordre d'efficacité décroissante viennent ensuite l'hélium, l'azote, l'air et l'argon.

Les milieux mixtes

Le milieu mixte utilisé est un brouillard d'eau en suspension dans l'air; son efficacité, due à la vaporisation des gouttelettes d'eau au contact du métal, croît avec la proportion d'eau et avec la vitesse de circulation du brouillard. Il permet de réaliser des refroidissements intermédiaires entre ceux obtenus avec les huiles et ceux effectués avec des gaz.

Comparaison de l'efficacité des différents milieux de refroidissement

Pour comparer l'efficacité des différents milieux de refroidissement, il est pratique de se référer à leur sévérité de trempe H (dimension L^{-1}), telle qu'elle a été définie par Grossmann à partir des conditions de refroidissement des aciers :

$$H = \alpha/2\lambda$$

avec :

α coefficient de transmission de la chaleur entre la pièce et le milieu de trempe,

λ conductivité thermique du métal.

Des valeurs de H correspondant à différents milieux sont rassemblées dans le tableau 7.4.

Tableau 7.4 – Estimations de la valeur de la sévérité de trempe H (selon Grossmann) de divers milieux.

Milieu	Conditions de refroidissement	Sévérité de trempe	
		mm^{-1}	in^{-1}
Eau	Sans circulation sans agitation	0,035 à 0,039	0,9 à 1,0
	Circulation peu intense	0,039 à 0,043	1,0 à 1,1
	Circulation modérée	0,047 à 0,051	1,2 à 1,3
	Circulation assez intense	0,055 à 0,059	1,4 à 1,5
	Circulation intense	0,063 à 0,079	1,6 à 2,0
	Circulation très intense	0,16	4
Huile (1)	Sans circulation sans agitation	0,010 à 0,012	0,25 à 0,30
	Circulation peu intense	0,012 à 0,014	0,30 à 0,35
	Circulation modérée	0,014 à 0,016	0,35 à 0,4
	Circulation assez intense	0,016 à 0,020	0,4 à 0,5
	Circulation intense	0,020 à 0,030	0,5 à 0,8
	Circulation très intense	0,030 à 0,043	0,8 à 1,1

Tableau 7.4 – (suite).

Milieu	Conditions de refroidissement		Sévérité de trempe	
			mm ⁻¹	in ⁻¹
Bain de sels fondus (2)	Sans circulation et sans agitation	bain à 385 °C	0,017 à 0,030	0,45 à 0,8
		bain à 270 °C	0,022 à 0,040	0,55 à 1
		bain à 195 °C	0,024 à 0,048	0,6 à 1,2
Hélium	agité sous 20 bars (3)		~ 0,011	~ 0,27
Azote	agité sous 10 bars (3)		~ 0,006	~ 0,15
	agité sous 2 bars (4)		~ 0,015	~ 0,37
	agité sous 5 bars (4)		~ 0,023	~ 0,57
Air	calme		0,0008	0,02
	soufflé		0,006 à 0,008	0,15 à 0,2

(1) La complexité des huiles de trempe actuelles enlève une part de validité aux valeurs indiquées.
(2) Nitrite + nitrate.
(3) Refroidissement dans un four à vide.
(4) Refroidissement dans une chambre froide isolée du four à vide.

■ L'échange de chaleur à l'interface métal-fluide

Cet échange varie :

– avec la nature, l'état et la température du milieu de refroidissement utilisé (comme nous venons de le voir) ;

- avec le mouvement du fluide au contact de la surface à refroidir (plus l'agitation est grande, plus le refroidissement est rapide);
- avec la température superficielle du métal (en général, la quantité d'énergie échangée entre le métal et le fluide croît au début du refroidissement, passe par un maximum pour décroître à la fin de celui-ci);
- avec l'état de surface de la pièce que l'on veut refroidir. C'est ainsi qu'une surface dépolie ou légèrement oxydée conduit à un refroidissement plus rapide qu'une surface polie; par contre une couche épaisse d'oxyde ralentit très sensiblement le refroidissement.

■ Influences du volume et de la géométrie du bloc métallique à refroidir

D'une manière globale on peut dire que, dans des conditions données, le refroidissement d'un bloc de métal est d'autant plus rapide que la surface au contact du fluide de refroidissement est plus grande pour un volume donné de métal (et que, donc, le rapport surface/volume est plus grand). C'est ainsi qu'une plaque de grande dimension et d'épaisseur E (rapport surface/volume = $2/E$) se refroidira, toutes choses égales par ailleurs, comme un cylindre de grande longueur et de diamètre D (rapport surface/volume = $4/D$) si celui-ci est égal à deux fois l'épaisseur E .

Il va de soi que toute anomalie géométrique de la surface modifiera les conditions de refroidissement de la zone voisine :

- tout creux, en gênant la circulation du fluide, ralentira le refroidissement en profondeur mais, par contre, ces bords qui sont plus exposés au fluide se refroidiront plus vite;
- tout relief, plus exposé au fluide, se refroidira plus vite;
- les voiles minces se refroidiront plus vite que les parties épaisses qu'ils aideront ensuite, de ce fait, à refroidir.

Mais, même pour des géométries simples, le refroidissement de la surface d'un bloc métallique sera toujours plus rapide que celui de sa masse. En effet, le refroidissement du cœur qui se fait par conduction de la chaleur met en jeu la conductivité thermique du métal; celle-ci est telle qu'elle va généralement être un frein qui va ralentir le refroidissement (et ce d'autant plus que le refroidissement de la peau est plus rapide). Par ailleurs le « cœur » d'un morceau de métal ne peut commencer à refroidir

dir qu'après le début du refroidissement de la « peau » car une différence de température doit s'établir entre peau et cœur pour que la chaleur contenue dans ce dernier puisse commencer à diffuser vers la surface.

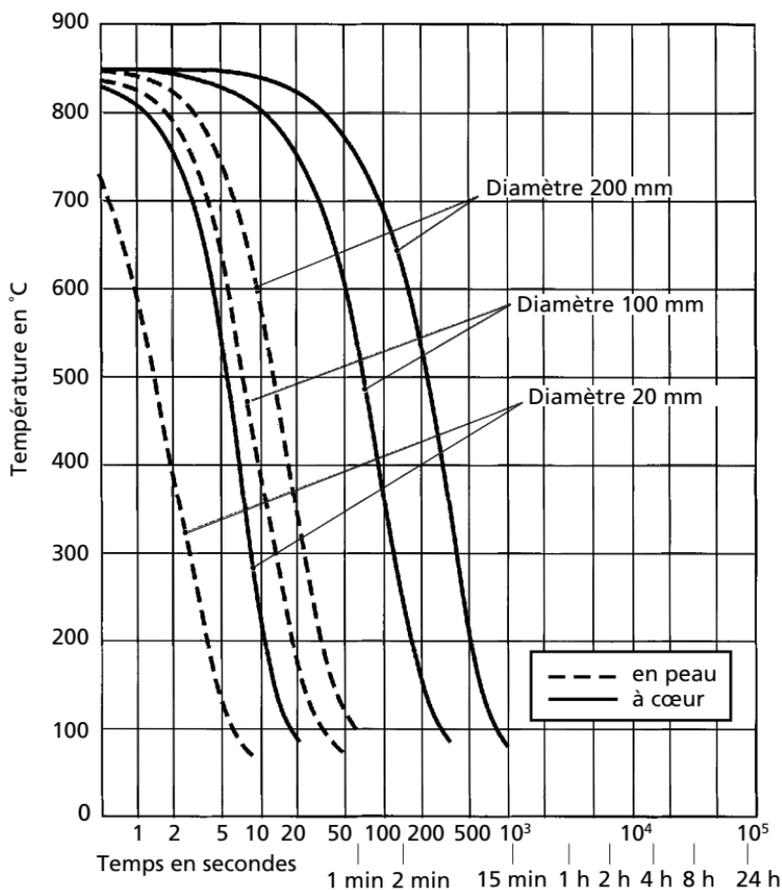


Figure 7.1 – Lois de refroidissement de cylindres d'acier en eau moyennement agitée.

Ainsi donc le refroidissement du cœur est à la fois retardé et plus lent; entre cœur et peau les conditions de refroidissement sont intermédiaires. Cette observation prend ici une très grande importance car elle montre

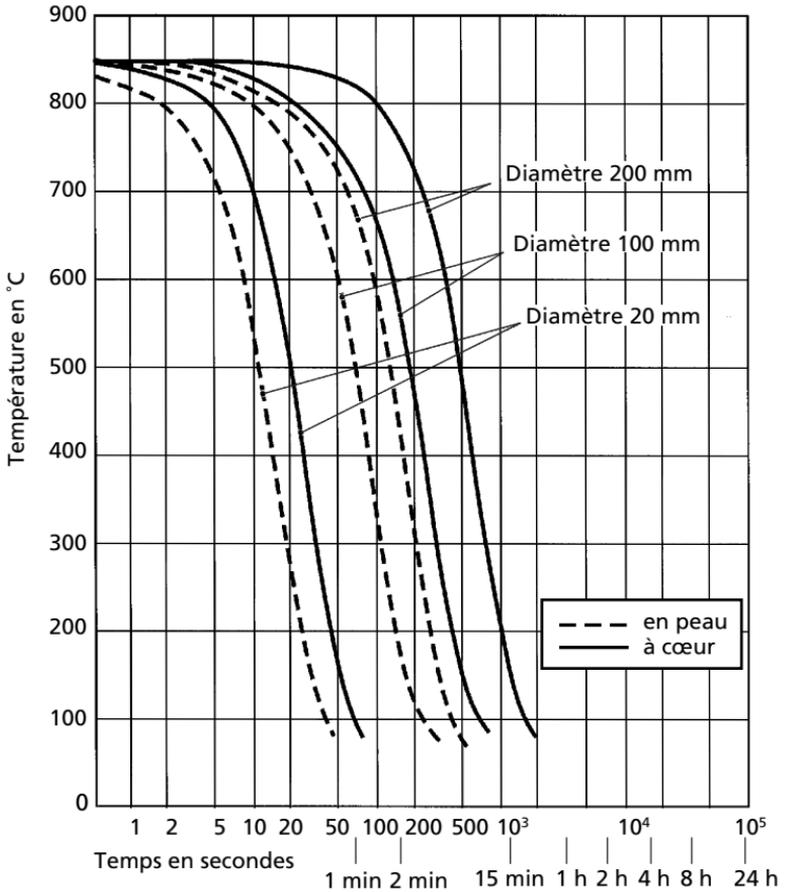


Figure 7.2 – Lois de refroidissement dans une huile moyennement agitée de cylindres d'acier.

qu'il n'est pas possible de réaliser les mêmes conditions de refroidissement en tous points d'une pièce métallique; dès lors il apparaît impossible de provoquer, au cours d'un refroidissement, une précipitation durcissante correcte dans toute la masse d'une telle pièce puisque, en chaque point,

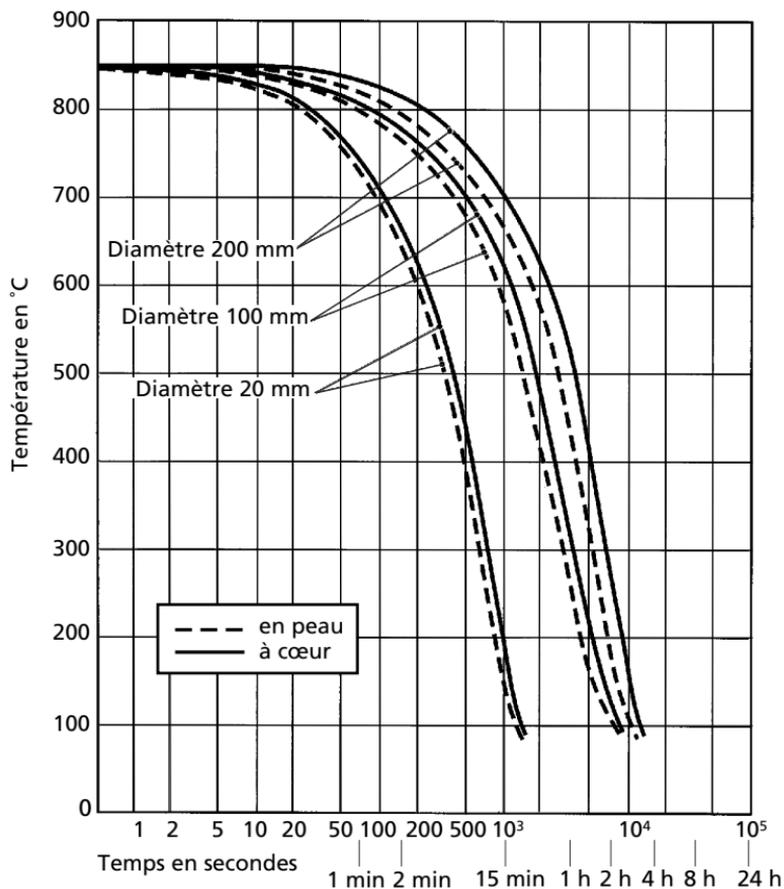


Figure 7.3 – Lois de refroidissement à l'air de cylindres d'acier.

les conditions de germination et de croissance des précipités seront différentes.

Les figures 7.1, 7.2 et 7.3 donnent des exemples de lois de refroidissement enregistrées à cœur (dans l'axe et à mi-distance des extrémités) et en peau de cylindres de différents diamètres en acier peu allié plongés dans divers milieux. Leur examen montre que les milieux de refroidissement industriels induisent des lois de refroidissement très différentes mais que les écarts de température entre peau et cœur sont d'autant plus importants que le refroidissement est plus rapide. Ces écarts de température provoquent des différences de dilatation qui engendrent des déformations lesquelles, selon le comportement mécanique du métal, sont responsables :

- si le métal a une faible limite d'élasticité, de déformations plastiques irréversibles qui modifient la géométrie du bloc métallique considéré;
- si le métal a une limite d'élasticité assez élevée, de déformations élastiques qui se traduisent par l'apparition de contraintes résiduelles affectant le comportement en service (en bien si elles sont de sens opposé à celui des contraintes de service, en mal si elles sont de même sens que les contraintes de service). Il faut noter ici que la peau, étant la plus froide, peut être mise en extension par le cœur plus chaud et dont le volume est donc plus grand; suivant la plasticité de la peau il peut apparaître un risque de fissuration.

■ La caractérisation simple des lois de refroidissement

Compte tenu des effets que l'on attend des refroidissements réalisés dans le cadre des traitements thermiques destinés à ajuster les propriétés mécaniques des alliages, il est nécessaire de caractériser d'une manière simple et pratique les conditions dans lesquelles le métal se refroidit. La description mathématique des lois de refroidissement conduit à des résultats trop complexes; aussi les métallurgistes ont-ils eu recours à des paramètres faciles à mesurer et néanmoins suffisamment significatifs pour être fiables.

C'est ainsi que depuis le début du siècle on utilise un paramètre $\Delta t_{T_1/T_2}$ qui est la durée du refroidissement entre deux températures repères, T_1 et T_2 , qui ne sont ni la température atteinte au cours du chauffage ni la

température du milieu de refroidissement et qui sont choisies de telle façon à ce qu'elles encadrent le domaine de température dans lequel le déroulement des transformations est sensible aux conditions de refroidissement. Si, au cours du refroidissement, la température T_1 est atteinte au bout du temps t_1 et la température T_2 au bout du temps t_2 on a :

$$\Delta t_{T_1/T_2} = t_2 - t_1$$

Pour les aciers on a utilisé les couples de repères suivants :

700-100 °C

650-370 °C

700-200 °C

nous préférons actuellement 700-300 °C et nous nous référons donc au paramètre que nous écrirons $\Delta t_{7/3}$ (temps mis pour passer, au cours du refroidissement, de 700 à 300 °C).

Des publications font parfois référence à des vitesses de refroidissement qui sont généralement des vitesses moyennes calculées sur un intervalle de température; ainsi pour les alliages d'aluminium trouve-t-on des vitesses moyennes dans l'intervalle 400-290 °C (750-550 °F) et pour les aciers des vitesses « à 700 °C » qui sont en fait des vitesses moyennes entre 800 et 600 °C. Celles-ci sont calculées en divisant l'écart de température ($T_1 - T_2$) correspondant à l'intervalle dans lequel on fait le calcul (ici entre T_1 et T_2) par le temps mis par le métal pour passer de T_1 à T_2 . On voit que, sur le même intervalle de température on a :

$$V_{T_1/T_2} = (T_1 - T_2) / \Delta t_{T_1/T_2}$$

il est donc facile de passer de la valeur d'un paramètre $\Delta t_{T_1/T_2}$ à celle de la vitesse moyenne V_{T_1/T_2} sur le même intervalle de température. Par ailleurs il est intéressant de noter que les valeurs de nombreux paramètres $\Delta t_{T_1/T_2}$ pris sur des intervalles de température différents sont liées les unes aux autres par des relations simples du type :

$$\log(\Delta t_{T_1/T_2}) = A + [B \times \log(\Delta t_{T_3/T_4})]$$

L'utilisation de ces paramètres s'est révélée à la fois pratique et fiable; elle a permis, par ailleurs, de parvenir à des relations simples et utiles telles, par exemple, celle liant les conditions de refroidissement de ronds de différents diamètres D immergés dans le même fluide de refroidissement :

$$\log(\Delta t_{T_1/T_2}) = C + [E \times \log(D)]$$

ou celle liant les conditions de refroidissement de grandes plaques de différentes épaisseurs e immergées dans le même fluide de refroidissement :

$$\log(\Delta t_{T_1/T_2}) = F + [G \times \log(e)]$$

les coefficients C , E , F et G variant avec le métal, le point considéré dans la section du produit, le fluide de refroidissement et l'agitation de celui-ci.

7.1.3 Le réchauffage qui est dit « revenu »

L'alliage reste en état de sursaturation à la température ambiante parce qu'à cette température l'agitation thermique et la diffusion qui permettraient la germination des précipités sont insuffisantes. Pour provoquer la précipitation il est donc nécessaire de réchauffer l'alliage à une température suffisamment élevée pour que ces mécanismes puissent jouer leur rôle.

Mais il faut rappeler ici que, quand la température s'élève (dans les limites du domaine de température où l'alliage reste sursaturé) (voir figure 7.4) :

- les germes sont plus gros et moins nombreux;
- la germination est plus rapide;
- le grossissement des grains est plus rapide.

Il est toutefois nécessaire de tenir compte de la cinétique de la diffusion du ou des éléments qui vont constituer les précipités :

- si ces derniers sont constitués par un élément en solution solide de substitution réagissant avec le métal de base ou avec un autre élément en solution solide de substitution (composé intermétallique), la diffusion sera lente et de ce fait la température optimale sera relativement élevée. Les précipités pourront être fins;
- si ces derniers sont constitués avec un élément en solution solide d'insertion (petits atomes), la diffusion sera possible à des températures relativement basses et elle sera plus rapide. Dans ces conditions les précipités auront tendance à être moins fins.

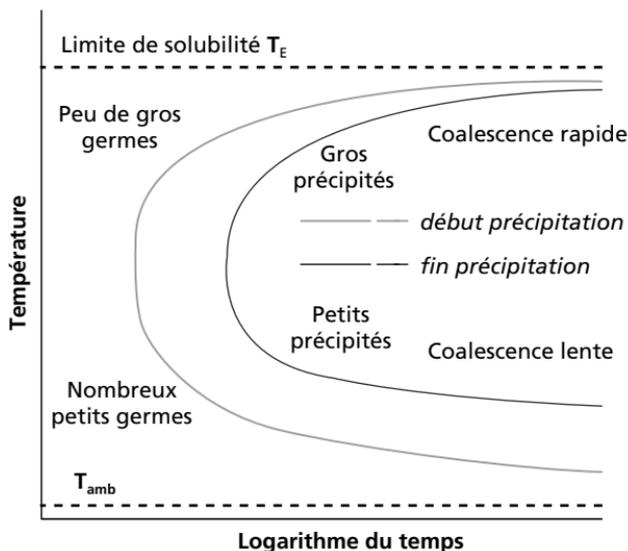


Figure 7.4 – Description schématique des conditions hors équilibre de formation d'un précipité.

Si l'on souhaite réaliser une précipitation durcissante (donc fine) il faut faire un revenu à la température la plus basse possible compatible avec les impératifs industriels. À une température de revenu donnée correspond une durée optimale de maintien pour obtenir le durcissement maximum; une durée plus courte ne permet pas de précipiter toute la phase durcissante, une durée plus longue provoque une coalescence trop importante des précipités. En général, la dureté maximale obtenue après précipitation totale est d'autant plus élevée que la température de revenu est plus basse.

En ce qui concerne la dépendance entre température et durée du revenu il est souvent pratique d'utiliser une relation empirique qui s'écrit, à dureté H obtenue constante :

$$\text{Paramètre } P = T [\log(t) + C]$$

avec :

T = température de revenu (K),

t = durée du maintien à la température de revenu (h),

C = constante dépendant de l'alliage (doit être déterminée expérimentalement),

P = paramètre constant si H ou R_m = constante.

Dans certains cas on peut réaliser deux revenus successifs à des températures différentes :

- soit on provoque, par un premier revenu à relativement basse température, la formation d'un grand nombre de petits germes (la précipitation reste incomplète) sur lesquels s'achèvera rapidement la précipitation lors du deuxième revenu à plus haute température ;
- soit, par un premier revenu court à relativement haute température on réalise une précipitation rapide, partielle (mais déjà importante) et relativement moins fine qui s'achèvera au cours du deuxième revenu à plus basse température, température qui permettra d'éviter un grossissement trop important des précipités.

7.2 Les opérations des traitements d'adoucissement

7.2.1 Un chauffage suffisamment prolongé provoquant la coalescence des précipités

Il s'agit ici d'un revenu maximal réalisé à une température la plus élevée possible qui permette de maintenir l'alliage dans le domaine de température dans lequel la phase précipitée est stable. La durée du traitement doit prendre en compte l'efficacité de la diffusion.

7.2.2 Mise en solution suivie d'une trempe empêchant toute précipitation

On retrouve ici les conditions identiques à celles des 2 premières opérations du traitement de durcissement. L'adoucissement est la conséquence

de l'absence de précipités (cette procédure ne peut pas être utilisée pour les aciers).

7.2.3 Mise en solution suivie d'un refroidissement provoquant une précipitation peu durcissante

La première étape de ce traitement est identique à la première étape du traitement de durcissement, seule la température sera limitée au niveau le plus bas possible. Le refroidissement qui suit sera généralement lent (souvent en four programmé); il doit provoquer une précipitation peu efficace en ce qui concerne son effet durcissant. Ce processus souvent appelé « recuit » n'est pas général; il est réservé à certains alliages qui s'y prêtent (aciers non ou peu alliés par exemple).

8 • L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

8.1 Généralités

L'aluminium est un métal dont la structure est et reste cubique à faces centrées à toute température inférieure à sa température de fusion (660 °C). Il est particulièrement apprécié pour certaines de ses caractéristiques :

- sa faible masse spécifique; 2,7 kg/dm³;
- sa faible résistivité électrique; 0,0265 μΩ · m à 20 °C;
- sa forte conductivité thermique; 237 W/(m · K);
- sa bonne résistance à certaines corrosions et notamment à la corrosion atmosphérique.

Ces propriétés font que l'aluminium est très utilisé à l'état pur ou plus exactement à l'état non allié (dans les pays développés plus de 40 % de la consommation d'aluminium se fait à cet état) qui se définit selon les critères suivants :

- Cr, Mg, Mn, Ni et Zn; chacun ≤ 0,1 %;
- Cu ≤ 0,1 % (on admet ≤ 0,2 % si Cr ≤ 0,05 % et Mn ≤ 0,05 %);
- Fe + Si ≤ 1 %.

L'aluminium non allié ne possède pas des performances mécaniques très élevées; on peut donner les ordres de grandeur suivants :

- limite d'élasticité $R_{p0,2}$; 20 à 35 N/mm²;
- résistance à la traction; 65 à 90 N/mm²;
- allongement à rupture; 23 à 43 %.

Pour de nombreux emplois il est nécessaire de recourir à des alliages d'aluminium présentant des caractéristiques mécaniques plus élevées. Ces alliages sont, du point de vue de leur composition chimique définis par les critères suivants :

- Al prédomine en masse sur chacun des éléments d'alliage;
- la teneur totale en masse des éléments d'alliage dépasse 1 %;
- la teneur en masse de chaque élément satisfait aux conditions ci-dessous :
 - pour Cr, Cu, Mg, Mn, Ni et Zn; teneur > 0,1 %,
 - Fe + Si > 1 %.

8.2 Le durcissement des alliages d'aluminium

Le durcissement peut être obtenu par l'un des deux modes suivants :

- écrouissage (possible compte tenu de la grande plasticité initiale de l'aluminium due à sa structure CFC), on peut alors parvenir aux résultats suivants :
 - limite d'élasticité $R_{p0,2}$; 120 à 150 N/mm²,
 - résistance à la traction; 130 à 185 N/mm²,
 - allongement à rupture; 2 à 8 %;
- précipitation; les propriétés chimiques de l'aluminium font que la phase durcissante peut être :
 - une solution solide de l'aluminium dans l'élément d'alliage; la figure 8.1 en donne un exemple avec un alliage Al-Zn dans lequel peut précipiter une solution solide de Al dans Zn (à 275 °C cette phase contient 0,6 % d'aluminium et environ 0,1 % à 100 °C). Ici la nécessaire mise en solution des précipités peut se faire dans un vaste domaine de température (au-dessus de ODM mais au-dessous du solidus BN). La solubilité non nulle de Zn dans Al à basse température permet un durcissement complémentaire par effet de solution solide;
 - un composé intermétallique formé à partir de l'élément d'alliage; la figure 8.2 en donne un exemple avec un alliage Al-Cu dans lequel peut précipiter Al₂Cu. Les possibilités de remise en solution des précipités sont limitées par l'eutectique qui fond à 548 °C; il n'est donc pas nécessaire d'ajouter plus de 5,65 % de Cu. Il est même préférable,

pour tenir compte des états industriels hors équilibre de ne pas atteindre cette limite. Cependant il est possible de la dépasser en admettant de conserver des précipités non dissous et en évitant de porter l'alliage à une température qui provoquerait un début de fusion.

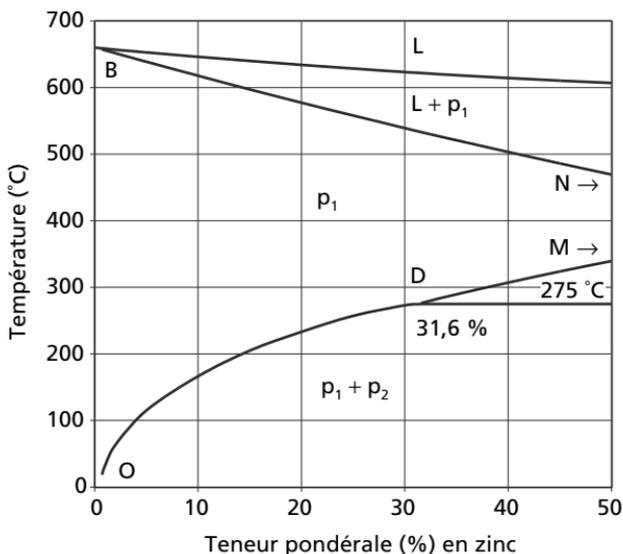


Figure 8.1 – Partie riche en Al du diagramme d'équilibre Al-Zn.

L = liquide

p₁ = solution solide de Zn

p₂ = solution solide de Al dans Zn.

8.3 Les éléments d'alliage dans les alliages d'aluminium

Les principaux éléments d'alliage introduits dans l'aluminium sont le cuivre, le manganèse, le magnésium, le silicium, le zinc et le lithium. Ces éléments peuvent être ajoutés seuls ou associés. Ils pourront engendrer

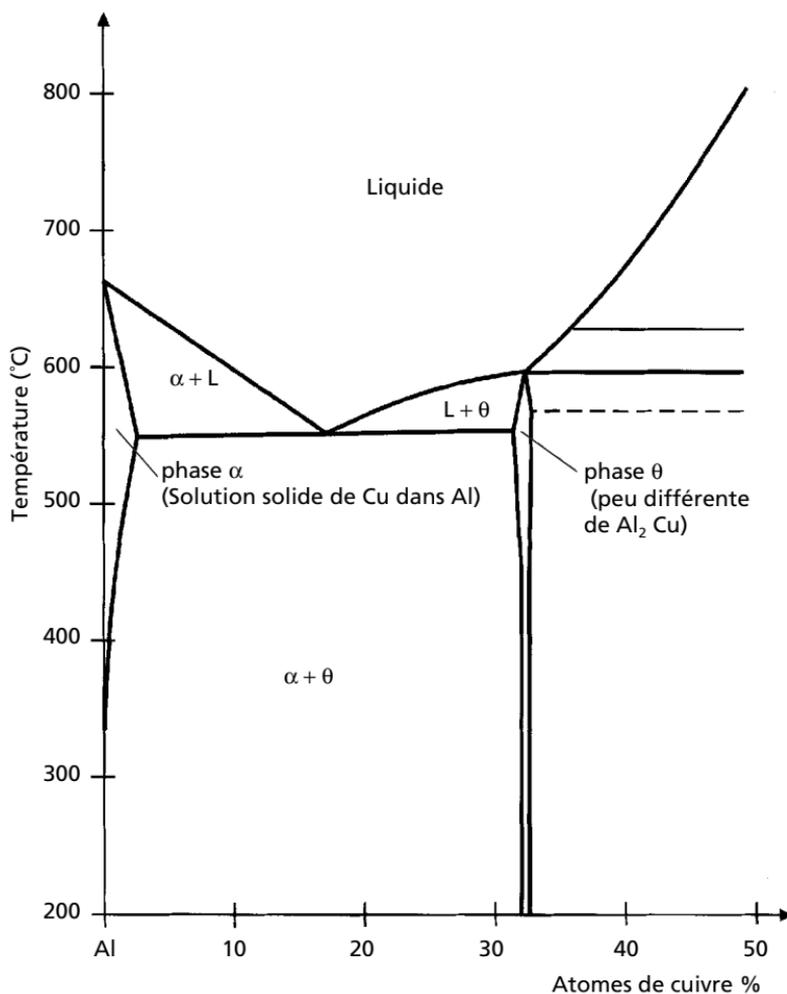


Figure 8.2 – Partie du diagramme d'équilibre Al-Cu.

un durcissement complémentaire par effet de solution solide s'ils ne sont pas totalement intégrés aux précipités.

Certains autres éléments sont ajoutés ou, au contraire exclus plus ou moins, pour améliorer une propriété particulière. Ainsi la ténacité des alliages avec magnésium et silicium est fortement améliorée par des additions de manganèse et de chrome en teneurs limitées (souvent Cr < 0,4 % et Mn < 1 %) et par une limitation sévère des teneurs en éléments nocifs tels le fer.

La présence des éléments d'alliage provoque une légère augmentation du module d'élasticité. Ainsi les impuretés de l'aluminium commercial suffisent à le porter de 66 600 N/mm² à 69 000 N/mm² alors que, par exemple, 5 % de Si le font croître de 3 000 N/mm². Le coefficient de Poisson reste de l'ordre de 0,34.

8.4 Les différentes classes d'alliages d'aluminium

Les alliages d'aluminium corroyés sont classés suivants le (ou les) élément(s) d'alliage principal. On distingue ainsi :

- les alliages aluminium + cuivre;
- les alliages aluminium + manganèse;
- les alliages aluminium + silicium;
- les alliages aluminium + magnésium;
- les alliages aluminium + magnésium + silicium;
- les alliages aluminium + zinc;
- les alliages aluminium + autres éléments.

Par ailleurs on distingue :

- les alliages dits non-trempants (ne durcissant pas par traitement thermique) qui sont les alliages aluminium + manganèse et les alliages aluminium + magnésium (souvent dénommés alliages durcis par écrouissage);
- les alliages dits à durcissement structural (durcissant par traitement thermique) qui sont les alliages aluminium + cuivre, les alliages aluminium + magnésium – silicium et les alliages aluminium + zinc.

8.5 Les normes définissant les alliages d'aluminium

8.5.1 La désignation normalisée des alliages d'aluminium

La norme NF EN 573 définit deux systèmes européens de désignation des alliages d'aluminium qui, tous deux, font référence à la composition chimique.

- un système numérique (Partie 1);
- un système alphanumérique (Partie 2).

■ Le système numérique

Ce système met en jeu un code à 4 chiffres et fait indirectement référence à la composition chimique. Selon ce système 8 familles sont référencées à partir du chiffre des dizaines de milliers et la désignation d'un alliage comporte successivement :

4 lettres : ENAW

- EN fait référence à la normalisation européenne;
- A indique qu'il s'agit d'aluminium;
- W précise qu'il s'agit de métal corroyé.

4 chiffres :

- le premier indique le groupe d'alliages (tableau 8.1);

Tableau 8.1.

1 ^{er} chiffre	Élément(s) d'alliage	1 ^{er} chiffre	Élément(s) d'alliage
1***	sans (Al ≥ 99,00 %)	5***	magnésium
2***	cuivre	6***	magnésium + silicium
3***	manganèse	7***	zinc
4***	silicium	8***	autres éléments

- le second chiffre peut être :
 - 0 s'il s'agit du métal original,
 - 1 à 9 si l'alliage présente des particularités (pureté d'un aluminium non allié, variante d'un alliage...);
- le troisième et le quatrième chiffre ont une signification différente selon qu'il s'agit :
 - d'un aluminium non allié; ce sont alors les deux premières décimales du nombre exprimant la teneur minimale en Al,
 - d'un alliage : ces deux nombres, choisis par le normalisateur, servent seulement à différencier les nuances d'un même groupe.

Exemples :

EN AW-1098 = aluminium à, au moins, 99,98 %;

EN AW-4015 = alliage à 1,8 % Si et 0,9 % Mn;

EN AW-4045 = alliage à 10 % Si;

EN AW-4343 = alliage à 7,5 % Si.

■ Le système alphanumérique

Dans ce système on distingue l'aluminium non allié et les alliages d'aluminium :

Aluminium non allié

La désignation débute par le symbole chimique de l'aluminium Al suivi de la teneur minimale en % du métal exprimée avec une ou deux décimales.

Exemple : EN AW- Al 99,98 = aluminium à, au moins, 99,98 %.

Normalement cette désignation doit être précédée de la désignation numérique et être alors placée entre crochets, soit ici EN AW-1098 [Al 99,98].

Alliages d'aluminium

La désignation débute par le symbole chimique de l'aluminium Al suivi du ou des symbole(s) chimique(s) du ou des principaux éléments d'alliage suivis chacun par un nombre représentant la teneur moyenne (%) arrondie de l'élément indiqué.

Exemples :

Al Si2Mn = alliage à 1,8 % Si et 0,9 % Mn;

Al Si10 = alliage à 10 % Si;

Al Si7,5 = alliage à 7,5 % Si.

normalement cette désignation doit être précédée de la désignation numérique et être alors placée entre crochets, soit ici, respectivement :

EN AW-4015 [AlSi2Mn];

EN AW-4045 [AlSi10];

EN AW-4343 [AlSi7,5].

8.5.2 Les normes de produits

De nombreuses normes décrivent les produits en alliages d'aluminium. La plus grande partie des compositions chimiques (17 nuances 1***, 17 nuances 2***, 13 nuances 3***, 12 nuances 4***, 44 nuances 5***, 31 nuances 6***, 27 nuances 7*** et 11 nuances 8***) est répertoriée dans la partie 3 de la norme NF EN 573 qui, dans sa partie 4 décrit les formes de ces produits.

8.6 Les changements d'état des alliages d'aluminium

8.6.1 Solidification

En présence des principaux éléments d'alliage (Cu, Mn, Si, Mg et Zn) la solidification s'accompagne d'une réaction eutectique après formation de cristaux de solution solide (CFC) des éléments d'alliage dans l'aluminium et enrichissement progressif du liquide restant. Ce fait a deux conséquences importantes :

– la phase riche en éléments d'alliage qui participe à la constitution de l'eutectique ne pourra pas être remise en solution à l'état solide et ne participera donc pas au durcissement optimum par re-précipitation. Celui-ci serait obtenu, dans ces conditions, en n'ajoutant que les quantités d'éléments d'alliage susceptibles d'être remises en solution à l'état

solide c'est-à-dire celles qui correspondent généralement aux solubilités aux températures des réactions eutectiques. Le tableau 8.2 rappelle certaines de ces données;

Tableau 8.2.

Élément d'alliage	T_e (1)	A (2) à T_e	A à 20 °C	Précipité
Cuivre	548 °C	5,65 %	< 0,1 %	Al ₂ Cu
Manganèse	659 °C	1,82 %	< 0,1 %	Al ₆ Mn
Silicium	577 °C	1,65 %	< 0,02 %	Si (> 99,8 %)
Magnésium	451 °C	14,9 %	< 0,4 %	Al ₃ Mg ₂
Zinc	382 °C	82,8 % (3)	< 1 %	Sol.sol. Al (< 1 %) dans Zn

(1) T_e = température de la réaction eutectique.
(2) Solubilité de A dans M.
(3) Une lacune de solubilité apparaît au-dessous de 353 °C.

- la solidification dans les conditions industrielles telle qu'elle a été décrite au § 6.1.1 (« Cas où, en conditions d'équilibre, intervient une réaction eutectique ») provoquant des ségrégations et un décalage de la réaction eutectique vers des températures plus basses que les températures d'équilibre, il sera nécessaire de limiter la température de mise en solution des précipités pour éviter un début de fusion dans les plages fusibles du pseudo-eutectique (début de fusion dénommé « brûlure » qui rend le métal quasiment inutilisable). Dans ces conditions il sera encore possible de diminuer un peu les teneurs en élément d'alliage pour ne conserver que la part qui peut participer au durcissement par traitement thermique.

8.6.2 Les changements d'état à l'état solide des alliages d'aluminium

■ Au refroidissement

Au cours d'un refroidissement, les éléments d'alliage en solution solide peuvent précipiter généralement sous forme de composés intermétalliques (ou de solution solide très pauvre en Al – cas de Si et Zn). Il faut noter que cette précipitation faisant intervenir la diffusion d'éléments d'alliage en solution solide de substitution peut être gênée voire empêchées par un refroidissement rapide qui conduit alors à une structure métastable.

■ Au cours d'un chauffage

À partir d'un état voisin de l'équilibre

Tableau 8.3.

Élément d'alliage	T_e (1)	A (2) à T_e	A (3) à 20 °C
Cuivre	548 °C	5,65 %	< 0,1 %
Manganèse	659 °C	1,82 %	< 0,1 %
Silicium	577 °C	1,65 %	< 0,02 %
Magnésium	451 °C	14,9 %	< 0,4 %
Zinc	382 °C	82,8 % (4)	< 1 %

(1) T_e = température de la réaction eutectique.

(2) Solubilité de A dans M à la température T_e .

(3) Solubilité de A dans M à la température ambiante.

(4) Une lacune de solubilité apparaît au-dessous de 353 °C.

Selon l'évolution de la solubilité des éléments d'alliage, les précipités pourront se mettre en solution. Il faut noter ici que la phase riche en éléments d'alliage qui participe à la constitution de l'eutectique ne peut pas être remise en solution à l'état solide; elle ne concourt donc pas au durcissement optimum par re-précipitation. Celui-ci sera obtenu, dans ces conditions, en n'ajoutant que les quantités d'éléments d'alliage susceptibles d'être remises en solution à l'état solide c'est-à-dire celles qui correspondent généralement aux solubilités aux températures des réactions eutectiques. Encore sera-t-il nécessaire de limiter la température de mise en solution des précipités pour éviter un début de fusion dans les plages fusibles du pseudo-eutectique (début de fusion dénommé « brûlure » qui rend le métal quasiment inutilisable). Le tableau 8.3 rappelle certaines de ces données.

□ À partir d'un état métastable

L'état métastable de départ peut résulter ici d'un refroidissement rapide qui aurait empêché toute précipitation; l'alliage est donc à l'état de solution solide sursaturée. À la température ambiante cette solution peut déjà évoluer, les éléments d'alliage en sursaturation diffusant vers les défauts du réseau, essentiellement vers les dislocations. En se rassemblant, ils forment autour de ces dernières des « nuages » d'atomes de soluté (on les appelle des zones de GUINIER-PRESTON) qui rendent leurs déplacements ultérieurs plus difficiles; il apparaît ainsi un durcissement important en l'absence de toute précipitation (on parle parfois de pré-précipitation). Ce processus est plus ou moins rapide selon la température; des différences importantes apparaissent pour de faibles variations de la température ambiante. Néanmoins ce durcissement s'établit assez lentement; il peut demander quelques jours avec certains alliages de la série 2***, quelques semaines avec des alliages de la série 6*** et quelques mois avec des alliages de la série 7***. Un réchauffage à des températures variables selon les alliages mais généralement comprises entre 100 et 200 °C (durée de l'ordre de 5 à 24 heures) provoque la précipitation de la phase durcissante (voir tableau 8.4). À plus haute température les précipités coalescent.

Tableau 8.4.

Élément d'alliage	Série	Précipité
Cuivre	2***	Al ₂ Cu
Manganèse	3***	Al ₆ Mn
Silicium	4***	Si (> 99,8 %)
Magnésium	5***	Al ₃ Mg ₂
Zinc	7***	Sol.sol. Al (< 1 %) dans Zn

8.7 Aspects industriels sur les alliages d'aluminium

8.7.1 Les alliages d'aluminium durcis par écrouissage

Ce sont les alliages des séries :

3*** ; l'élément d'alliage principal est le manganèse associé éventuellement au magnésium ;

5*** ; l'élément d'alliage principal est le magnésium.

Ces alliages sont parfois utilisés à l'état non écroui ; leurs performances mécaniques ne sont pas très élevées mais elles bénéficient d'un léger effet de durcissement dû aux éléments d'alliage (précipitation avec le manganèse, effet de solution solide pour le magnésium) ; elles sont ainsi supérieures à celles des alliages de la série 1***. Elles atteignent les niveaux suivants :

- limite d'élasticité $R_{p0,2}$; 40 à 160 N/mm² ;
- résistance à la traction ; 110 à 300 N/mm² ;
- allongement à rupture ; 18 à 30 %.

À l'état écroui les performances de résistance sont d'autant plus augmentées que l'écrouissage est plus important mais en contrepartie la ductilité est plus abaissée. Avec l'écrouissage le plus important il est possible alors d'atteindre les ordres de grandeur suivants :

- limite d'élasticité $R_{p0,2}$; 180 à 400 N/mm²;
- résistance à la traction; 200 à 430 N/mm²;
- allongement à rupture; 3 à 5 %.

Pour retrouver une ductilité plus élevée on peut réaliser un début de restauration à l'aide d'un léger réchauffage; on reviendra ainsi, par exemple, aux niveaux suivants :

- limite d'élasticité $R_{p0,2}$; 140 à 200 N/mm²;
- résistance à la traction; 170 à 250 N/mm²;
- allongement à rupture; 5 à 8 %.

8.7.2 Les alliages d'aluminium durcis par précipitation

Le durcissement par précipitation exige que soient introduits dans l'alliage des éléments susceptibles d'être mis en solution solide à haute température mais qui sont insolubles ou très faiblement solubles à la température ambiante. Le durcissement est alors obtenu à l'aide d'un traitement thermique; c'est la raison pour laquelle les alliages correspondants sont appelés « alliages à traitement thermique ».

L'exemple d'un tel alliage est donné par un des plus anciens alliages d'aluminium : le duralumin (4 % Cu, 0,7 % Mg, 0,7 % Mn, 0,7 % Fe, 0,5 % Si). Une partie du diagramme d'équilibre Al-Cu (figure 8.3) montre que :

- par chauffage à une température supérieure à 500 °C on transforme l'alliage en une solution solide homogène de cuivre dans l'aluminium;
- à la température ambiante la solubilité du cuivre dans l'aluminium est inférieure à 0,1 % et que le cuivre excédentaire doit précipiter sous forme du composé intermétallique Θ auquel on attribut la formule Al_2Cu .

Une telle situation permet bien de réaliser un traitement thermique de durcissement par précipitation.

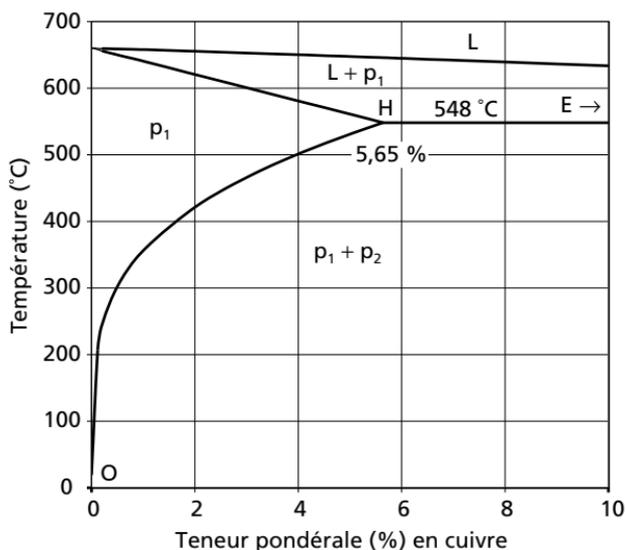


Figure 8.3 – Partie riche en aluminium du diagramme d'équilibre Al-Cu.

L = liquide

p_1 = solution solide de Cu dans Al

p_2 = Al_2Cu .

Les alliages qui relèvent de ce mode de durcissement sont classés dans les séries :

2***; l'élément d'alliage principal est le cuivre;

6***; les éléments d'alliage principaux sont le magnésium et le silicium;

7***; l'élément d'alliage principal est le zinc souvent associé au magnésium et au cuivre.

Ils sont durcis par un traitement thermique qui comporte :

- un chauffage pour mettre en solution le ou les élément(s) d'alliage qui participe(nt) à la formation des précipités. Ce chauffage doit permettre d'atteindre une température :

- assez élevée pour autoriser la mise en solution totale (ou au moins très avancée) des éléments d'addition,
 - pas trop élevée pour éviter « la brûlure du métal » ; c'est un début de fusion qui intervient dans des zones ségréguées dont l'enrichissement en certains éléments abaisse la température de fusion au-dessous de la température du solidus d'équilibre;
- un refroidissement assez rapide pour empêcher toute précipitation et permettre donc de conserver les éléments d'addition en sursaturation dans l'aluminium (en vue d'une précipitation réalisable ultérieurement et d'une manière contrôlée par revenu). Pour chaque alliage on détermine des conditions critiques de refroidissement qui caractérisent la loi de refroidissement la plus lente qui permet encore d'éviter toute précipitation. Cette caractéristique est parfois exprimée en terme de vitesse moyenne de refroidissement et R. DEVELAY donne (*Techniques de l'Ingénieur M1290*), par exemple, les limites suivantes :
- 0,5 °C/s pour un alliage 7020 (4,5 % Zn, 1,2 % Mg);
 - 1 °C/s pour un alliage 6060 (0,47 % Mg, 0,45 % Si, 0,25 % Zn);
 - 6 °C/s pour un alliage 6082 (1 % Si, 0,9 % Mg, 0,7 % Mn);
 - 10 °C/s pour un alliage 6061 (1 % Mg, 0,6 % Si);
 - 18 °C/s pour un alliage 2017 (4 % Cu, 0,7 % Mn, 0,6 % Mg);
 - 100 °C/s pour un alliage 7075 (5,6 % Zn, 2,5 % Mg, 1,6 % Cu).

Le plus souvent les alliages d'aluminium sont refroidis par trempe à l'eau à 20 °C; si les pièces ont des formes complexes il peut être utile, pour diminuer les déformations et les contraintes, de porter préalablement l'eau à une température supérieure à l'ambiante (de 50 à 100 °C). Souvent la qualité d'un refroidissement est appréciée à partir des performances mécaniques obtenues après achèvement du traitement thermique (voir plus loin); il ne faut pas oublier en effet qu'à l'état brut de trempe les alliages considérés ici sont adoucis puisque les précipités sont dissous;

- une opération de durcissement qui peut prendre deux formes : le mûrissement (ou maturation) ou le revenu
- durcissement par mûrissement : à la température ambiante. La solution solide sursaturée a la possibilité d'évoluer. Les éléments d'alliage en sursaturation diffusent vers les défauts du réseau, essentiellement

vers les dislocations. En se rassemblant, ils forment autour de ces dernières des « nuages » d'atomes de soluté (on les appelle des zones de GUINIER-PRESTON) qui rendent leurs déplacements ultérieurs plus difficiles; il apparaît ainsi un durcissement important en l'absence de toute précipitation (on parle parfois de pré-précipitation). Ce processus est plus ou moins rapide selon la température; des différences importantes apparaissent pour de faibles variations de la température ambiante. Néanmoins ce durcissement s'établit assez lentement; il peut demander quelques jours avec certains alliages de la série 2***, quelques semaines avec des alliages de la série 6*** et quelques mois avec des alliages de la série 7***,

- le revenu; il s'agit ici d'un réchauffage classique qui se fait à des températures variables selon les alliages mais généralement comprises entre 100 et 200 °C (durée de l'ordre de 5 à 24 heures). Cette opération a pour but de précipiter la phase durcissante. Il faut noter qu'au cours d'un revenu à température donnée, le durcissement se fait progressivement en atteignant un maximum au bout d'un certain temps; au delà le durcissement diminue (il y a coalescence des précipités). Quand la température de revenu est abaissée le temps nécessaire pour atteindre le durcissement maximum croît et, simultanément le niveau maximum du durcissement augmente. On préférera donc des revenus longs à des températures relativement basses.

À la suite du traitement thermique des alliages considérés on obtient des performances mécaniques élevées dont on trouvera ci-après des ordres de grandeur.

Alliages de la série 2*** après trempe et mûrissement :

- limite d'élasticité $R_{p0,2}$; 160 à 330 N/mm²;
- résistance à la traction; 300 à 470 N/mm²;
- allongement à rupture; 20 à 24 %.

Alliages de la série 2*** après trempe et revenu :

- limite d'élasticité $R_{p0,2}$; 300 à 420 N/mm²;
- résistance à la traction; 400 à 480 N/mm²;
- allongement à rupture; 10 à 13 %.

Alliages de la série 6*** après trempe et mûrissement ;

- limite d'élasticité $R_{p0,2}$; 130 à 210 N/mm²;
- résistance à la traction; 220 à 360 N/mm²;
- allongement à rupture; 18 à 28 %.

Alliages de la série 6*** après trempe et revenu :

- limite d'élasticité $R_{p0,2}$; 200 à 360 N/mm²;
- résistance à la traction; 220 à 400 N/mm²;
- allongement à rupture; 10 à 17 %.

Alliages de la série 7*** après trempe et revenu :

- limite d'élasticité $R_{p0,2}$; 320 à 630 N/mm²;
- résistance à la traction; 370 à 680 N/mm²;
- allongement à rupture; 5 à 12 %.

Certains alliages subissent parfois un léger écrouissage (quelques %) après la trempe et avant le revenu. Ce traitement apporte un petit supplément de durcissement si le revenu ne provoque pas une restauration totale et si l'écrouissage n'engendre pas une précipitation trop grossière; il n'est réalisable que sur certains alliages. Ainsi la limite d'élasticité d'un alliage 2024 (4,3 % Cu, 1,5 % Mg, 0,6 % Mn) pourra passer de 370 N/mm² après trempe et revenu à 430 N/mm² après trempe, écrouissage léger (2 %) et revenu.

8.7.3 Les désignations codifiées des états métallurgiques des alliages d'aluminium

La norme NF EN 515 définit la désignation symbolique des états métallurgiques de l'aluminium et de ses alliages :

- états recuits – symbole 0 – avec, notamment, 01 recuit à haute température et refroidissement lent;
- états écrouis – symbole H – avec, notamment H1 (état brut d'écrouissage) ou H2 (état écroui et partiellement restauré) suivi d'un chiffre (de 1 à 9) qui caractérise le niveau de durcissement dû à l'écrouissage (8 correspondant à l'état le plus dur normalement produit – 9 est utilisé pour un durcissement plus important encore – les chiffres de 1 à 7 sont employés pour des durcissements intermédiaires – ainsi 4 désigne un

durcissement moitié de celui repéré 8). Ces symboles sont souvent suivis par des chiffres supplémentaires qui complètent la désignation et traduisent des différences sensibles au niveau des caractéristiques acquises (exemple : H111, état obtenu à la suite d'un léger écrouissage après recuit, écrouissage qui donne un durcissement suffisant pour que les propriétés du métal ne soient plus celles de l'état recuit sans que, toutefois, elles atteignent le niveau de celles correspondant à l'état H11);

– états obtenus par traitement thermique – symbole T – avec de nombreuses variantes :

- T_1 refroidi après mise en forme à chaud et mûri,
- T_2 refroidi après mise en forme à chaud, écroui et mûri,
- T_3 mis en solution, écroui et mûri,
- T_4 mis en solution et mûri,
- T_5 refroidi après mise en forme à chaud et revenu,
- T_6 mis en solution et revenu,
- T_7 mis en solution et sur-revenu,
- T_8 mis en solution, écroui et revenu,
- T_9 mis en solution, revenu et écroui.

Ces symboles sont généralement suivis par des chiffres supplémentaires qui complètent la désignation et traduisent des différences sensibles au niveau des caractéristiques acquises (exemple ; T5511, état obtenu après mise en solution ou transformation à chaud, refroidissement, allongement par traction – 1 à 3 % pour les barres et profilés – et éventuellement dressage).

9 • LE CUIVRE ET SES ALLIAGES

9.1 Généralités

Le cuivre est un métal dont la structure est et reste cubique à faces centrées (CFC) à toute température inférieure à sa température de fusion (1 084 °C). Il est particulièrement apprécié pour certaines de ses caractéristiques :

- sa faible résistivité électrique; $0,017 \mu\Omega \cdot \text{m}$ à 20 °C;
- sa bonne conductivité thermique; $400 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$;
- sa bonne résistance à certaines corrosions. Son potentiel normal d'oxydoréduction à 25 °C [+ 0,34 V (Cu-Cu²⁺)] en fait le métal usuel le plus noble; au contact des eaux il se recouvre d'une couche (oxydes, carbonates...) qui le protège.

Ces propriétés font que le cuivre est très utilisé dans les deux états suivants :

- affiné; la teneur minimale en cuivre est de 99,85 %;
- allié (à ne pas confondre avec les alliages de cuivre) qui se définit selon les critères suivants :

Cu ≥ 97,5 %	Mg, Sn et T _e ; chacun ≤ 0,8 %
Pb ≤ 1,5 %	S ≤ 0,7 %
Cr ≤ 1,4 %	As ≤ 0,5 %
Cd ≤ 1,3 %	Zr ≤ 0,3 %
Zn ≤ 1 %	Ag ≤ 0,25 %
autres éléments, chacun ≤ 0,3 %	

Non alliés ou alliés, ils ne possèdent pas des performances mécaniques très élevées; on peut donner les ordres de grandeur suivants (selon l'état et les éléments ajoutés) :

- limite d'élasticité $R_{p0,2}$; 60 à 320 N/mm²;
- résistance à la traction; 230 à 520 N/mm²;
- allongement à rupture; 45 à 3 %.

Certains : alliés au chrome, zirconium, nickel, silicium, béryllium, cobalt, conduisent à différents compromis entre la conductivité électrique et la tenue mécanique pour des emplois en connectique surtout. Tout en conservant une conductivité électrique acceptable, ils permettent, par des combinaisons de traitements thermiques (trempe + revenu) et d'écroissage, d'atteindre des niveaux de résistance mécanique supérieurs (par exemple R_m ; 1 100 à 1 400 N/mm², A ; 4 à 2 % avec des cuivres à 2 % de béryllium). Ils sont dits « cupro-alliages ».

Lorsque la conductivité électrique n'est plus un paramètre pris en compte on peut disposer d'alliages (ce ne sont pas les cuivres alliés) possédant des caractéristiques mécaniques élevées. Ils sont définis comme des matières métalliques dans lesquelles le cuivre prédomine en masse et qui contiennent plus de 2,5 % d'éléments d'addition. Ce sont :

- les laitons; alliages Cu + Zn;
- les bronzes; alliages Cu + Sn;
- les cupro-aluminiums; alliages Cu + Al;
- les cupronickels; alliages Cu + Ni;
- les maillechorts; alliages Cu + Ni + Zn;
- les cupro-siliciums; alliages Cu + Si.

9.2 Le durcissement des alliages de cuivre

Le durcissement peut être obtenu par l'un des trois modes suivants :

- par effet de solution solide; le cuivre admet en solution solide de fortes teneurs en divers éléments : jusqu'à 30 % de nickel, de manganèse ou de zinc, jusqu'à 8 % d'aluminium, jusqu'à 4 % de silicium. Ce durcissement se fait sans changement de système cristallin qui reste CFC, il n'altère donc pas la plasticité du cuivre de base;

– par écrouissage (possible compte tenu de la grande plasticité initiale du cuivre due à sa structure CFC); ce procédé est surtout utilisé dans la fabrication des fils et des barres. Les résultats suivants peuvent alors être obtenus :

- résistance à la traction; 230 à 830 N/mm²,
- allongement à rupture; 25 à 1 %;

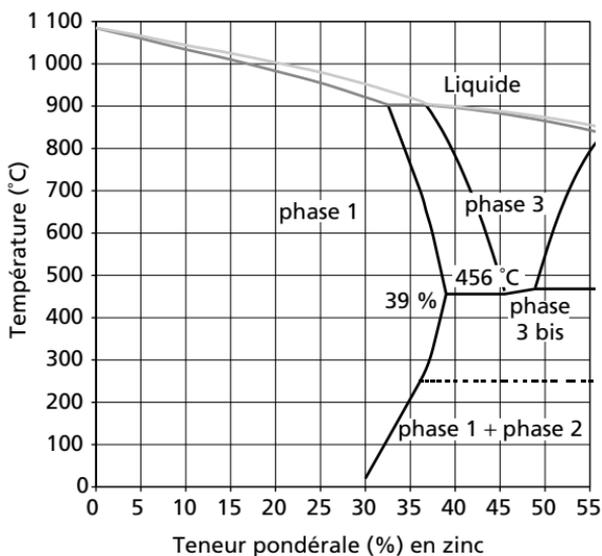


Figure 9.1 – Partie riche en Cu du diagramme Cu-Zn.

phase 1 = solution solide (CFC) de Zn dans Cu

phase 2 = Cu_5Zn_8

phase 3 = solution solide (CC) de Zn dans Cu

phase 3 bis = phase 3 ordonnée.

– par précipitation, la deuxième phase étant une solution solide ou un composé intermétallique formé à partir de l'élément d'alliage. La figure 9.1 en donne un exemple avec un alliage Cu-Zn (Zn > 30 %) dans lequel peut précipiter Cu_5Zn_8 (Phase γ). En conditions d'équilibre, dans les

alliages industriels de ce type ($Zn < 44\%$), cette phase est le produit de plusieurs transformations :

- la réaction péritectique qui précipite une solution solide désordonnée de Zn dans Cu (phase β),
- une réaction désordre-ordre qui ordonne la phase β en donnant la phase β' ,
- une réaction eutectoïde à 250 °C qui transforme cette phase β' en un agrégat constitué par une solution solide de Zn dans Cu et par un composé Cu_5Zn_8 .

La solubilité non nulle de Zn dans Cu à basse température permet un durcissement complémentaire par effet de solution solide.

9.3 Les éléments d'alliage dans le cuivre

Les principaux éléments d'alliage introduits dans le cuivre sont le zinc, l'étain, le nickel, l'aluminium, le plomb, le béryllium. D'autres éléments peuvent être ajoutés en relativement faibles teneurs pour faire évoluer une propriété bien définie. Ainsi des additions d'argent, de cadmium permettront d'améliorer la tenue à chaud, une addition de tellure facilitera l'usinage, une addition d'arsenic augmentera la résistance à la dézincification...

La présence des éléments d'alliage modifie la valeur du module d'élasticité; par rapport à celle du cuivre pur (à savoir 120 000 N/mm² avec $G = 45\,000\text{ N/mm}^2$) on peut noter que :

- le zinc et l'étain la diminuent; aux plus fortes teneurs en Zn elle peut être de 102 000 N/mm² ($G = 38\,200\text{ N/mm}^2$) et aux plus fortes teneurs en Sn elle peut être de 108 000 N/mm² ($G = 40\,200\text{ N/mm}^2$);
- l'aluminium, le nickel et le béryllium l'augmentent; aux plus fortes teneurs en Al elle peut être de 131 000 N/mm² ($G = 48\,600\text{ N/mm}^2$), aux plus fortes teneurs en Ni elle peut être de 165 000 N/mm² ($G = 60\,800\text{ N/mm}^2$) et aux plus fortes teneurs en Be elle peut être de 132 000 N/mm² ($G = 49\,800\text{ N/mm}^2$).

La masse spécifique de ces alliages est parfois susceptible de varier avec leur composition (pour le cuivre elle est de $8,9 \text{ kg/dm}^3$) :

- le zinc, l'aluminium et le béryllium l'abaissent sensiblement; aux plus fortes teneurs en Zn elle peut être de $8,4 \text{ kg/dm}^3$, aux plus fortes teneurs en Al elle peut être de $7,6 \text{ kg/dm}^3$ et aux plus fortes teneurs en Be elle peut être de $8,25 \text{ kg/dm}^3$;
- par contre l'étain et le nickel n'ont pas d'influence sensible.

9.4 Les différentes classes d'alliages de cuivre

À côté des cuivres non alliés ($\text{Cu} \geq 99,85$ à $99,95 \%$) ou faiblement alliés ($\text{Cu} \geq 99 \%$ environ) les alliages de cuivre corroyés sont classés suivants le (ou les) élément(s) d'alliage principal. On distingue ainsi :

- les alliages cuivre + zinc dits « laitons » avec :
 - teneur en zinc supérieure à celle de chacun des autres éléments d'alliage éventuellement présents,
 - $\text{Ni} < 5 \%$,
 - $\text{Sn} < 3 \%$;
- les alliages cuivre + étain dits « bronzes » avec une teneur en étain supérieure à celle de chacun des autres éléments d'alliage éventuellement présents avec deux exceptions si $\text{Sn} \geq 3 \%$; $\text{Zn} < 10 \%$ et $\text{Pb} < 17 \%$;
- les alliages cuivre + nickel + zinc dits « maillechorts » avec une teneur en nickel égale ou supérieure à 5% ;
- les alliages cuivre + nickel dits « cupronickels » avec
 - une teneur en nickel supérieure à celle de chacun des autres éléments d'alliage éventuellement présents,
 - $\text{Zn} \leq 1 \%$;
- les alliages cuivre + aluminium dits « cupro-aluminiums » avec une teneur en aluminium supérieure à celle de chacun des autres éléments d'alliage éventuellement présents.

9.5 Les normes définissant les alliages de cuivre

9.5.1 La désignation normalisée des alliages de cuivre

■ Le système européen

La norme NF EN 1412 définit le système européen de désignation des alliages de cuivre qui fait référence à la destination du métal et au type d'alliage.

La désignation comporte six caractères. Elle débute par la lettre C (pour Cu) suivie d'une lettre définissant la destination du métal (voir tableau 9.1). Suit un nombre de trois chiffres compris entre 000 et 999 et dont la valeur est attribuée arbitrairement par les normes de produits. Enfin une lettre caractérise le type d'alliage correspondant (voir tableau 9.1).

Le manque de détails en ce qui concerne la composition chimique des alliages fait que la pratique journalière consiste encore à désigner les alliages de cuivre selon le mode de désignation défini par l'ancienne norme française.

■ L'ancien système français

Il était défini par la norme NF A 02-009. Celle-ci prévoyait l'emploi conjugué de symboles littéraux et numériques qui indiquaient :

- le mode d'élaboration ;
- les caractéristiques (cuivres) ou la composition chimique (en faisant la distinction entre « cuivres alliés » et « alliages »).

La désignation commençait toujours par le symbole chimique du cuivre Cu suivi de signes différents selon le métal :

- Un tiret suivi lui-même de lettres ; c'était un cuivre non allié affiné et l'on pouvait avoir :
 - Cu-ETP (Cu \geq 99,90 %), Cu-FRHC (Cu \geq 99,90 %) et Cu-FRTP (Cu \geq 99,85 %), cuivres contenant de l'oxygène (les lettres qui suivent le tiret correspondent au mode d'affinage) ;

Tableau 9.1.

2 ^e lettre	Signification	6 ^e lettre	Signification
B	Lingot pour refusions	A ou B	Cuivre
C	Produit moulé	C ou D	Cuivre faiblement allié (< 5 %)
F	Apport pour soudage ou brasage	E	Alliage divers
M	Alliage mère	F	Alliage divers
R	Cuivre brut raffiné	G	Cuivre-aluminium
S	Matière première recyclable	H	Cuivre-nickel
W	Produit corroyé	J	Cuivre-nickel-zinc
X	Matériau non normalisé	K	Cuivre-étain
		L ou M	Cuivre-zinc binaire
		N ou P	Cuivre-zinc-plomb
		R ou s	Cuivre-zinc complexe

- Cu-DHP (Cu ≥ 99,90 %) et Cu-DLP (Cu ≥ 99,90 %), cuivres exempts d'oxygène mais contenant du désoxydant (P) à l'état résiduel (0,013 à 0,050 % ou 0,004 à 0,012 %);
- Cu-OF (Cu ≥ 99,95 %) et Cu-OFE (Cu ≥ 99,99 %), cuivres exempts d'oxygène.

b) Des lettres et chiffres (éventuellement suivis d'un tiret et d'autres lettres (et chiffres); c'était un cuivre allié qui contenait au moins 97,5 % de cuivre et une ou des additions d'éléments d'alliage qui ne dépassaient pas :

0,25 % d'argent	0,5 % d'arsenic
1,3 % de cadmium	1,4 % de chrome
0,8 % de magnésium	1,5 % de plomb
0,7 % de soufre	0,8 % d'étain
0,8 % de tellure	1,0 % de zinc
0,3 % de zirconium	0,3 % d'autre(s) élément(s)

Après le symbole du cuivre on trouvait le ou les symboles chimiques des éléments d'alliage suivis chacun, si nécessaire (distinction entre deux alliages) par l'indication de sa teneur nominale.

On pouvait avoir, par exemple :

- CuAsP; alliage à l'arsenic et au phosphore;
- CuAg0,05; alliage à 0,05 % d'argent;
- CuAg0,1; alliage à 0,1 % d'argent;
- CuCd1; alliage à teneur en cadmium voisine de 1 %.

c) Des lettres et chiffres éventuellement alternés; c'était un alliage de cuivre contenant au total, en masse, plus de 2,5 % d'éléments d'alliage. Après le symbole du cuivre on trouvait le ou les symboles chimiques des éléments d'alliage (rangés dans l'ordre des teneurs décroissantes) suivi(s) chacun, par l'indication (en nombre entier si possible) de sa teneur nominale si elle était de l'ordre de 1 % ou plus.

Exemples :

- CuZn36Pb3; alliage (laiton) à 36 % de zinc et 3 % de plomb;
 - CuAl10Fe5Ni5; (cupronickel) fer et nickel étaient à teneurs égales, ils étaient alors placés dans l'ordre alphabétique;
 - CuBe1,7Ni pour faire la différence avec CuBe2Ni;
- mais on trouvait aussi, par exemple :
- CuSn10Pb10 car l'étain était l'élément principal;
 - CuNi18Zn27 (mailechort) car le nickel était l'élément principal.

Tableau 9.2.

Exemples des deux modes de désignation		
NF EN 1412	NF A 02-009	Élément(s) d'alliage
CW506L	CuZn33	33 % de zinc
CW612N	CuZn39Pb2	39 % de zinc et 2 % de plomb
CW352H	CuNi10Fe1Mn	10 % de nickel, 1,5 % de fer et 0,75 % de manganèse
CW302G	CuAl7Si2	7 % d'aluminium et 2 % de silicium
CW403J	CuNi12Zn24	64,5 % de cuivre avec 12 % de nickel, le reste étant constitué par du zinc

9.5.2 Les normes de produits

Il existe un très grand nombre de normes qui définissent les produits cuivreux parmi lesquelles on peut mentionner la norme NF EN 12163 qui décrit les barres en cuivres et alliage de cuivre pour usages généraux.

9.6 Les changements d'état des alliages de cuivre

9.6.1 Solidification

Selon l'élément d'alliage la solidification des alliages de cuivre se fait dans diverses conditions :

- les plus simples (fuseau) pour les cupronickels avec formation d'une solution solide (CFC) ;
- avec réaction péritectique pour les laitons et les cupro-étains (bronzes). Les diagrammes d'équilibre Cu-Sn et Cu-Zn sont très complexes ; à

l'état solide ils font apparaître une grande solubilité de Sn (13,5 % à 799 °C) et plus encore de Zn (32,5 % à 903 °C) dans Cu. La phase qui prend naissance lors de la réaction péritectique est une nouvelle solution solide (β qui est CC) à 22 % d'étain ou 36,8 % de zinc. Dans des conditions industrielles, le fait que la solidification ait inclus une réaction péritectique engendre des perturbations qui, généralement, créent de fortes variations locales de structure voire un maintien d'une phase hors équilibre;

- avec réaction eutectique (1 036 °C) pour les cupro-aluminium, l'agrégat étant constitué d'une solution solide (CFC) de Al dans Cu (7,4 %) et d'une phase β (AlCu₃). Les conditions industrielles perturbent la transformation eutectique.

9.6.2 Les changements d'état à l'état solide des alliages de cuivre

■ Au refroidissement

Le cuivre étant susceptible de dissoudre de fortes proportions d'éléments d'alliage, ceux-ci ne formeront pas toujours des précipités et pourront rester en solution solide jusqu'à la température ambiante (voir tableau 9.3).

Tableau 9.3.

Élément d'alliage	Solubilité maximale		Solubilité à 20 °C
	(%)	Température	
Zinc	39 %	456 °C	29 %
Étain	15,8 %	520 °C	< 1 %
Aluminium	9,4 %	565 °C	< 5 %
Nickel	totale	> 322 °C	< 30 %

Néanmoins certaines compositions permettront une précipitation partielle, la deuxième phase étant une solution solide ou un composé intermétallique formé à partir de l'élément d'alliage.

La figure 9.1 en donne un exemple avec un alliage Cu-Zn ($Zn > 30\%$) dans lequel peut précipiter Cu_5Zn_8 (Phase γ). En conditions d'équilibre, dans des alliages industriels de ce type ($30\% < Zn < 44\%$), cette phase est le produit de plusieurs transformations de la solution solide désordonnée de Zn dans Cu (phase β) issue de la réaction péritectique qui achève la solidification :

- une réaction désordre-ordre qui ordonne la phase β en donnant la phase β' ;
- une réaction eutectoïde à $250\text{ }^\circ\text{C}$ qui transforme cette phase β' en un agrégat constitué par une solution solide de Zn dans Cu et du composé Cu_5Zn_8 .

Il en est de même pour les alliages Cu-Sn (bronzes) mais, dans les conditions industrielles, le fait que la solidification ait inclus une réaction péritectique engendre des perturbations supplémentaires qui, généralement, créent de fortes variations locales de structure et donc d'évolutions.

La solidification des cupro-aluminium s'achevant avec une réaction eutectique ($1\ 036\text{ }^\circ\text{C}$), l'agrégat est constitué d'une solution solide de Al dans Cu ($7,4\%$) et d'une phase β ($AlCu_3$) qui, au-dessous de $565\text{ }^\circ\text{C}$, subit (en conditions d'équilibre) une réaction eutectoïde qui la décompose en une solution solide de Al dans Cu ($9,4\%$) et en un composé intermétallique Al_4Cu_9 . Les conditions industrielles perturbent les transformations et peuvent pratiquement bloquer cette dernière transformation.

Avec les cupronickels, seule apparaît une lacune de solubilité aux températures inférieures à $322\text{ }^\circ\text{C}$. À $200\text{ }^\circ\text{C}$ la solubilité de Ni dans Cu est de l'ordre de 32% tandis que la solubilité de Cu dans Ni est inférieure à 2% . Les conditions industrielles de refroidissement peuvent grandement perturber de telles évolutions et, notamment, maintenir les solutions solides initiales en sursaturation.

■ Au chauffage

□ À partir d'un état voisin de l'équilibre

Les évolutions au cours d'un chauffage seront essentiellement des mises en solution des éléments d'alliage précipités.

□ **À partir d'un état métastable**

L'état métastable de départ peut résulter ici d'un refroidissement rapide qui aurait empêché toute précipitation; l'alliage est donc à l'état de solution solide sursaturée. Un réchauffage à des températures variables selon les alliages provoque la précipitation de la phase durcissante (voir tableau 9.4). À plus haute température les précipités coalescent et à plus haute température encore ils se dissolvent.

Tableau 9.4.

Élément d'alliage	Dénomination	Précipité
Zinc	Laitons	Cu_5Zn_8
Étain	Bronzes	Cu_3Sn
Aluminium	Cupro-aluminium	AlCu_3 et Al_4Cu_9
Nickel	Cupronickel	sol.sol.de Ni dans Cu et sol.sol.de Cu dans Ni

9.7 Aspects industriels sur les alliages de cuivre

9.7.1 Les alliages cuivre + zinc dits « laitons »

Les alliages industriels contiennent de 5 à 40 % de zinc et se classent en deux catégories;

- les laitons monophasés dont la teneur en zinc est généralement inférieure à environ 32 %; ils sont constitués de grains de solution solide de Zn dans Cu;

- les laitons biphasés dont la teneur en zinc est généralement supérieure à environ 32 %; ils sont constitués de grains de solution solide de Zn dans Cu et de grains de phase β (phase cubique centrée voisine de CuZn qui peut s'ordonner à basse température). Ils peuvent contenir des additions d'autres éléments d'alliage. Ils sont généralement durcis par écrouissage; selon l'importance de celui-ci leur résistance à la traction peut varier entre 250 et 690 N/mm² alors que l'allongement passe de 35 à 1 %.

Ils sont définis par la norme NF EN 12163.

9.7.2 Les alliages cuivre + étain dits « bronzes »

Les alliages industriels contiennent de 2 à 10 % d'étain (parfois plus si l'alliage est moulé). Ils peuvent contenir des additions d'autres éléments d'alliage et notamment du zinc (< 10 %).

Ils sont généralement durcis par écrouissage; selon l'importance de celui-ci leur résistance à la traction peut varier entre 310 et 720 N/mm² alors que l'allongement passe de 50 à moins de 3 %.

Ils sont définis par la norme NF EN 12163.

9.7.3 Les alliages cuivre + nickel + zinc dits « maillechorts »

Les alliages industriels contiennent de 8 à 26 % de nickel et de 42 à 10 % de zinc et se classent en deux catégories :

- les maillechorts monophasés dont la teneur en nickel varie de 10 à 25 % et celle en zinc de 28 à 18 %; ils sont constitués de grains de solution solide de Ni et de Zn dans Cu;
- les maillechorts biphasés dont la teneur en nickel varie de 8 à 16 % et celle en zinc de 45 à 40 %; ils sont constitués de grains de solution solide de Ni et de Zn dans Cu et de grains de phase β' (phase cubique centrée ordonnée). Ils sont généralement durcis par écrouissage; selon l'importance de celui-ci leur résistance à la traction peut varier entre 420 et 770 N/mm² alors que l'allongement passe de 27 à moins de 5 %.

Ils sont définis par la norme NF EN 12163.

9.7.4 Les alliages cuivre + nickel dits « cupronickels »

Les alliages industriels contiennent de 4 à 45 % de nickel. Ils peuvent contenir de petites additions d'autres éléments d'alliage.

Ils sont généralement durcis par écrouissage; selon l'importance de celui-ci leur résistance à la traction peut varier entre 240 et 400 N/mm² alors que l'allongement passe de 35 à moins de 30 %.

Ces alliages sont particulièrement résistants à la corrosion (marine et chimique) et ne sont pas sensibles à la corrosion sous tension.

Ils sont définis par la norme NF EN 12163.

9.7.5 Les alliages cuivre + aluminium dits « cupro-aluminiums »

Les alliages industriels contiennent de 5 à 11 % d'aluminium (éventuellement plus si l'alliage est moulé). Ils peuvent contenir des additions d'autres éléments d'alliage (Ni, Fe, Mn). Ils peuvent, selon leur composition, présenter une structure monophasée (Al < 8 %) ou polyphasée.

Ils sont généralement durcis par écrouissage; selon l'importance de celui-ci leur résistance à la traction peut varier entre 310 et 600 N/mm² alors que l'allongement passe de 40 à 10 %.

Ils sont définis par la norme NF EN 12163.

L'usinabilité de tous ces alliages de cuivre peut être augmentée par des additions de plomb (en général Pb % ≤ 3 %).

Certains alliages de cuivre ont des propriétés particulières; ce sont les alliages dits « à mémoire de forme » (+ Zn + Al, + Al + Ni ou + Al + Be). Ces alliages à structure β (cubique centrée) sont susceptibles de subir, au refroidissement, une transformation de type martensitique qui a la particularité d'être réversible au réchauffage. À l'occasion de cette transformation l'alliage passe de la forme qu'il a à l'état β à celle qu'on lui a donnée à l'état martensitique.

9.7.6 Les désignations codifiées des états métallurgiques des alliages de cuivre

La norme NF EN 1173 définit la désignation symbolique des états métallurgiques du cuivre et de ses alliages. Celle-ci comporte au moins quatre caractères et peut en compter au plus six.

- Le premier caractère est toujours une lettre majuscule qui indique la caractéristique obligatoire à désigner selon les indications données au tableau 9.4.

Tableau 9.4 – Signification de la première lettre.

Première lettre	Caractéristique obligatoire à désigner (1)
A	Allongement
B	Limite élastique (2)
G	Grosseur de grain
H	Dureté
R	Résistance à la traction
Y	Limite d'élasticité à 0,2 %
(1) Les lettres D et M correspondent à des états bruts d'étirage ou de fabrication et n'imposent pas de caractéristique. (2) En flexion.	

- Les trois ou quatre caractères suivants sont des chiffres qui constituent un nombre correspondant à la valeur minimale de la caractéristique désignée (ils n'apparaissent pas après les lettres D et M). Si cette valeur est inférieure à 10, les deuxième et troisième caractères sont des 0. Si elle est comprise entre 10 et 100, le deuxième caractère est un 0. Si elle est supérieure à 999, on utilise quatre chiffres.
- Éventuellement, le dernier caractère (le cinquième ou le sixième) est un S qui indique qu'un traitement supplémentaire de détensionnement est nécessaire.

10 • LE NICKEL ET SES ALLIAGES

10.1 Généralités

Le nickel est un métal dont la structure est et reste cubique à faces centrées à toute température inférieure à sa température de fusion (1 455 °C). Il est particulièrement apprécié pour sa bonne résistance à certaines corrosions et notamment à la corrosion à chaud par des gaz et pour sa tenue mécanique à chaud.

Ses propriétés font que le nickel est utilisé à l'état non allié comme matériau résistant à la corrosion par les aliments, par les milieux basiques et l'acide fluorhydrique. Il est alors employé à l'état massif ou en revêtement sur un autre matériau (sur acier par exemple). Les industries chimiques, pétrolières et papetières préfèrent des alliages à environ 30 % de cuivre (MONEL) qui ont des caractéristiques mécaniques un peu plus élevées ($170 < R_{p0,2} < 585 \text{ N/mm}^2$ au lieu de 100 N/mm^2 pour le nickel non allié).

Mais pour de nombreux emplois on recourt à des alliages de nickel présentant :

- soit une tenue spécifique à des milieux corrosifs très agressifs;
- soit une tenue particulière à chaud impliquant à la fois la résistance mécanique et la résistance à la corrosion par des gaz chauds (ces alliages sont alors très employés dans la construction des moteurs aéronautiques et spatiaux).

10.2 Le durcissement des alliages de nickel

Les alliages de nickel peuvent être durcis :

- par effet de solution solide; le nickel admet en solution solide de fortes teneurs en éléments d’alliage, notamment en chrome (jusqu’à 20 % – voir le diagramme Ni/Cr en figure 10.1), en molybdène (jusqu’à 20 %), en tungstène (jusqu’à 30 %) et en cobalt (jusqu’à 65 %);
- par précipitation; les propriétés chimiques du nickel font alors que ce durcissement ne peut être réalisé que par précipitation de composés intermétalliques formés à partir du métal de base et des éléments d’alliage; les principaux parmi ces derniers sont le titane, l’aluminium,

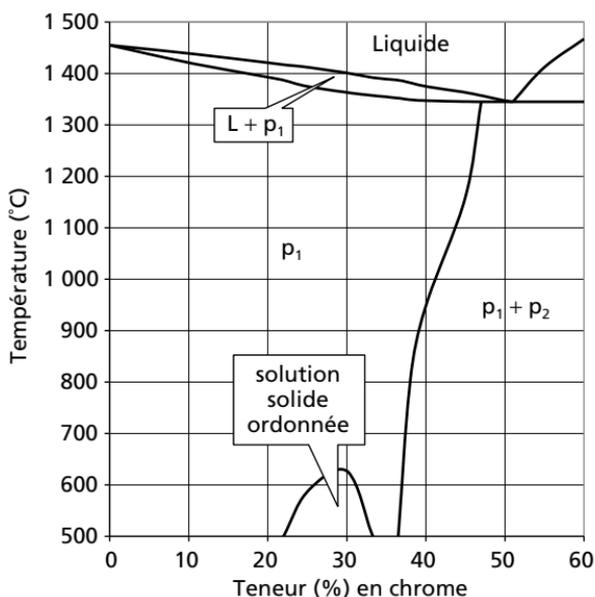


Figure 10.1 – Partie riche en nickel du diagramme nickel/chrome.

p_1 = solution de Cr dans Ni
 p_2 = solution solide de Ni dans Cr.

le niobium (voir le diagramme Ni/Nb en figure 10.2). une certaine proportion de ces derniers éléments peut rester en solution solide (environ 5 % de Al par exemple).

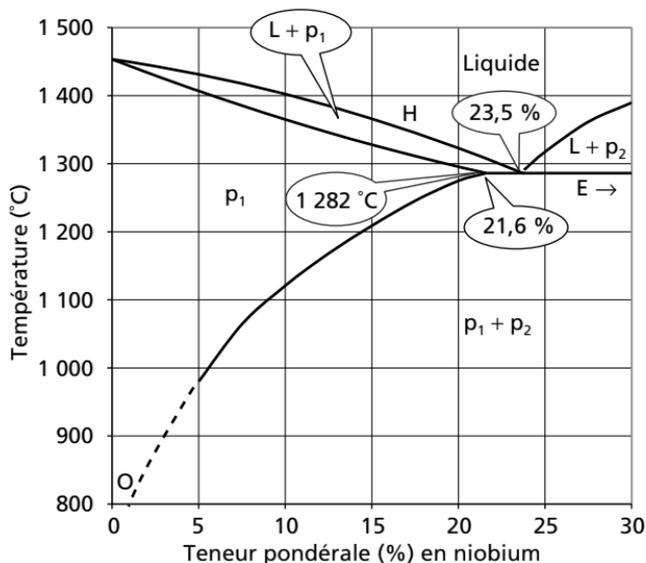


Figure 10.2 – Partie riche en nickel du diagramme d'équilibre Ni-Nb.

L = liquide

p₁ = solution solide de Nb dans Ni

p₂ = NbNi₃.

10.3 Les éléments d'alliage dans les alliages de nickel

Les alliages de nickel qui doivent résister à une agression chimique comportent une addition de chrome (teneur moyenne de l'ordre de 15 à 25 %) qui apporte son aptitude à former une couche passive en corrosion électrochimique et une couche d'oxyde protecteur à chaud.

Si l'alliage doit résister à une corrosion électrochimique au voisinage de la température ambiante il faut éviter la précipitation de carbures de chrome (du type $M_{23}C_6$) car leur présence affecterait la résistance en provoquant un appauvrissement en chrome dans le métal de base qui les entoure; ce résultat est obtenu en limitant la teneur en carbone.

Par contre si l'alliage de nickel doit travailler à chaud, des additions de carbone et d'éléments (tantal, niobium, zirconium, titane, vanadium) ayant une grande affinité pour le carbone permettent de précipiter des carbures de type MC qui participent à l'amélioration des performances mécaniques à chaud. Par ailleurs des additions d'aluminium et de silicium ajoutent alors leurs effets à ceux du chrome (participation à la formation de la couche protectrice) tandis que des additions de cérium et d'yttrium améliorent la tenue mécanique de la couche d'oxydes protecteurs.

10.4 Les différentes classes d'alliage de nickel

Les alliages de nickel sont généralement classés suivant différents critères :

- la résistance à la corrosion avec :
 - les alliages résistant à la corrosion humide,
 - les superalliages résistant à la corrosion humide,
 - les alliages résistant à la corrosion sèche (haute température), dits réfractaires,
 - les superalliages résistant à la corrosion sèche, dits superréfractaires;
- le mode d'élaboration avec :
 - les alliages moulés,
 - les alliages corroyés,
 - les alliages issus de la métallurgie des poudres;
- les possibilités de durcissement avec :
 - les alliages non durcis par précipitation,
 - les alliages de nickel durcis par précipitation.

10.5 Les normes définissant les alliages de nickel

10.5.1 Désignation normalisée des alliages de nickel

Actuellement les désignations des alliages de nickel sont des marques commerciales ou des désignations nationales particulières (ASTM, AISI, Werkstoff Nummer, AeCMA...). Il semble qu'au plan européen, l'usage de la méthode proposée par le document ISO 209 pour les métaux légers soit appliquée. Rappelons qu'elle conduit à distinguer ici deux situations :

- pour le nickel non allié la désignation commence par le symbole chimique du nickel Ni suivi d'un indice de pureté qui traduit la teneur en nickel exprimée avec une décimale ;
- pour les alliages de nickel la désignation commence par le symbole chimique du nickel suivi de groupe(s) de lettre(s) et chiffre(s) constitué(s) chacun par le symbole de l'élément d'alliage et sa teneur (exprimée de préférence avec un nombre entier). Si la teneur en élément d'alliage est inférieure à 1 %, elle n'est généralement pas indiquée sauf si cette indication est nécessaire ; la teneur est alors exprimée avec un nombre décimal. Par ailleurs si le métal de base satisfait une exigence particulière de pureté, le symbole Ni est immédiatement suivi par un nombre constitué des deux premières décimales situées à droite de la virgule dans le nombre qui exprime la teneur en nickel.

Exemples :

- Ni99,0 = nickel non allié contenant moins de 1 % d'impuretés ;
- NiCu30Al3Ti = alliage base Ni contenant en moyenne 30 % de Cu, 3 % d'Al et une addition de Ti qui n'atteint pas 1 % ;
- NiCr19Co18Mo4Ti3Al3 = alliage base Ni contenant en moyenne 19 % de Cr, 18 % de Co, 4 % de Mo, 3 % de Ti et 3 % d'Al.

10.5.2 Les normes de produits

De nombreuses normes définissent des alliages à base de nickel mais en les regroupant avec des aciers inoxydables ou réfractaires. C'est ainsi que l'on peut citer les normes suivantes :

- NF EN 10095 – « Aciers et alliages de nickel réfractaires » qui décrit 21 aciers réfractaires (6 ferritiques, 14 austénitiques, 1 austéno-ferritique) et 5 alliages de nickel;
- NF EN 10090 – « Aciers et alliages pour soupapes de moteurs à combustion interne » qui décrit 8 aciers (3 martensitiques, 5 austénitiques) et 2 alliages de nickel;
- NF EN 10269 – « Aciers et alliages de nickel pour éléments de fixation utilisés à température élevée » qui décrit 32 aciers (20 aciers pour traitement thermique, 14 aciers austénitiques) et 2 alliages de nickel;
- NF EN 10302 – « Aciers et alliages à base de nickel et de cobalt résistant au fluage » qui décrit 21 aciers (8 martensitiques, 13 austénitiques), 12 alliages de nickel et 1 alliage de cobalt.

Mais d'autres documents sont utilisés comme la norme ISO 4955 « aciers et alliages réfractaires » qui décrit 19 aciers réfractaires (9 ferritiques, 10 austénitiques) et 3 alliages de nickel ou comme les spécifications propres à l'industrie aéronautique.

10.6 Les changements d'état des alliages de nickel

10.6.1 Solidification

Selon l'élément d'alliage la solidification des alliages de nickel se fait dans diverses conditions :

- les plus simples (fuseau) en présence de :
 - cuivre avec solubilité totale de Cu dans Ni (solution solide CFC),
 - tungstène (du côté riche en Ni) avec une solubilité (de l'ordre de 40 % à 1 512 °C) de cet élément bien supérieure aux teneurs auxquelles il est ajouté;
- en présence des principaux éléments d'alliage (Al, Cr, Mo, Nb, Ti) la solidification se déroule selon un début de diagramme en fuseau avec formation de cristaux de solution solide (CFC) des éléments d'alliage dans le nickel et enrichissement progressif du liquide restant. En conditions d'équilibre, elle s'achèverait par une réaction eutectique, mais les

teneurs habituelles sont inférieures aux limites de solubilité des éléments d'alliage dans le liquide de telle sorte qu'il n'y aurait pas de formation d'eutectique. La solidification dans les conditions industrielles provoquant des ségrégations et un décalage de la réaction eutectique vers des températures plus basses que les températures d'équilibre, un pseudo-eutectique pourra apparaître. Dans ces conditions il sera nécessaire ultérieurement de limiter la température de mise en solution des précipités pour éviter un début de fusion dans les plages fusibles de ce pseudo-eutectique (début de fusion dénommé « brûlure » qui rend le métal quasiment inutilisable). Le tableau 10.1 rappelle quelques données utiles.

Tableau 10.1.

Élément d'alliage	T_e (1) (°C)	A (2) à T_e	2 ^e phase de l'eutectique
Aluminium	1 387	11,2 %	AlNi ₃
Chrome	1 345	47 %	Sol.sol. de Ni dans Cr
Molybdène	1 320	27,3 %	MoNi
Niobium	1 282	21,6 %	NbNi ₃
Titane	1 306	11,5 %	Ni ₃ Ti

(1) T_e = température de la réaction eutectique à l'équilibre.
 (2) Solubilité de A dans M à la température de l'eutectique.

10.6.2 Les changements d'état à l'état solide

■ Au refroidissement

Au cours d'un refroidissement, certains éléments d'alliage (titane, aluminium, niobium et molybdène) en solution solide et dont la solubilité diminue peuvent précipiter en formant (souvent partiellement) des composés intermétalliques avec le métal de base ou une solution solide (cas

de Cr et Cu). Il faut noter que cette précipitation faisant intervenir la diffusion d'éléments d'alliage en solution solide de substitution peut être gênée voire empêchée par un refroidissement rapide qui conduit alors à une structure métastable.

Dans les alliages contenant du carbone, des carbures de types $M_{23}C_6$ et M_6C peuvent précipiter aux joints des grains.

■ Au cours d'un chauffage

□ À partir d'un état voisin de l'équilibre

Selon l'évolution de la solubilité des éléments d'alliage, les précipités pourront se mettre en solution. Il faut noter ici que les phases riches en éléments d'alliage qui participent à la constitution des eutectiques ne peuvent pas être remises en solution à l'état solide. Il est nécessaire de limiter la température de mise en solution des précipités pour éviter un début de fusion dans les plages fusibles des pseudo-eutectiques (début de fusion dénommé « brûlure » qui rend le métal quasiment inutilisable). Le tableau 10.2 rappelle certaines de ces données.

Tableau 10.2.

Élément d'alliage	T_e (1)	A (2) à T_e	A (3) à 20 °C
Aluminium	1 387 °C	11,2 %	~ 5 %
Molybdène	1 320 °C	39,3 %	< 20 %
Niobium	1 282 °C	21,6 %	<< 5 %
Titane	1 306 °C	11,5 %	< 10 %
Chrome	1 345 °C	47	~ 35 % (4)

(1) T_e = température de la réaction eutectique.
 (2) Solubilité de A dans M à la température T_e .
 (3) Solubilité de A dans M à la température ambiante.
 (4) Avec une réaction ordre-désordre vers 600-650 °C.

Dans les alliages contenant du carbone, les carbures de types $M_{23}C_6$ et M_6C peuvent passer en solution (partiellement ou totalement).

À partir d'un état métastable

L'état métastable de départ peut résulter ici d'un refroidissement rapide qui aurait empêché toute précipitation; l'alliage est donc à l'état de solution solide sursaturée. Un réchauffage à des températures variables selon les alliages provoque la précipitation de la phase durcissante (voir tableau 10.3). À plus haute température les précipités coalescent et à plus haute température encore ils se dissolvent.

Tableau 10.3.

Élément d'alliage	Précipité
Aluminium	$AlNi_3$
Molybdène	$MoNi$, $MoNi_3$, $MoNi_4$
Niobium	$NbNi_3$
Titane	Ni_3Ti
Chrome	Sol.sol. Ni dans Cr

Dans les alliages contenant du carbone, les carbures de types $M_{23}C_6$ et M_6C précipitent à haute température (au-dessus de 600 °C).

10.7 Aspects industriels sur les alliages de nickel

Il est habituel de traiter des alliages industriels en les distinguant selon leur résistance à la corrosion :

- alliages résistant à la corrosion humide, classe à laquelle on incorpore les superalliages résistant à la corrosion humide;
- alliages résistant à la corrosion sèche (haute température), dits réfractaires, classe à laquelle on incorpore les superalliages résistant à la corrosion sèche dits superréfractaires.

10.7.1 Alliages et superalliages résistant à la corrosion humide

L'alliage de base de cette catégorie est l'alliage NiCu30 à 30 % de cuivre dont les performances mécaniques sont déjà améliorées par rapport au nickel pur :

$$R_{p0,2} > 170 \text{ N/mm}^2 \text{ au lieu de } 105 \text{ N/mm}^2$$

$$R_m > 480 \text{ N/mm}^2 \text{ au lieu de } 380 \text{ N/mm}^2$$

$$A > 35 \% \text{ n'a pas varié.}$$

Ces performances peuvent encore être augmentées par des additions d'éléments d'alliage à des teneurs leur permettant de rester en solution solide comme par exemple avec l'alliage NiCu30Al3Ti ($R_{p0,2} > 585 \text{ N/mm}^2$, $R_m > 900 \text{ N/mm}^2$ et $A > 20 \%$).

En cas de corrosion sévère on utilise des alliages contenant du chrome (de 14 à 23 % environ) avec addition d'éléments améliorant la résistance à la corrosion et/ou les performances mécaniques; parmi les alliages les plus connus ces dernières atteignent approximativement les niveaux suivants :

$$410 < R_{p0,2} < 1\,035 \text{ N/mm}^2,$$

$$800 < R_m < 1\,050 \text{ N/mm}^2,$$

$$30 > A > 10 \%).$$

Tous ces alliages subissent un traitement thermique qui a essentiellement pour objet d'éviter la présence de précipités et d'hétérogénéités chimiques. Il comporte donc une mise en solution à haute température (900 à 1 200 °C selon la nuance) suivie d'un refroidissement suffisamment rapide pour éviter toute re-précipitation (refroidissement à l'eau ou par un gaz suivant la nuance et les dimensions du volume traité).

10.7.2 Alliages et superalliages résistant à la corrosion sèche (haute température) dits réfractaires et superréfractaires

L'obtention de la résistance à la corrosion sèche fait intervenir l'action de différents éléments :

- la protection contre l'oxydation est assurée par les éléments d'alliage capables de former une couche d'oxydes protectrice (Cr, Al et Si avec Y et Ce pour améliorer l'adhérence) et, éventuellement par des revêtements (de chrome par exemple);
- la protection contre l'action du soufre qui forme avec le nickel un eutectique (Ni-Ni₃S₂) qui fond vers 650 °C est assurée par un revêtement d'aluminium qui fait écran.

À ces alliages il est par ailleurs demandé de résister mécaniquement à chaud c'est-à-dire d'avoir des limites d'élasticité à chaud les plus élevées possible et de présenter une bonne tenue au fluage. La satisfaction de ces dernières exigences ainsi que de celles concernant la résistance à la corrosion sèche oblige à des compromis. En effet il est nécessaire de limiter la quantité précipitable de composés intermétalliques des types Ni₃Al et Ni₃Ti ainsi que la teneur en chrome pour conserver l'aptitude au laminage et forgeage à chaud. Dans ces conditions il sera nécessaire de recourir aux solutions suivantes :

- durcissement par effet de solution solide (additions de Mo et W);
- revêtement de chrome;
- grossissement (par chauffage à haute température) et renforcement des joints (par addition de faibles quantité de B et Zr).

La situation qui vient d'être décrite explique que soient proposées de nombreuses nuances dont la mise en œuvre comporte des traitements thermiques mais aussi des traitements thermochimiques et des revêtements. Les alliages qui ne sont pas durcis par précipitation subissent un traitement thermique qui a essentiellement pour objet d'éviter la présence de précipités et d'hétérogénéités chimiques. Il comporte donc une mise en solution à haute température (1 100 à 1 200 °C selon la nuance) suivie d'un refroidissement suffisamment rapide pour éviter toute re-précipitation

(refroidissement à l'eau ou par gaz suivant la nuance et les dimensions du volume traité). Leurs propriétés mécaniques à température ambiante sont de l'ordre de :

$$200 \leq R_{p0,2} \text{ N/mm}^2 \leq 600$$

$$600 \leq R_m \text{ N/mm}^2 \leq 1\ 000$$

$$35 \leq A \% \leq 45$$

À titre indicatif, on peut considérer que leur résistance au fluage peut être telle que la rupture en 10 000 heures se produise pour des niveaux de sollicitation atteignant 110 N/mm² à 700 °C, 50 N/mm² à 800 °C, 25 N/mm² à 900 °C.

Les alliages qui sont durcis par précipitation subissent une mise en solution à haute température (950 à 1 150 °C selon la nuance) suivie d'un refroidissement suffisamment rapide pour éviter toute re-précipitation (généralement un refroidissement par gaz suffit). La précipitation optimale peut être réalisée au cours d'un seul revenu ou de deux revenus (pour permettre une judicieuse répartition des précipités dans les grains mais aussi dans les joints de grains). Leurs propriétés mécaniques à température ambiante sont de l'ordre de :

$$750 \leq R_{p0,2} \text{ N/mm}^2 \leq 1\ 100$$

$$900 \leq R_m \text{ N/mm}^2 \leq 1\ 500$$

$$25 \geq A \% \geq 8$$

À titre indicatif, on peut considérer que leur résistance au fluage peut être telle que la rupture en 10 000 heures se produise pour des niveaux de sollicitation atteignant 400 N/mm² à 700 °C, 170 N/mm² à 800 °C, 60 N/mm² à 900 °C.

11 • LE TITANE ET SES ALLIAGES

11.1 Généralités

Le titane est un métal dont la structure, à l'état pur, est hexagonale ($Ti\alpha$) au-dessous de 882 °C et cubique centrée ($Ti\beta$) au-dessus de 882 °C jusqu'à sa fusion qui se fait à 1 670 °C. Notons tout de suite que cet état ne confère pas au titane la résistance au fluage que pourrait laisser espérer sa température de fusion.

Le titane est particulièrement apprécié pour certaines de ses caractéristiques :

- sa faible masse spécifique; 4,5 kg/dm³;
- son excellente résistance à la corrosion (en milieu oxydant ou neutre) et notamment en présence de chlorures;
- son module d'élasticité relativement élevé; 110 000 N/mm²;
- ses performances mécaniques à l'état non allié :
 - limite d'élasticité $R_{p0,2}$; 250 à 530 N/mm²,
 - résistance à la traction; 350 à 600 N/mm²,
 - allongement à rupture; 40 à 20 %;
- son coefficient de dilatation relativement modéré; $8,5 \cdot 10^{-6}$ à 20 °C;
- ses propriétés de ductilité qui restent satisfaisantes au moins jusqu'à – 200 °C.

Ces propriétés font que le titane légèrement durci par une certaine proportion d'oxygène ou très faiblement allié (avec environ 0,2 % de Pd ou

0,8 % Ni et 0,3 % Mo) est très utilisé pour la réalisation d'équipements devant résister à la corrosion dans les industries chimiques et connexes. Ses performances mécaniques ne sont pas alors très élevées; on peut donner les ordres de grandeur suivants :

$R_{p0,2}$ de l'ordre de 300 à 570 N/mm²

R_m de l'ordre de 400 à 735 N/mm²

A de l'ordre de 30 à 8 %

Mais pour de nombreux emplois et notamment dans les domaines aéronautique et aérospatial (structures, réacteurs, réservoirs...) où la masse spécifique du titane est très intéressante, il est nécessaire de recourir à des alliages présentant des caractéristiques mécaniques plus élevées.

11.2 Le durcissement des alliages de titane

Le durcissement est obtenu par formation d'une deuxième phase qui peut être :

- un composé intermétallique (Cr_2Ti , CoTi_2 , CuTi_2 , FeTi , NiTi_2 , Si_3Ti_5) dans les cas spécifiques où se développe une réaction eutectoïde;
- une solution solide constituée par une des formes cristallines du titane plus ou moins durcie par des éléments d'alliage en substitution (effet de solution solide). La procédure de durcissement fait alors intervenir deux transformations de constituants métastables :
 - la décomposition d'une phase α' (solution solide qui a la structure du titane α mais la composition chimique de la phase β stable à haute température) en phase α et β d'équilibre (ce qui suppose que la composition de l'alliage est ajustée pour que sa structure d'équilibre à 20 °C soit biphasée),
 - la décomposition d'une phase β_m (solution solide qui a la structure du titane β et la composition chimique de la phase β stable à haute température) en phase α et β d'équilibre (ce qui suppose que la composition de l'alliage est ajustée pour que sa structure d'équilibre à 20 °C soit biphasée).

Les constituants métastables α' et β_m sont préalablement engendrés par un refroidissement rapide à partir :

- de l'état β d'équilibre à haute température qui peut, selon la composition chimique de l'alliage, conduire à β_m seule ou à $\beta_m + \alpha'$;
- d'un état mixte $\alpha + \beta$ qui n'évolue que par transformation de β en α' .

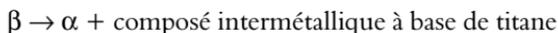
Ce durcissement exige donc la mise en œuvre de traitements thermiques qui sont assez complexes car ils doivent permettre de maîtriser non seulement les proportions relatives des phases présentes mais aussi leur morphologie qui a ici une grande importance (une grande finesse de la structure est généralement très favorable – sauf, parfois, lorsque l'alliage doit résister au fluage) et ceci en tenant compte du fait qu'au chauffage comme au refroidissement la transformation $\alpha \leftrightarrow \beta$ se déroule (y compris dans les conditions d'équilibre) comme une transformation martensitique c'est-à-dire sans diffusion et donc sans germination et croissance d'une nouvelle phase.

11.3 Les éléments d'alliage dans les alliages de titane

Les éléments d'alliage ont une influence particulière sur la stabilité des différents états du titane :

- azote, carbone, oxygène, aluminium élèvent le domaine de température dans lequel, à l'équilibre, se déroule la transformation $\alpha \leftrightarrow \beta$; ils stabilisent donc la structure α et on les dit « alphagènes ». La figure 11.1 donne l'exemple de Ti + Al ;
- molybdène, vanadium, niobium, tantale abaissent le domaine de température dans lequel, à l'équilibre, se déroule la transformation $\alpha \leftrightarrow \beta$; ils stabilisent donc la structure β et on les dit « bétagènes ». L'abaissement peut être tel que la transformation ne se déroule plus et l'alliage reste β à la température ambiante. La figure 11.2 donne l'exemple de Ti + Mo ;
- hydrogène, manganèse, fer, chrome, cobalt, tungstène, nickel, cuivre, silicium sont aussi dits bétagènes (voir figure 11.3 dans le cas de Ti + Cr)

car ils abaissent la température de début de transformation mais ils entrent dans une réaction eutectoïde :



– étain et zirconium sont neutres.

On quantifie souvent ces effets à l'aide de deux paramètres $Al_{\text{équi}}$ pour cumuler les actions alphagènes et $Mo_{\text{équi}}$ pour cumuler les actions bêtagènes :

$$Al_{\text{équi}} (\%) = Al \% + 10 (O \%) + 10 (C \%) + 20 (N \%)]$$

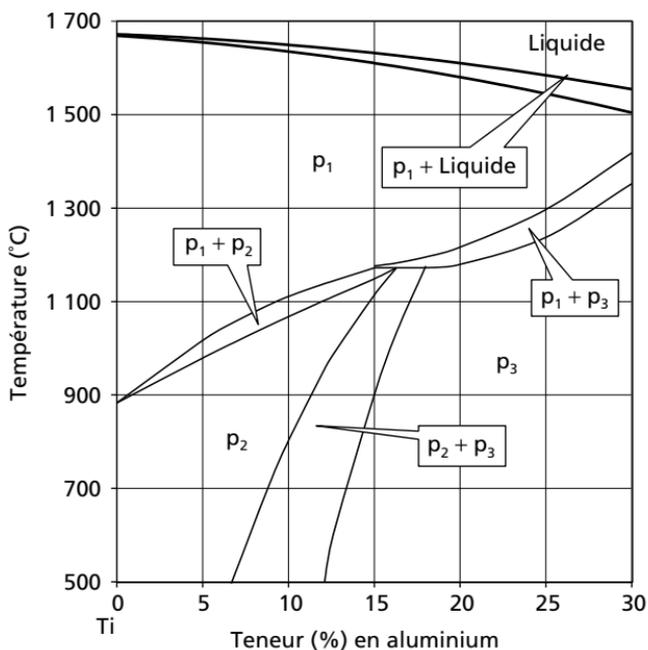


Figure 11.1 – Partie riche en Ti du diagramme Ti/Al.

p_1 = solution solide de Al dans Tiβ

p_2 = solution solide de Al dans Tiα

p_3 = AlTi₃.

$$\text{Mo}_{\text{équi}} = \text{Mo \%} + 0,67(\text{V \%}) + 1,67(\text{Cr \%}) + 2,86(\text{Fe \%}) \\ + 0,77(\text{Cu \%}) + 0,28(\text{Nb \%}) + 3,12(\text{Mn \%})$$

Par ailleurs ces éléments peuvent engendrer un durcissement par effet de solution solide; ce durcissement n'est pas toujours sensible dans les deux états du titane. Ainsi :

- le carbone, l'azote et l'oxygène durcissent la phase α mais abaissent sa ductilité et de ce fait leurs teneurs sont maintenues à des niveaux relativement bas;
- l'aluminium durcit la phase α mais, en général sa teneur est limitée à 7 % pour éviter la précipitation fragilisante de Ti_3Al ;

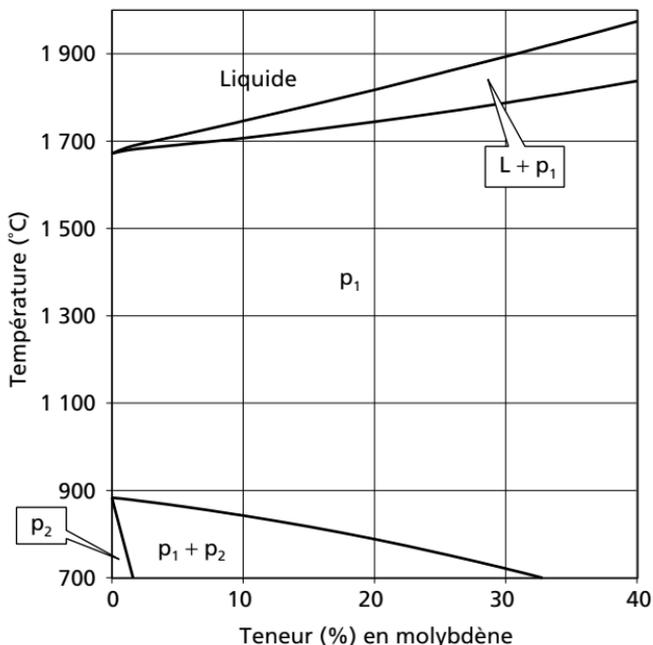


Figure 11.2 – Partie riche en Ti du diagramme Ti/Mo.

p₁ = solution solide de Mo dans Ti β

p₂ = solution solide de Mo dans Ti α .

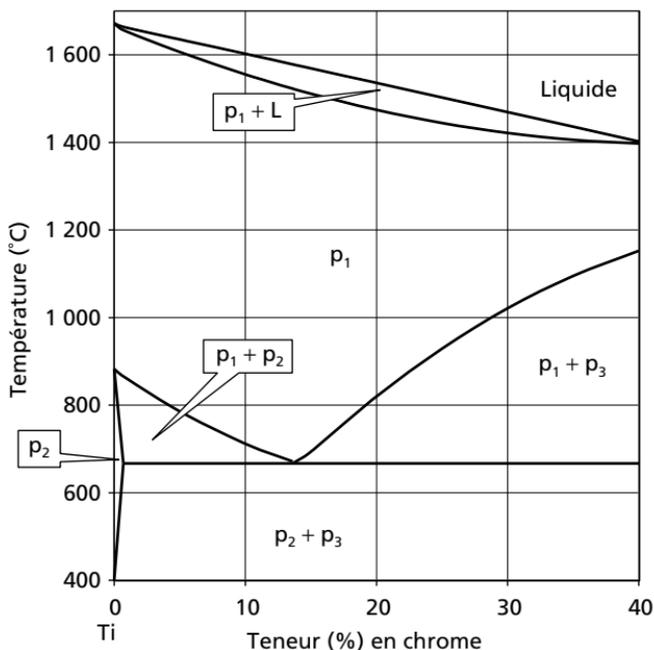


Figure 11.3 – Partie riche en Ti du diagramme Ti/Cr.

p_1 = solution solide de Cr dans $Ti\beta$

p_2 = solution solide de Cr dans $Ti\alpha$.

p_3 = $TiCr_2$.

- l'étain durcit la phase α ;
- le zirconium durcit à la fois la phase α et la phase β .

11.4 Les différentes classes d'alliages de titane

On distingue en fonction de leur état d'équilibre à la température ambiante :

- les alliages α qui sont à l'état hexagonal compact (on peut estimer qu'ils correspondent approximativement à $Mo_{\text{équi}} \leq 0,3Al_{\text{équi}}$);

- les alliages β qui sont à l'état cubique centré et le reste à toute température (on peut estimer qu'ils correspondent approximativement à $Mo_{\text{équi}} \geq 6 + 0,9Al_{\text{équi}}$);
- les alliages mixtes $\alpha + \beta$ qui se divisent encore en :
 - quasi α qui contiennent peu de phase β ,
 - mixtes proprement dits,
 - quasi β qui contiennent peu de phase α .

11.5 Les normes définissant les alliages de titane

11.5.1 La désignation normalisée des alliages de titane

Le document ISO 2092:1981 propose une méthode de désignation des métaux légers qui est applicable au titane et à ses alliages. Trois situations sont distinguées :

- pour le titane non allié la désignation commence par le symbole chimique du titane – Ti – suivi d'un indice de pureté qui traduit la teneur en titane exprimée avec une décimale;
- pour le titane non allié mais qui comporte une addition volontaire d'un élément dont la teneur ne dépasse pas 0,1 % (0,2 % pour le cuivre), la désignation commence par le symbole chimique du titane – Ti – suivi d'un indice de pureté qui traduit la teneur en titane exprimée avec une décimale, suivi lui-même du symbole chimique de l'élément ajouté;
- pour les alliages de titane la désignation commence par le symbole chimique du titane suivi de groupe(s) de lettre(s) et chiffre(s) constitué(s) chacun par le symbole de l'élément d'alliage et sa teneur (exprimée de préférence avec un nombre entier). Si la teneur en élément d'alliage est inférieure à 1 %, elle n'est généralement pas indiquée sauf si cette indication est nécessaire; la teneur est alors exprimée avec un nombre décimal. Par ailleurs si le métal de base satisfait une exigence particulière de pureté, le symbole Ti est immédiatement suivi par un nombre constitué des deux premières décimales situées à droite de la virgule dans le nombre qui exprime la teneur en titane.

Si cette dernière méthode de désignation est bien employée pour les alliages de titane il n'en est pas toujours ainsi pour les titanes non alliés dont la désignation pratique comporte la lettre *T* suivie d'un nombre de deux chiffres exprimant le niveau moyen de la résistance à la traction R_m exprimé en hbar ($1 \text{ hbar} = 10 \text{ MPa} = 10 \text{ N/mm}^2$).

11.5.2 Les normes de produits

De nombreux documents à caractère normatif définissent des alliages de titane ; parmi ceux-ci on trouve des normes françaises (AFNOR – NF L 14-601 et NF L 14-602 ou AIR), et de nombreuses spécifications américaines. Des normes européennes (en voie d'établissement) constituent et constitueront l'ensemble dénommé « série aérospatiale ».

11.6 Les changements d'état des alliages de titane

11.6.1 Solidification

Les diagrammes d'équilibre des alliages à base de Ti décrivent des solidifications :

- avec solubilité totale (donc diagramme en fuseau) pour Ti-Cr, Ti-V, Ti-Mo, Ti-Zr. En conditions industrielles les domaines de température seront donc abaissés et les ségrégations sensibles d'autant plus que les refroidissements seront plus rapides. En fin de solidification l'alliage sera constitué par une solution solide de l'élément d'alliage dans du titane β ;
- avec péritectique dans sa partie riche en titane, pour Ti-Al. Les teneurs usuelles en aluminium sont très sensiblement inférieures à la solubilité maximale de ces éléments dans le titane β de telle sorte que les alliages industriels ne sont pas sujets à la transformation péritectique. En conditions industrielles, l'état brut de solidification sera constitué par une solution solide de Al dans $\text{Ti}\beta$;
- avec eutectique dans leur partie riche en titane pour Ti-Sn, Ti-Fe, Ti-Si. La solidification se déroule selon un début de diagramme en fuseau avec formation de cristaux de solution solide des éléments d'alliage

dans le titane β et enrichissement progressif du liquide restant. En conditions d'équilibre, elle s'achèverait par une réaction eutectique, mais les teneurs pratiquées sont inférieures aux limites de solubilité des éléments d'alliage dans le liquide de telle sorte qu'il n'y aurait pas de formation d'eutectique. La solidification dans les conditions industrielles telle qu'elle a été décrite au § 6.1 provoquant des ségrégations et un décalage de la réaction eutectique vers des températures plus basses que les températures d'équilibre, un pseudo-eutectique pourra apparaître. En conditions industrielles, l'état brut de solidification sera donc constitué par une solution solide de Sn, Fe ou Si dans Ti β avec présence éventuelle d'une phase précipitée (SnTi₃, FeTi ou Si₃Ti₅).

11.6.2 Les changements d'état à l'état solide

La transformation $\alpha \leftrightarrow \beta$ se déroule (γ compris dans les conditions d'équilibre) comme une transformation martensitique c'est-à-dire sans diffusion et donc sans germination ni croissance de la nouvelle phase.

■ Au refroidissement

À l'instant où s'achève la solidification; les alliages industriels de titane sont constitués par une solution solide des éléments d'alliage dans du titane β (avec, éventuellement présence de composés intermétalliques précipités). Au cours d'un refroidissement, les éléments d'alliage en solution solide peuvent précipiter et la structure cristalline du titane peut changer.

Dans le domaine de stabilité de la phase β et compte tenu des teneurs usuelles, il est peu probable que cette dernière soit sursaturée par suite d'une baisse de la solubilité de l'élément d'alliage au cours du refroidissement (exception faite pour ce qui concerne le silicium).

La transformation Ti $\beta \rightarrow$ Ti α , en conditions d'équilibre et dans les limites des compositions chimiques usuelles, peut :

- se développer (cas des alliages Ti-Mo, Ti-Sn, Ti-V, Ti-Zr) dans un intervalle de température relativement peu large que les conditions industrielles de refroidissement élargiront et décaleront vers de plus basses températures; l'effet bétagène du molybdène et du vanadium fera alors que pourront coexister après retour à la température ambiante du Ti β et du Ti α dont les teneurs en élément d'alliage pourront être très

différentes. Dans les mêmes conditions la transformation des alliages d'étain et de zirconium (aux teneurs usuelles) se fera sans écart de teneur entre Ti β et Ti α (les solubilités sont très voisines);

- mettre en jeu une réaction péritectoïde (cas des alliages Ti-Al) mais les teneurs usuelles en Al font que la transformation se fera selon un fuseau ce qui renvoie au cas précédent;
- mettre en jeu une réaction eutectoïde (cas des alliages Ti-Cr, Ti-Fe, Ti-Si); les teneurs usuelles conduisent alors à une structure mixte constituée de Ti α pro-eutectoïde et d'eutectoïde Ti α + composé intermétallique (Cr_2Ti , FeTi , Ti_3Si_3). Les conditions industrielles de refroidissement pourront alors décaler la transformation vers de plus basses températures, augmenter légèrement la proportion d'eutectoïde mais aussi empêcher partiellement ou totalement la transformation.

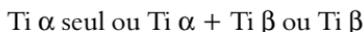
Après formation de la phase Ti α et dans la suite du refroidissement on peut encore assister à une dé-saturation de cette dernière par suite d'une baisse de la solubilité de l'élément d'alliage. Cette dé-saturation se fait alors par précipitation d'un composé intermétallique (AlTi_3 , Cr_2Ti , Si_3Ti_3).

Le déroulement des transformations au cours des refroidissements et en fonction des conditions dans lesquelles ils sont réalisés peut être décrit par un diagramme TRC (voir « Description des conditions de transformation en conditions industrielles de refroidissement », au § 6.2.1) dont la figure 11.4 donne un exemple relatif à un alliage TiAl6V6Sn2CuFe (TA6VE ou 662) du type mixte le plus intéressant. On voit qu'un refroidissement énergétique conduit ici à la transformation du Ti β d'équilibre à haute température en Ti α' (Ti α ayant la composition du Ti β d'équilibre à haute température) tandis qu'un refroidissement plus lent permet de former les constituants d'équilibre. Le Ti α stable à haute température ne subit pas de transformation.

■ Au cours d'un chauffage

□ À partir d'un état voisin de l'équilibre

L'état d'équilibre est généralement l'état adouci obtenu par refroidissement lent qui peut être constitué par :



avec, éventuellement, présence de composé intermétallique (Cr_2Ti , CoTi_2 , FeTi , NiTi_2 , Si_3Ti_5) dans les cas spécifiques où la transformation $\text{Ti } \alpha \leftrightarrow \text{Ti } \beta$ se développe à travers une réaction eutectoïde.

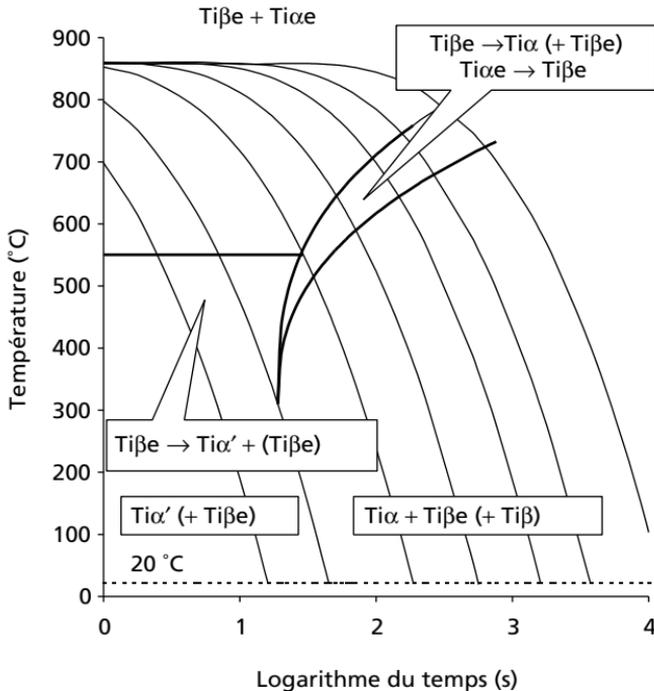


Figure 11.4 – Diagramme TRC d'un alliage de titane (TiAl6V6Sn2CuFe), selon Lacombe et Coll.

Le chauffage pourra provoquer :

- la mise en solution des précipités éventuellement présents;
- la transformation partielle ou totale de $\text{Ti } \alpha$ en $\text{Ti } \beta$ sauf pour les alliages β stables.

□ À partir d'un état métastable

L'état métastable peut résulter ici d'un refroidissement rapide ; il est donc constitué de phase Ti α' (solution solide qui a la structure du titane α et la composition chimique de la phase β stable à haute température) et Ti β_m (solution solide qui a la structure du titane β et la composition chimique de la phase β stable à haute température). Un chauffage va provoquer les transformations :



qui se traduisent par des modifications de la morphologie, de la composition et des proportions des phases CC et HC. Dans les cas spécifiques où la transformation Ti $\alpha \leftrightarrow$ Ti β se développe à travers une réaction eutectoïde un composé intermétallique (Cr_2Ti , CoTi_2 , FeTi , NiTi_2 , Si_3Ti_5) peut précipiter en complément.

11.7 Aspects industriels sur les alliages de titane

Il est habituel de traiter des alliages industriels en les distinguant selon les performances qui leur sont demandées :

- alliages résistant à la corrosion humide ;
- alliages à haute résistance mécanique.

11.7.1 Alliages résistant à la corrosion humide

Le titane et les alliages de titane ont une remarquable résistance à la corrosion humide due à la formation d'une couche protectrice d'oxydes, couche qui se forme et éventuellement se régénère facilement par suite de l'oxydabilité du titane. Cette couche est très adhérente et très efficace dans de nombreuses conditions de corrosion et notamment en présence de milieux chlorurés.

Par ailleurs le titane est peu sensible aux corrosions cavernueuses, par piqûres ou sous contrainte. Cette dernière peut toutefois affecter certains alliages dans certains milieux.

Comme matériau résistant à la corrosion, le titane non allié est très utilisé sous forme des nuances du type $T\text{-xx}$ (xx = résistance à la traction en hbar). Leurs performances mécaniques dépendent alors surtout de leurs teneurs en oxygène, azote et fer (en moyenne $R_{p0,2}$ est de l'ordre de 350 N/mm^2 , R_m 480 N/mm^2 et A 20%).

Quelques fois des nuances légèrement alliées sont aussi utilisées comme la nuance à $0,8\%$ de nickel et $0,3\%$ de molybdène dont les performances mécaniques sont un peu améliorées (en moyenne $R_{p0,2}$ est de l'ordre de 450 N/mm^2 , R_m 600 N/mm^2 et A 22%).

Toutes ces nuances sont α et, en général, employées à l'état recuit, c'est-à-dire après chauffage dans le domaine de température dans lequel l'état α est stable (vers 700°C c'est-à-dire au dessous de la température de début de la transformation $\text{Ti } \alpha \rightarrow \text{Ti } \beta$) et refroidissement lent pour aboutir à une structure stable et homogène.

11.7.2 Alliages à haute résistance mécanique

L'amélioration des propriétés de résistance des alliages de titane est obtenue en faisant intervenir tous les moyens de durcissement :

- effet de solution solide ; les alliages contiennent de fortes proportions d'éléments en solution solide (Al, Sn, Zr, Mo, V, Cr – au total de 10 à 25%);
- précipitation d'un composé intermétallique (Cr_2Ti , CoTi_2 , CuTi_2 , FeTi , NiTi_2 , Si_3Ti_5) mais en quantités très limitées pour éviter toute fragilisation ce qui limite les effets de ce mode de durcissement;
- décomposition des phases α' et β_m engendrées par un refroidissement rapide lors de la transformation de la phase β ;
- modification de la morphologie des grains lors des traitements thermomécaniques et thermiques; la résistance à la traction, la ductilité, la résistance à la fatigue augmentent quand la taille des grains α est affinée. D'autres effets de cette affinement dépendent de la structure; ainsi, dans les mêmes conditions, la ténacité augmente toujours, mais elle augmente d'avantage si la structure est aiguillée.

Le plus souvent les nuances à hautes performances mécaniques subissent une mise en solution (650 à $1\ 050^\circ\text{C}$ – $0,5$ à 2 heures en moyennes

suivant la composition chimique de l'alliage) suivie généralement par une trempe à l'eau et un revenu (475 à 600 °C – 24 à 4 heures en moyennes suivant la composition chimique de l'alliage). Les résultats obtenus se situent en moyennes dans les intervalles suivants :

$$450 \leq R_{p0,2} \text{ N/mm}^2 \leq 1\,250$$

$$525 \leq R_m \text{ N/mm}^2 \leq 1\,325$$

$$20 \geq A \% \geq 10$$

Si l'alliage doit résister au fluage il subira une faible addition de silicium (0,5 %) et les traitements thermiques et thermomécaniques seront conduits de telle sorte que les grains de phase α soient relativement gros et aiguillés (ce qui limitera le niveau des performances de résistance mécanique) et que précipite du siliciure de titane. En moyenne les caractéristiques mécaniques seront de l'ordre de :

$$575 \leq R_{p0,2} \text{ N/mm}^2 \leq 1\,100$$

$$725 \leq R_m \text{ N/mm}^2 \leq 1\,200$$

$$18 \geq A \% \geq 6$$

Il faut remarquer ici que la résistance au fluage des alliages de titane n'est pas très élevée; les températures limites d'emplois à chaud dépassent difficilement 600 °C. Ainsi une déformation par fluage de 0,2 % en 10 000 heures est atteinte sous 500 N/mm² à des températures de l'ordre de 375 à 450 °C, sous 300 N/mm² à des températures de l'ordre de 425 à 500 °C et sous 200 N/mm² à des températures de l'ordre de 450 à 550 °C.

12 • LE FER ET SES ALLIAGES

12.1 Généralités

Le fer est un métal dont la structure, à l'état pur, est cubique centrée (fer α) au-dessous de 912 °C, cubique à faces centrées (fer γ) entre 912 °C et 1 394 °C, température à laquelle le fer reprend la structure cubique centrée sous la forme dite fer δ (identique au fer α), état cristallin qu'il conserve jusqu'à sa fusion à 1 538 °C.

Les alliages de fer sont des matériaux métalliques relativement peu onéreux dont les performances mécaniques satisfont de nombreuses exigences qui peuvent atteindre des niveaux très élevés. Parmi eux on distingue :

- les aciers qui sont (selon NF EN 10020) des alliages de fer et de carbone, élément d'alliage dont la teneur est généralement inférieure à 2 %. Si l'acier contient d'autres éléments d'alliage, cette limite peut changer ;
- les fontes, alliages fer + carbone contenant de haute teneur en carbone (supérieures aux limites fixées pour les aciers) et qui sont essentiellement mises en forme par moulage.

12.2 Le durcissement des alliages de fer

Le fer peut être durci par différents moyens :

- écrouissage; ce durcissement est acquis en consommant une part plus ou moins grande de la plasticité du métal de départ. Ce durcissement diminue et peut totalement disparaître à l'occasion d'un réchauffage;

- introduction d'atomes étrangers en « solution solide » : la figure 12.1 traduit la quantification de cet effet telle qu'elle a été proposée par LACY et GENSAMER. L'importance de ce mode de durcissement est limitée par les lois qui régissent la solubilité des éléments à l'état solide ;
- affinement de la taille des grains constituant le métal. Ceci est possible à travers les transformations allotropiques du fer mais est réalisable avec beaucoup d'efficacité lors d'opérations thermomécaniques que seuls le lamineur et le forgeron ont les moyens d'effectuer ;
- formation de précipités. C'est le principal moyen utilisé pour durcir le fer ; généralement les aciers sont durcis par précipitation de carbures ce qui explique le rôle important du carbone (certains aciers très spéciaux peuvent être durcis par précipitation de composés intermétalliques formés à partir d'éléments d'alliage particuliers).

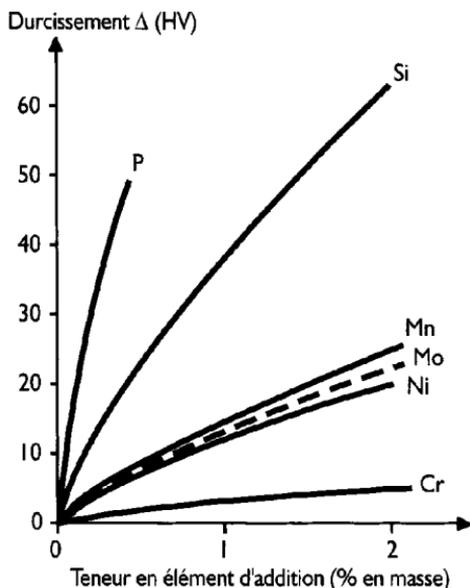


Figure 12.1 – Durcissement du fer par effet de solution solide.

Lors des traitements thermiques de nombreux aciers, la trempe, indispensable pour mettre le métal de base en sursaturation et préparer la précipitation qui se fera au revenu, conduit à une structure très particulière, la martensite (voir « Au refroidissement », § 12.6.2). Cette martensite, pseudo solution solide (d'insertion) de carbone dans le fer α , peut atteindre des duretés très élevées, d'autant plus élevées qu'elle contient plus de carbone. Ce durcissement n'a pratiquement pas d'intérêt industriel car il induit une grande fragilité et il n'est pas stable.

12.3 Les éléments d'alliages dans les alliages de fer

Le principal élément d'alliage est le carbone. Il peut entrer en solution solide d'insertion dans le fer; les atomes de carbone se glissent alors dans des espaces libres entre les atomes de fer. Une telle insertion n'est possible que parce que l'atome de carbone est petit, mais seulement lorsque l'arrangement des atomes de fer laisse les espaces nécessaires. C'est ainsi que l'on constate une très grande différence de solubilité du carbone dans les deux formes allotropiques du fer qui nous intéressent ici, à savoir le fer α (dans lequel le carbone n'est pratiquement pas soluble) et le fer γ (dans lequel le carbone peut se dissoudre). La solution solide de carbone dans le fer α (bien que la solubilité soit très faible) s'appelle ferrite (F), la solution solide de carbone dans le fer γ s'appelle austénite (A). Le tableau 12.1 donne quelques valeurs de ces solubilités.

Ainsi donc, dès que l'on forme un alliage Fe-C, on peut mettre du carbone en solution solide dans le fer si l'on chauffe celui-ci pour le porter à l'état γ , mais par contre, en conditions d'équilibre et dès l'instant où le fer revient à l'état α , on doit trouver ce carbone sous forme de précipités (à l'exclusion de la très petite quantité restant en solution solide). On se trouve donc en présence d'alliages qui peuvent être durcis par précipitation. Cette précipitation peut se faire sous forme de graphite mais, le plus souvent, elle prend la forme du carbure de fer Fe_3C dénommé cémentite et fait intervenir, à l'état solide, des phénomènes de diffusion, de germination et de croissance; son évolution est donc fonction à la fois

Tableau 12.1 – Solubilité du carbone dans le fer¹.

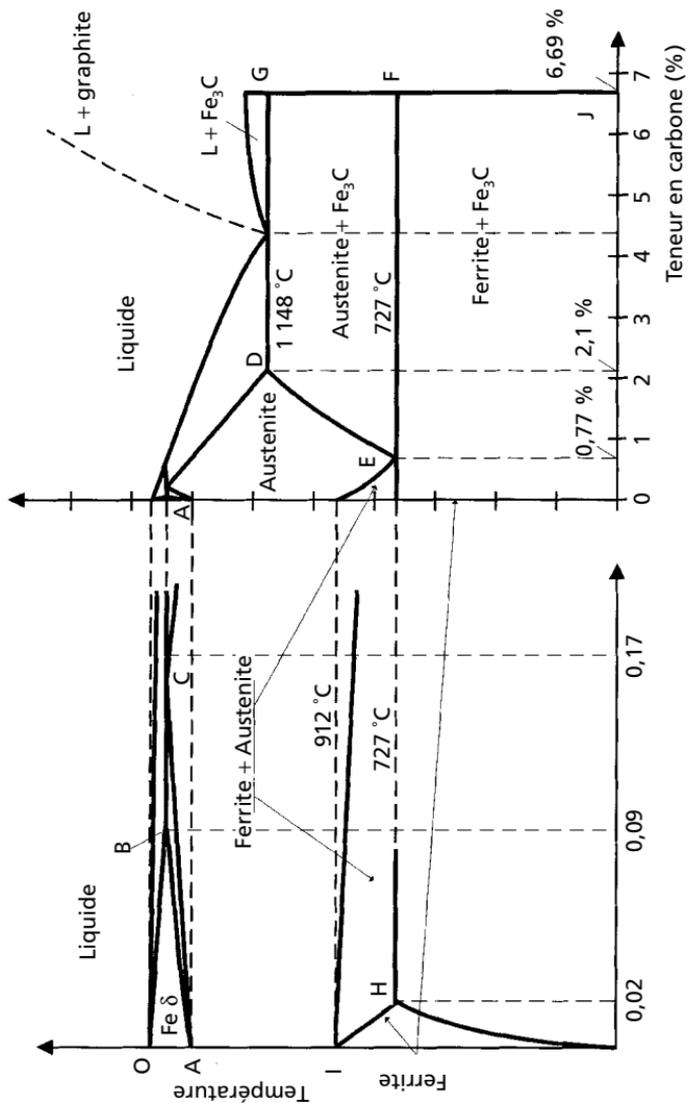
Fer α (CC)		Fer γ (CFC)	
Température °C	Teneur en carbone %	Température °C	Teneur en carbone %
200	0,0000007	727	0,77
400	0,00023	900	1,22
600	0,0057	1 148	2,11
700	0,0160	1 200 (1)	1,85
727	0,0218	1 300 (1)	1,30

(1) Solidus.

de la température et du temps. Le diagramme fer/carbone (figure 12.2) définit, à l'équilibre, les domaines de stabilité de ces différentes phases; fer liquide, fer α , fer γ , Fe₃C et, éventuellement graphite. L'examen de ce diagramme d'équilibre permet de proposer une distinction entre aciers et fontes :

- les aciers; alliages fer/carbone dans lesquels le carbone dissous à l'état liquide est totalement en solution solide dans les phases solides formées (fer δ , fer γ) au moment où s'achève la solidification (ligne A B C D). Tout le carbone présent peut être mis en solution, à l'état solide, par chauffage (d'où, en l'absence d'éléments d'alliage, la limitation à 2,1 % de la teneur en carbone);
- les fontes; alliages fer/carbone dans lesquels une partie du carbone dissous à l'état liquide précipite (sous forme de graphite ou de carbure) au

1. Dans l'équilibre Fe/Fe₃C d'après Métaux Handbook.

Figure 12.2 – Schémas du diagramme d'équilibre d'équilibre Fe/Fe₃C.

cours de la solidification. Il est impossible, par chauffage, de mettre tout le carbone présent en solution, à l'état solide; seule la fusion le permet.

Ce diagramme d'équilibre fer/carbure de fer fait apparaître un péritectique et un eutectique lors de la solidification et un eutectoïde lors des transformations allotropiques du fer. Les éléments d'alliage introduits dans les alliages fer/carbone modifient à la fois les conditions d'équilibre et les états à l'équilibre (leur influence hors état d'équilibre sera décrite plus loin) :

- ils peuvent modifier les conditions de formation de l'agrégat eutectoïde en modifiant la température à laquelle il apparaît (voir figure 12.3) et l'on distingue alors :
 - les éléments gammagènes qui abaissent cette température (parce qu'ils augmentent la stabilité du fer γ et de ce fait abaissent les limites du domaine d'existence de l'austénite); ce sont essentiellement le nickel et le manganèse auxquels on peut ajouter le cuivre (peu utilisé comme élément d'alliage),
 - les éléments alphagènes qui relèvent cette température (parce qu'ils augmentent la stabilité du fer α et de ce fait élèvent les limites du domaine d'existence de la ferrite); ce sont les plus nombreux des éléments d'alliage tels chrome, silicium, molybdène, vanadium, tungstène, titane;
- ils peuvent modifier la composition de la phase eutectoïde en intervenant dans la formation des carbures :
 - soit en se substituant à une partie du fer contenu dans la cémentite pour former une cémentite substituée M_3C généralement plus fine; c'est le cas du manganèse et partiellement celui du chrome et du molybdène,
 - soit en formant leur propre carbure dans lequel des atomes de fer peuvent partiellement se substituer parfois à eux; ainsi font le chrome, le molybdène, le tungstène, le vanadium, le titane, le niobium (les trois derniers ne donnant que leur propre carbure).

12.4 Les différentes classes d'alliages de fer

Ici il est nécessaire de distinguer aciers et fontes.

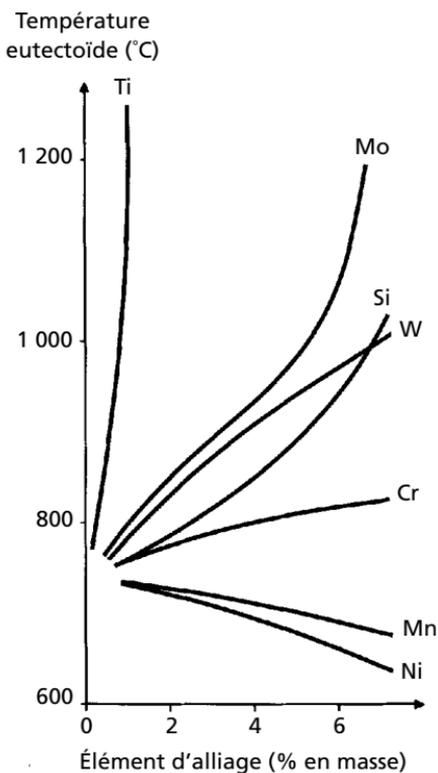


Figure 12.3 – Influence des éléments d'alliage sur la température de la transformation eutectoïde d'équilibre.

12.4.1 Les différentes classes d'aciers

Il est habituel de classer les aciers en plusieurs groupes correspondant à différentes particularités de composition ou d'emploi. c'est ainsi que la norme NF EN 10020 distingue selon des classes de qualité définies dans le tableau 12.2.

Tableau 12.2.

Aciers	non alliés	alliés
de qualité	Aciers de qualité non alliés	Aciers de qualité alliés
spéciaux	Aciers spéciaux non alliés	Aciers spéciaux alliés
inoxydables		Aciers inoxydables

Ces notions sont définies comme suit.

Aciers non alliés et aciers alliés

Pour définir ces 2 classes d'aciers, on prend en compte :

- pour un élément d'alliage autre que Mn, la teneur minimale imposée pour l'analyse de coulée ou 70 % de la teneur maximale imposée si seule cette dernière est fixée ;
- pour le manganèse, la teneur minimale imposée pour l'analyse de coulée ou la teneur maximale imposée si seule cette dernière est fixée (la limite prévue au tableau suivant est alors portée à 1,80 %).

Les limites des teneurs en éléments d'alliage qui séparent le domaine des aciers non alliés du domaine des aciers alliés sont indiquées dans le tableau 12.3. Un acier est considéré comme allié dès qu'une de ces limites est atteinte.

Aciers de qualité

Les aciers de qualité sont des aciers pour lesquels il existe, par exemple, des exigences de propriétés spécifiées de ténacité, de grosseur de grain et/ou de formabilité.

Aciers de qualité non alliés

Tous les aciers non alliés qui ne sont pas des aciers spéciaux.

Tableau 12.3 – Délimitations entre aciers non alliés et aciers alliés.

Élément spécifié	Limite %	Élément spécifié	Limite %
Al	0,30	Ni (1)	0,30
B	0,0008	Si	0,60
Cr	0,30	Ti (2)	0,05
Cu	0,40	V (2)	0,10
Mn	1,65 (3)	W	0,30
Mo (1)	0,08	Zr (2)	0,05
Nb (2)	0,06	Autres (exceptés C, P, S, N)	0,10

(1) et (2) lorsque ces éléments sont spécifiés par 2 ou 3 ou 4 la valeur limite de la somme est égale à 70 % de la somme des valeurs individuelles.
(3) Si Mn est défini par un maximum la limite est 1,80.

Aciers de qualité alliés

Aciers qui contiennent des éléments d'alliage mais ne sont pas, en général, destinés à un traitement thermique. Font partie de cette catégorie :

- des aciers à grains fins soudables de construction métallique;
- des aciers pour tôles magnétiques;
- des aciers pour rails, palplanches ou cadres de mine;
- des aciers en produits plats destinés à un formage à froid sévère et contenant des éléments d'affinement du grain tels que B, Nb, Ti, V et/ou Zr;
- des aciers ne contenant comme élément d'alliage que Cu;
- des aciers dits « dual phase » (aciers biphasés ferritiques avec 10 à 35 % de martensite).

Aciers spéciaux

Les aciers spéciaux présentent, par rapport aux aciers de qualité une plus grande pureté, notamment vis-à-vis des inclusions non métalliques. Ils sont généralement destinés à un traitement thermique et se caractérisent par une réponse régulière à ce traitement.

Aciers spéciaux non alliés

Font partie de cette catégorie :

- des aciers avec garantie de résilience à l'état trempé et revenu ;
- les aciers avec garantie de réponse aux traitements thermiques ;
- des aciers à teneur faible en inclusions ;
- des aciers à teneur en S et P ne dépassant pas 0,020 % à l'analyse sur coulée et 0,025 % à l'analyse sur produit ;
- des aciers dont la résilience KV en long à -50 °C est supérieure à 27 J sur éprouvettes prélevées en long et 16 J sur éprouvettes prélevées en travers ;
- des aciers pour réacteurs nucléaires avec $\text{Cu} \leq 0,10\%$, $\text{Co} \leq 0,05\%$ et $\text{V} \leq 0,05\%$;
- des aciers ferrito-perlitiques micro-alliés au V et/ou Nb dont la teneur en carbone n'est pas supérieure à 0,25 % ;
- des aciers pour armature de précontrainte du béton.

Aciers spéciaux alliés

Tous les aciers alliés qui ne sont ni des aciers de qualité ni des aciers inoxydables. Font partie de cette catégorie :

- les aciers de construction mécanique ;
- certains aciers soudable à grains fins pour appareils à pression ;
- certains aciers résistant au fluage ;
- les aciers pour roulement ;
- les aciers à outils et les aciers à coupe rapide ;
- des aciers à propriétés physiques spéciales.

Aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont des aciers contenant au minimum 10,5 % de chrome et au maximum 1,2 % de carbone. On distingue les aciers

inoxydables qui contiennent moins de 2,5 % de nickel de ceux qui contiennent au moins 2,5 % de nickel. Font partie de cette catégorie :

- les aciers résistant à la corrosion;
- les aciers résistant à l'oxydation à chaud;
- certains aciers résistant au fluage.

12.4.2 Les différentes classes de fontes

La métallurgie des fontes repose à la fois sur les deux variantes du diagramme d'équilibre Fe/C, à savoir le diagramme fer/graphite et le diagramme fer/cémentite. De ce fait on distingue, en fonction de l'état dans lequel le carbone est précipité :

- les fontes dites « grises » parce qu'elles contiennent du graphite à l'état de particules qui peuvent être des lamelles (fontes à graphite lamellaire) ou des nodules (fontes à graphite sphéroïdal surtout); les différentes formes en sont définies par la norme NF EN ISO 945. Les propriétés mécaniques de ces fontes dépendent de la structure de la matrice mais sont affectées par les défauts de compacité que constituent les particules de graphite (plus nocives si elles sont lamellaires, moins nocives si elles sont nodulaires);
- les fontes dites « blanches » parce que leur carbone est précipité sous forme de cémentite Fe_3C et qu'elles ne contiennent pas de particules de graphite. Ces fontes sont généralement dures mais fragiles.

À côté de ce classement on prend en compte l'état de la matrice qui enrobe les précipités et on considère donc des fontes :

- ferritiques; avec ferrite + carbures et/ou graphite;
- perlitiques; avec perlite + carbures et/ou graphite;
- bainitiques; avec bainite + carbures et/ou graphite;
- martensitiques; avec martensite + carbures et/ou graphite;
- austénitiques; avec austénite + carbures et/ou graphite.

Ces différents états sont obtenus par action sur la composition chimique, les conditions de solidification et de refroidissement et, éventuellement en recourant à des traitements thermiques.

12.5 Les normes définissant les alliages de fer

Ici aussi il faut distinguer aciers et fontes.

12.5.1 Les normes définissant les aciers

■ Désignation des aciers

La norme NF EN 10027 « Systèmes de désignation des aciers » définit deux systèmes européens de désignation des aciers :

- une désignation symbolique (Partie 1) ;
- un système numérique (Partie 2) qui constitue une désignation simplifiée.

□ Lecture d'une désignation symbolique

Deux modes de désignations symboliques faisant appel à des symboles littéraux et numériques sont prévus selon le type d'acier considéré :

- un mode qui fait référence à l'emploi et aux caractéristiques mécaniques ou physiques ;
- un mode qui fait référence à la composition chimique.

Pour décrire et expliquer l'interprétation des différentes désignations il sera fait référence au premier symbole apparaissant dans chacune d'elles (lettre d'abord prise dans l'ordre alphabétique puis chiffre) en suivant, ensuite, dans chaque cas, l'ordre de lecture des symboles.

Le premier symbole est la lettre « B »

Il s'agit d'un acier à béton (armatures passives). Le nombre de trois chiffres qui suit la lettre B indique la valeur minimale de la limite d'élasticité (en N/mm^2) pour la gamme la plus faible des diamètres. Ce nombre peut être suivi de symboles additionnels (consulter la norme de produit).

Le premier symbole est la lettre « C »

Cette désignation fait référence à la composition chimique de l'acier. Il s'agit d'un acier non allié (il peut être un acier de décolletage) contenant, en moyenne, moins de 1 % de manganèse. Le nombre de deux ou trois

chiffres qui suit la lettre C indique la teneur moyenne en carbone exprimée en centième de pour-cent. Ce nombre peut être suivi de symboles additionnels (consulter la norme de produit).

Le premier symbole est la lettre « D »

Il s'agit d'un acier livré en produits plats pour emboutissage à froid. La lettre qui suit concerne les conditions dans lesquelles le produit a été laminé :

- C spécifie que le produit a été laminé à froid ;
- D spécifie que le produit a été laminé à chaud ;
- X indique que les conditions de laminage ne sont pas spécifiées.

Le nombre de deux chiffres qui suit la deuxième lettre est un repère caractérisant l'acier, repère dont la signification est à rechercher dans la norme de produit. Ce nombre peut être suivi de symboles additionnels (consulter la norme de produit).

Le premier symbole est la lettre « E »

Il s'agit d'un acier de construction mécanique. Le nombre de trois chiffres qui suit la lettre E indique la valeur minimale spécifiée de la limite d'élasticité (en N/mm^2) pour la gamme la plus faible de la gamme d'épaisseur la plus faible. Ce nombre peut être suivi de symboles additionnels (consulter la norme de produit).

Le premier symbole est la lettre « G »

Il s'agit d'un acier moulé. La suite de la désignation se lit comme s'il s'agissait d'un acier corroyé.

Le premier symbole est la lettre « H »

Il s'agit d'un acier à haute résistance livré en produits plats laminés à froid pour emboutissage à froid.

- Si la lettre H est suivie immédiatement d'un nombre de trois chiffres celui-ci indique la valeur minimale de la limite d'élasticité (en N/mm^2).
- Si la lettre H est suivie immédiatement d'un T suivi lui-même par un nombre de trois chiffres celui-ci indique la valeur minimale de la résistance à la traction (en N/mm^2).

Le premier symbole est la lettre « L »

Il s'agit d'un acier pour tubes de conduite. Le nombre de trois chiffres qui suit la lettre L indique la valeur minimale spécifiée de la limite d'élasticité (en N/mm^2) pour la gamme la plus faible. Ce nombre peut être suivi de symboles additionnels (consulter la norme de produit).

Le premier symbole est la lettre « M »

Il s'agit d'un acier magnétique (c'est-à-dire un acier utilisé pour ses propriétés magnétiques). Le nombre de quatre chiffres qui suit la lettre M indique la valeur maximale des pertes totales spécifiées (en W/kg). Le nombre de deux chiffres qui suit le nombre précédent (dont il est séparé par un tiret) indique l'épaisseur en centièmes de mm. La lettre qui termine la désignation a la signification suivante :

- A = grains non orientés;
- D = non allié semi-fini;
- E = allié semi-fini;
- N = grains orientés normaux;
- P = grains orientés à haute perméabilité;
- S = grains orientés à pertes réduites.

Le premier symbole est la lettre « P »

Il s'agit d'un acier pour appareils à pression. Le nombre de trois chiffres qui suit la lettre P indique la valeur minimale spécifiée de la limite d'élasticité (en N/mm^2) pour la gamme d'épaisseur la plus faible. Ce nombre peut être suivi de symboles additionnels (consulter la norme de produit).

Le premier symbole est la lettre « R »

Il s'agit d'un acier pour rails. Le nombre de quatre chiffres qui suit la lettre R indique la valeur minimale spécifiée de la résistance à la traction (en N/mm^2) (si celle-ci est inférieure à $1\,000\ \text{N/mm}^2$ le premier chiffre est un zéro). Ce nombre peut être suivi de symboles additionnels (consulter la norme de produit).

Le premier symbole est la lettre « S »

Il s'agit d'un acier de construction. Le nombre de trois chiffres qui suit la lettre S indique la valeur minimale spécifiée de la limite d'élasticité (en N/mm^2) pour la gamme d'épaisseur la plus faible. Ce nombre peut être suivi de symboles additionnels (consulter la norme de produit).

Le premier symbole est la lettre « T »

Il s'agit de fer noir, fer blanc ou fer chromé.

- Si la lettre T est suivie immédiatement d'un nombre de trois chiffres il s'agit d'un produit à double réduction; le nombre indique la valeur nominale de la limite d'élasticité (en N/mm^2).
- Si la lettre T est suivie immédiatement d'un H suivi lui-même par un nombre de deux chiffres il s'agit d'un produit à simple réduction; le nombre indique la valeur moyenne spécifiée de la dureté Rockwell HR30TM.

Ces nombres peuvent être suivis de symboles additionnels (consulter la norme de produit).

Le premier symbole est la lettre « X »

Cette désignation fait référence à la composition chimique de l'acier. Il s'agit d'un acier allié (mais pas d'un acier rapide) dont la teneur d'au moins un des éléments d'alliage est égale ou supérieure à 5 %. Le nombre de un, deux ou trois chiffres qui suit la lettre X indique la teneur moyenne spécifiée en carbone exprimée en centième de pour-cent. Ce nombre est suivi de lettres qui sont les symboles chimiques des éléments d'alliage rangés par ordre de teneurs décroissantes. À la suite de ces lettres apparaissent des nombres (de un ou deux chiffres), séparés par des traits d'union, qui indiquent les teneurs moyennes en éléments d'alliage. Ces nombres sont rangés dans l'ordre des symboles des éléments d'alliage préalablement écrits. Cet ensemble peut être suivi de symboles additionnels (consulter la norme de produit).

Le premier symbole est la lettre « Y »

Il s'agit d'un acier pour béton précontraint. Le nombre de quatre chiffres qui suit la lettre Y indique la valeur spécifiée de la résistance à la traction (en N/mm^2) (si celle-ci est inférieure à $1\,000\ \text{N/mm}^2$ le premier chiffre

est un zéro). Ce nombre peut être suivi de symboles additionnels (consulter la norme de produit).

Le premier symbole est un chiffre

Cette désignation fait référence à la composition chimique de l'acier. Il s'agit :

- soit d'un acier non allié avec une teneur en manganèse $\geq 1\%$;
- soit d'un acier de décolletage ;
- soit d'un acier allié (mais pas d'un acier rapide) dont la teneur en chaque élément d'alliage est inférieure à 5 %.

Le premier chiffre appartient à un nombre de un, deux ou trois chiffres qui indique la teneur moyenne spécifiée en carbone exprimée en centième de pour-cent. Ce nombre est suivi de lettres qui constituent les symboles chimiques des éléments d'alliage rangés par ordre de teneurs décroissantes. À la suite de ces lettres apparaissent des nombres (de un ou deux chiffres), séparés par des traits d'union, qui caractérisent les teneurs moyennes en éléments d'alliage (ils sont obtenus en multipliant les teneurs moyennes en % des éléments d'alliage par des facteurs particuliers répertoriés dans le tableau 12.4). Ces nombres sont rangés dans l'ordre des symboles des éléments d'alliage préalablement écrits. Cet ensemble peut être suivi de symboles additionnels (consulter la norme de produit).

Tableau 12.4.

Élément d'alliage	Facteur multiplicatif
Cr, Co, Mn, Ni, Si, W	4
Al, Be, Cu, Mo, Nb	10
Pb, Ta, Ti, V, Zr	10
Ce, N, P, S	100
B	1 000

Remarque concernant les symboles additionnels

La norme NF EN 10027 prévoit « qu'afin d'éviter toute ambiguïté il peut être nécessaire de compléter les désignations symboliques par des symboles additionnels identifiant des caractéristiques complémentaires de l'acier (ou du produit sidérurgique) ». Ces symboles additionnels sont classés en deux groupes :

- les symboles additionnels pour l'acier, eux mêmes divisés en deux sous-groupes, le sous-groupe 1 et le sous-groupe 2, ce dernier ne devant être utilisé qu'en conjonction avec les symboles du premier sous-groupe ;
- les symboles additionnels pour le produit en acier qui, individuellement, doivent être précédés du signe +.

La décision de l'attribution de ces symboles additionnels est réservée aux organismes responsables de l'attribution des désignations symboliques principales. La très grande diversité des symboles additionnels impose de recourir aux documents normatifs pour en connaître tous les détails.

À titre d'exemples on peut citer :

- pour les aciers corroyés non alliés ($Mn < 1\%$) dont la désignation commence par la lettre « C » on peut trouver dans le premier sous-groupe relatif à l'acier :
 - la lettre C pour spécifier l'aptitude au formage à froid ;
 - la lettre D pour spécifier l'aptitude au tréfilage ;
 - la lettre E pour spécifier une teneur maximale en soufre ;
 - la lettre G pour spécifier une autre caractéristique ;
 - la lettre R pour spécifier une fourchette de teneur en soufre ;
 - la lettre S pour spécifier une fabrication de ressorts ;
 - la lettre U pour spécifier une fabrication d'outils ;
 - la lettre W pour spécifier une fabrication de fils électrodes ;le second sous-groupe permettant de spécifier un élément d'alliage et sa teneur ;
- pour les aciers corroyés de construction dont la désignation commence par la lettre « S » on peut trouver dans le premier sous-groupe relatif à l'acier :

- un symbole précisant le niveau garanti (et la température correspondante) d'énergie de rupture par choc sur éprouvette entaillée; ainsi, par exemple :

« JR » pour 27 J à 20°,

« J4 » pour 27 J à - 40°,

« K2 » pour 40 J à - 20°,

« L5 » pour 60 J à - 40°,

- un symbole M, N ou Q spécifiant le procédé d'obtention de l'état structural :

N traitement de normalisation,

M traitement thermo-mécanique,

Q traitement par trempe et revenu,

- le symbole « G » permettant de spécifier une autre caractéristique; le second sous-groupe permet de spécifier des conditions de mise en œuvre, de parachèvement ou d'emploi et/ou des propriétés particulières.

Lecture d'une désignation numérique

La désignation numérique d'un acier attribue à chaque nuance d'acier un numéro caractéristique. Actuellement ce numéro comporte cinq chiffres (mais ultérieurement il pourra en comporter sept) et il est compris entre 10 000 et 19 999.

En lisant le nombre de gauche à droite :

- le premier chiffre qui est un 1 signifie qu'il s'agit d'un acier;
- les deuxième et troisième chiffres constituent le numéro de groupe de l'acier;
- les quatrième et cinquième chiffres forment un numéro d'ordre arbitraire attribué à chaque nuance dans le cadre de la norme de produit.

Ainsi donc seul le numéro de groupe fournit un élément d'appréciation du type de l'acier considéré.

Le premier chiffre du numéro de groupe (c'est-à-dire le deuxième chiffre du symbole en partant de la gauche) permet d'identifier la grande catégorie à laquelle appartient l'acier considéré parmi les catégories suivantes :

- 10*** Acier de qualité;
- 11*** Acier non allié spécial;
- 12*** Acier allié spécial à outils;
- 13*** Acier allié spécial divers;
- 14*** Acier allié spécial inoxydable ou réfractaire;
- 15*** Acier allié spécial de construction;
- 16*** Acier allié spécial de construction;
- 17*** Acier allié spécial de construction;
- 18*** Acier allié spécial de construction;
- 19*** Acier de qualité.

Le deuxième chiffre du numéro de groupe (c'est-à-dire le troisième chiffre du symbole en partant de la gauche) correspond à différents sous-types de nuances propres à chaque type; la signification de ce deuxième chiffre est généralement liée à la composition chimique de l'acier.

■ Les normes de produits en aciers

De nombreuses normes définissent des aciers; elles font référence aux domaines d'emploi des nuances. C'est ainsi que l'on peut distinguer notamment :

- les aciers de construction métallique;
- les aciers pour appareils à pression;
- les aciers de construction mécanique;
- les aciers à outils;
- les aciers inoxydables.

□ La normalisation des aciers de construction métallique

La norme de base des aciers de construction métallique est la norme NF EN 10025. Elle distingue :

- les aciers de construction soudables non alliés (partie 2);

- les aciers de construction soudables à grains fins livrés à l'état normalisé ou après laminage normalisant (partie 3);
- les aciers de construction soudables à grains fins livrés après laminage thermomécanique (partie 4);
- les aciers de construction à résistance améliorée à la corrosion atmosphérique (partie 5);
- les aciers de construction à haute limite d'élasticité livrés à l'état trempé et revenu (partie 6).

La normalisation des aciers pour appareils à pression

La norme de base des aciers pour appareils à pression est la norme NF EN 10028. Elle distingue :

- les aciers non alliés et alliés avec caractéristiques spécifiées à température élevée (partie 2);
- les aciers soudables à grains fins, normalisés (partie 3);
- les aciers alliés au nickel avec propriétés spécifiées à basse température (partie 4);
- les aciers soudables à grains fins laminés thermomécaniquement (partie 5);
- les aciers soudables à grains fins, trempés et revenus (partie 6);
- les aciers inoxydables pour appareils à pression (partie 7).

La normalisation des aciers de construction mécanique

La construction mécanique utilise beaucoup d'aciers auxquels on confère leurs propriétés mécaniques d'emploi par traitement thermique ou thermo-chimique. De ce fait les normes de base des aciers de construction mécaniques sont nombreuses : la norme de base est la norme NF EN 10083 « Aciers pour trempé et revenu » mais à côté on peut mentionner les normes :

- NF EN 10084 Aciers pour cémentation;
- NF EN 10085 Aciers pour nitruration;
- NF EN 10087 Aciers de décolletage;
- NF A 35-557 Aciers pour boulonnerie à hautes performances aptes aux traitements thermiques;

- NF EN 10269 Aciers et alliages de nickel pour boulonnerie utilisée à température élevée et/ou à basse température;
- NF EN 10089 Aciers pour ressorts trempés et revenus;
- NF EN ISO 683-17 Aciers pour roulements;
- NF A 35-566 Aciers pour chaînes;
- NF A 35-567 Aciers de cémentation alliés pour organes mécaniques massifs hautement sollicités.

La normalisation des aciers à outils

Les aciers à outils sont définis par la norme NF EN ISO 4957 qui comprend :

- 6 nuances non alliées pour travail à froid;
- 17 nuances alliées pour travail à froid;
- 9 nuances alliées pour travail à chaud;
- 16 aciers rapides.

La normalisation des aciers inoxydables

La norme de base des aciers inoxydable est la norme NF EN 10088 qui comprend :

- 21 nuances inoxydables ferritiques;
- 30 nuances inoxydables martensitiques et à durcissement par précipitation;
- 50 nuances inoxydables austénitiques;
- 9 nuances inoxydables austéno-ferritiques.

12.5.2 Les normes définissant les fontes

■ Désignation des fontes

La norme NF EN 1560 « Système de désignation pour la fonte » définit deux systèmes européens de désignation des fontes :

- une désignation symbolique;
- une désignation numérique.

□ Lecture d'une désignation symbolique

La désignation symbolique d'une fonte normalisée débute obligatoirement par les deux lettres EN suivies d'un tiret, lui-même suivi des lettres GJ. Ensuite peuvent éventuellement (si une spécification est nécessaire) apparaître une ou deux lettres qui suivent directement les lettres GJ et signifient :

- pour la première, quelle structure du graphite est spécifiée
 - L pour lamellaire,
 - S pour sphéroïdale,
 - M pour graphite de recuit (pour la fonte malléable),
 - V pour vermiculaire,
 - Y pour une structure spéciale (précisée par la norme de produit),
 - N pour l'absence de graphite;
- pour la seconde, quelle macro ou microstructure est spécifiée
 - A pour austénitique,
 - F pour ferritique,
 - P pour perlitique,
 - L pour lédeburitique,
 - Q pour l'état trempé,
 - T pour l'état trempé et revenu,
 - B pour une fonte malléable à cœur noir,
 - W pour une fonte malléable à cœur blanc.

Le groupe de lettre précédent est suivi d'un tiret lequel est à son tour suivi d'un groupe de chiffres et de lettres définissant la classe de la fonte. Trois variantes apparaissent ici :

- a) Ce groupe commence par un nombre; la fonte est classée selon ses caractéristiques mécaniques et ce premier nombre précise la résistance minimale à la traction (en N/mm^2). S'il est suivi par une lettre, celle-ci indique le mode de production des échantillons d'essai :
- S échantillon coulé séparément;
 - U échantillon attenant;
 - C échantillon prélevé sur une pièce.

S'il est suivi d'un tiret, le nombre qui suit représente l'allongement minimal exigé (en %); celui-ci est alors suivi de la lettre indiquant le mode

de production des échantillons d'essai. Un nouveau tiret, lui-même suivi de deux lettres indique, si nécessaire, le domaine de température à laquelle doit être déterminée la valeur de la résistance à la flexion par choc :

- RT pour les essais à température ambiante;
- LT pour les essais à basse température.

b) Ce groupe commence par la lettre H; la fonte est classée selon sa dureté et la lettre suivante précise le type d'essai de dureté :

- B pour Brinell;
- V pour Vickers;
- R pour Rockwell.

Le nombre qui suit indique la gamme de dureté prescrite.

c) Ce groupe commence par la lettre X; la fonte est classée selon sa composition chimique. Cette lettre peut être suivie éventuellement par un nombre qui indique alors la teneur en carbone imposée (% multiplié par 100); la suite de la désignation est constituée par les symboles chimiques des éléments d'alliage significatifs rangés dans l'ordre décroissant des teneurs. Les nombres qui suivent (séparés entre eux par des tirets) précisent les teneurs respectives en ces éléments d'alliage (ces teneurs sont arrondies au nombre entier le plus proche).

L'ensemble de la désignation peut s'achever, si nécessaire, par une lettre précédée d'un tiret; cette lettre indique que la fonte doit satisfaire à des exigences complémentaires :

- D pièce brute de fonderie;
- H pièce ayant subi un traitement thermique;
- W pièce soudable;
- Z exigences complémentaires spécifiées dans la commande.

Lecture d'une désignation numérique

La désignation numérique d'une fonte normalisée débute obligatoirement par les deux lettres EN suivies d'un tiret puis de la lettre J. La lettre suivante précise la structure du graphite :

- L pour lamellaire;

- S pour sphéroïdale;
- M pour graphite de recuit (pour la fonte malléable);
- V pour vermiculaire;
- Y pour une structure spéciale (précisée par la norme de produit);
- N pour l'absence de graphite.

Le chiffre qui suit indique la caractéristique principale qui sert à définir la fonte :

- 1 résistance à la traction;
- 2 dureté;
- 3 composition chimique.

(Les chiffres 0 et 4 à 9 sont actuellement réservés.)

Les deux chiffres suivants définissent la nuance selon la norme de produit tandis que le dernier explicite à quelles exigences spécifiques doit répondre la fonte :

- 0 pas d'exigence spécifique;
- 1 échantillon d'essai coulé séparément;
- 2 échantillon d'essai attenant;
- 3 échantillon d'essai prélevé sur pièce;
- 4 résistance à la flexion par choc à la température ambiante;
- 5 résistance à la flexion par choc à basse température;
- 6 soudabilité spécifiée;
- 7 pièce brute de fonderie;
- 8 pièce traitée thermiquement;
- 9 exigences spécifiées à la commande.

■ Les normes de produits en fontes

Les normes des fontes sont établies en fonction de leur état structural. On trouve ainsi :

- la norme NF EN 1561 qui définit les fontes grises à graphite lamellaire;
- la norme NF EN 1562 qui définit les fontes grises malléables;
- la norme NF EN 1563 qui définit les fontes grises à graphite sphéroïdal;

- la norme NF EN 1564 qui définit les fontes grises bainitiques;
- la norme NF EN 13835 qui définit les fontes austénitiques.

12.6 Les changements d'états des alliages de fer

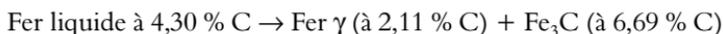
12.6.1 Solidification

Le diagramme d'équilibre Fe/Fe₃C précise les conditions de solidification selon la teneur en carbone :

- si $C \% < 0,09 \%$ et en conditions d'équilibre le fer se solidifie sous forme de fer δ à travers un fuseau qui sera abaissé en conditions industrielles de refroidissement ce qui provoquera, lorsque ce fer δ sera saturé en carbone (à une teneur inférieure à 0,09 % par suite du décalage de température), une pseudo-transformation péritectique au cours de laquelle une partie de la phase δ et le liquide restant formeront de l'austénite (fer γ). À l'instant où s'achève la solidification, l'acier est alors biphasé (ferrite + austénite);
- si $0,09 \leq C \% \leq 0,17$ la solidification commence (selon la partie en fuseau du diagramme) par la formation de cristaux de fer δ pauvres en carbone avec enrichissement en carbone du liquide. Lorsque la limite de solubilité du carbone dans le fer δ est atteinte (0,09 % à 1 495 °C) la réaction péritectique consomme tout le liquide et une partie du fer δ pour former de l'austénite à 0,17 %C. En conditions industrielles de refroidissement, le fuseau sera décalé et la réaction péritectique se déroulera à plus basse température; elle sera souvent incomplète. À l'instant où s'achèvera la solidification l'acier sera biphasé (ferrite + austénite);
- si $0,17 \leq C \% \leq 0,53$ la solidification commence (selon la partie en fuseau du diagramme) par la formation de cristaux de fer δ pauvres en carbone avec enrichissement en carbone du liquide. Lorsque la limite de solubilité du carbone dans le fer δ est atteinte (0,09 % à 1 495 °C) la réaction péritectique consomme tout le fer δ et une partie du liquide pour former de l'austénite à 0,17 % C; le liquide restant (à 0,53 % de C) se solidifie directement en austénite selon la partie en fuseau située aux températures inférieures à 1 495 °C. En conditions industrielles de refroidissement,

dissement, les fuseaux seront décalés et la réaction péritectique se déroulera à plus basse température; elle sera souvent incomplète. À l'instant où s'achève la solidification l'acier est généralement austénitique mais pourra être biphasé (ferrite + austénite) si la transformation péritectique n'a pas atteint le cœur des grains de fer δ ;

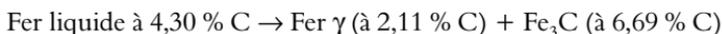
- si $0,53 \leq C \% \leq 2,11$, la solidification se développe selon le fuseau situé au-dessous de $1\ 495\ ^\circ\text{C}$ en formant des grains d'austénite déjà assez riches en carbone ($> 0,17\ \%$ mais moins riches que l'acier considéré) avec enrichissement du liquide. La solidification s'achève lorsque la teneur moyenne en carbone de l'austénite est égale à la teneur de l'alliage. En conditions industrielles de refroidissement, le fuseau sera décalé et de ce fait, avec les aciers les plus riches en carbone, pourra apparaître, en fin de solidification, une pseudo-réaction eutectique avec précipitation de carbure de fer Fe_3C . À l'instant où s'achèvera la solidification, l'acier sera généralement austénitique mais pourra être biphasé (austénite + cémentite);
- si $2,11 \leq C \% \leq 4,30$, la solidification débute selon le fuseau situé au-dessous de $1\ 495\ ^\circ\text{C}$ en formant des grains d'austénite déjà assez riches en carbone ($> 0,53\ \%$ mais moins riches que l'acier considéré) avec enrichissement progressif du liquide. En conditions d'équilibre cet enrichissement se poursuit jusqu'à saturation du liquide restant (à $4,3\ \%$ de C). À $1\ 148\ ^\circ\text{C}$ une réaction eutectique se développe alors :



En conditions industrielles, la solidification telle qu'elle a été décrite au § 6.1.1 (« Cas où, en conditions d'équilibre, intervient une réaction eutectique ») provoquera des ségrégations et un décalage de la réaction eutectique vers des températures plus basses que les températures d'équilibre, un pseudo-eutectique se formera. L'état brut de solidification sera donc constitué par du fer γ et par un agrégat pseudo-eutectique $\text{Fe } \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$;

- si $4,30 \leq C \% \leq 6,69$, la solidification débute, selon un fuseau, quand la température atteint la limite de solubilité du carbone dans le fer liquide. Le carbone commence alors à précipiter sous forme de graphite ou de Fe_3C tandis que le liquide restant s'appauvrit. En conditions d'équili-

bre cet appauvrissement se poursuit jusqu'à 1 148 °C, température à laquelle la réaction eutectique se développe :



En conditions industrielles, la solidification telle qu'elle a été décrite au § 6.1.1 (« Cas où, en conditions d'équilibre, intervient une réaction eutectique ») provoquera un décalage de la réaction eutectique vers des températures plus basses que les températures d'équilibre, un pseudo-eutectique se formera. L'état brut de solidification sera donc constitué par du graphite ou de la cémentite et par un agrégat pseudo-eutectique $\text{Fe } \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$.

En ce qui concerne les aciers, on doit noter qu'à l'instant où s'achève la solidification, le carbone est totalement en solution solide et que, par ailleurs, des éléments d'alliage modifient la stabilité des phases :

- les éléments dits « alphagènes » (Si, Cr, Mo, W, Ti...) stabilise le fer δ au point qu'au delà de certains teneurs, une partie de ce constituant formé lors de la solidification peut être stable jusqu'à la température ambiante (en présence d'une faible teneur en carbone des aciers très alliés peuvent rester totalement ferritiques (fer $\delta + \text{fer } \alpha$);
- les éléments dits « gammagène » (Ni, Mn, Cu) stabilisent le fer γ au point que la solidification ne passe plus par le stade du fer δ et qu'au delà de certains teneurs, ce constituant formé lors de la solidification peut être stable jusqu'à la température ambiante.

12.6.2 Les changements d'état des alliages de fer à l'état solide

■ Au refroidissement

Quand la solidification s'achève, un alliage est ici constitué d'austénite et éventuellement :

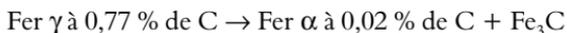
- de fer δ (approximativement si $C \% < 0,53$);
- de cémentite (approximativement si $0,53 < C \% < 4,3$);
- de graphite ou de cémentite (approximativement si $C \% > 4,3$).

Au refroidissement c'est donc uniquement l'austénite qui se transformera.

À l'examen du diagramme d'équilibre Fe/Fe₃C (voir figure 12.2) on constate que les transformations structurales au cours desquelles, à l'état solide, le fer γ passe à l'état α peuvent se développer, à l'équilibre, dans deux domaines :

- le domaine IEH repéré fer α + fer γ ;
- le domaine EDGF repéré fer γ + cémentite.

Ces deux domaines ont en commun le point E correspondant à une température de 727 °C et à une teneur en carbone de 0,77 % (en poids); un alliage ayant cette composition subit à 727 °C une transformation eutectoïde qui s'écrit :



et qui, par application de la règle des segments inverses, met en jeu les proportions suivantes :

- 100 % de fer γ à 0,77 % de C;
- 88,8 % de fer α à 0,02 % de C;
- 11,2 % de cémentite à 6,69 % de C.

Après retour à la température ambiante les proportions des phases restantes deviennent (par suite de la baisse de la solubilité du carbone dans le fer α de 0,02 % à pratiquement 0 %) :

- 88,5 % de fer α à 0 % de C;
- 11,5 % de cémentite à 6,69 % de C.

Cette transformation se fait au refroidissement (à température constante – application de la règle des phases avec deux constituants indépendants et trois phases en présence simultanément) dans les conditions suivantes :

- la formation d'un grain de ferrite (fer α à 0,02 % de C) dans la phase austénitique (fer γ à 0,77 % de C) tend à rejeter tout le carbone présent dans l'austénite voisine; mais celle-ci est déjà saturée (voir la limite de solubilité du carbone dans le fer γ définie par la courbe DE; à 727 °C cette limite est de 0,77 %), il se produit donc une précipitation de cémentite Fe₃C à la périphérie du grain de ferrite ce qui stoppe sa croissance;
- la formation d'un grain de cémentite (carbure de fer à 6,69 % C) dans la phase austénitique (fer γ à 0,77 % de C) absorbe le carbone présent

dans l'austénite voisine; cet appauvrissement permet la formation de grains de ferrite à la périphérie du grain de cémentite ce qui stoppe sa croissance.

Ainsi donc les grains des deux phases qui se forment (ferrite et cémentite) seront petits (leur croissance est interrompue) et intimement mélangés; ils constituent ce que l'on appelle un agrégat eutectoïde qui, ici, prend le nom de « perlite ».

Si la teneur en carbone de l'alliage fer/carbone est inférieure à 0,77 %, la transformation débute dans le domaine fer α + fer γ (figure 12.2) en donnant des grains de ferrite pauvres en carbone (l'évolution de la teneur moyenne est donnée par la courbe IH) cet élément se concentrant dans l'austénite non encore transformée qui s'enrichit (selon les teneurs définies, à chaque température, par la courbe DE). Arrivée à 727 °C l'austénite non encore transformée se trouve saturée en carbone et se transforme alors en perlite comme indiqué ci-dessus. On est convenu d'appeler ici Ae_3 ¹ (et plus pratiquement Ac_3) la température à laquelle commence la transformation, et Ae_1 (et plus pratiquement Ac_1) la température (ici 727 °C) à laquelle elle s'achève. Après retour à la température ambiante l'alliage est constitué de ferrite et de cémentite mais nous préférons dire qu'il est formé :

- de ferrite pro-eutectoïde (ou pro-perlitique),
- d'agrégat eutectoïde (ou perlite);

car ses propriétés mécaniques évolueront entre :

- la faible résistance des grains relativement gros de ferrite pro-perlitique;
- et la résistance plus élevée des plages de perlite formées de petits grains de ferrite (durcissement par effet de taille de grain) soutenus par de grains de cémentite dure (de l'ordre de 800 à 1 000 HV).

Si la teneur de l'alliage fer/carbone est supérieure à 0,77 % de carbone, le refroidissement engendre tout d'abord une sursaturation de l'austénite qui déclenche une précipitation de cémentite (ou de graphite dans certaines fontes) qui appauvrit l'austénite (selon les teneurs définies, à chaque

1. e pour température d'équilibre, c pour température mesurée au chauffage à 150-300 °C/h.

température, par la courbe DE). Arrivée à 727 °C l'austénite dont la teneur en carbone est de 0,77 % se transforme en perlite comme indiqué ci-dessus. On est convenu d'appeler ici Ae_m (et plus pratiquement Ac_m) la température à laquelle commence la précipitation de cémentite (ou de graphite dans certaines fontes) et Ae_1 (et plus pratiquement Ac_1) la température (ici 727 °C) à laquelle s'achève la transformation de l'austénite. Après retour à la température ambiante l'alliage est constitué de ferrite et de cémentite (et/ou de graphite) mais nous préférons dire qu'il est formé :

- de cémentite (et/ou de graphite) pro-eutectoïde (ou pro-perlitique),
- d'agrégat eutectoïde (ou perlite) ;

car ses propriétés mécaniques sont celles de la perlite à la fois durcie et fragilisée par les carbures pro-perlitiques relativement grossiers.

Pour ce qui concerne les aciers, on tient compte, en fonction de la teneur en carbone, des différences d'états d'équilibre (et de propriétés mécaniques) en distinguant :

- d'une part les aciers hypoeutectoïdes dont la structure d'équilibre à 20 °C contient de la ferrite pro-eutectoïde (en absence d'éléments d'alliage la teneur en carbone de ces aciers est comprise entre 0 et 0,77 %) ;
- d'autre part les aciers hypereutectoïdes dont la structure d'équilibre à 20 °C ne contient pas de ferrite pro-eutectoïde (en absence d'éléments d'alliage la teneur en carbone de ces aciers est comprise entre 0,77 et 2,11 %).

En conditions industrielles, c'est-à-dire en conditions hors équilibre (car le refroidissement industriel le plus lent est encore beaucoup trop rapide par rapport aux équilibres), le déroulement de ces transformations est perturbé ; elles prennent du retard (car le refroidissement continu ne permet pas un séjour suffisamment long à chaque température pour que l'évolution se fasse à l'équilibre) ce qui les rejette vers des températures plus basses (voir « Changements de structure cristalline du métal de base » au § 6.2.1). Plus le refroidissement est rapide, plus le décalage est important ; la température de l'alliage s'abaisse alors de manière telle que les transformations peuvent devenir très difficiles, il peut même leur être impossible de se développer selon le schéma présenté plus haut. Pour décrire ce qui se passe alors on trace le diagramme de transformations en refroidissement

continu. Ce diagramme (dit aussi diagramme TRC ou CCT) décrit les conditions dans lesquelles, au cours de refroidissements de type industriel, se déroulent les transformations structurales d'un acier ou d'une

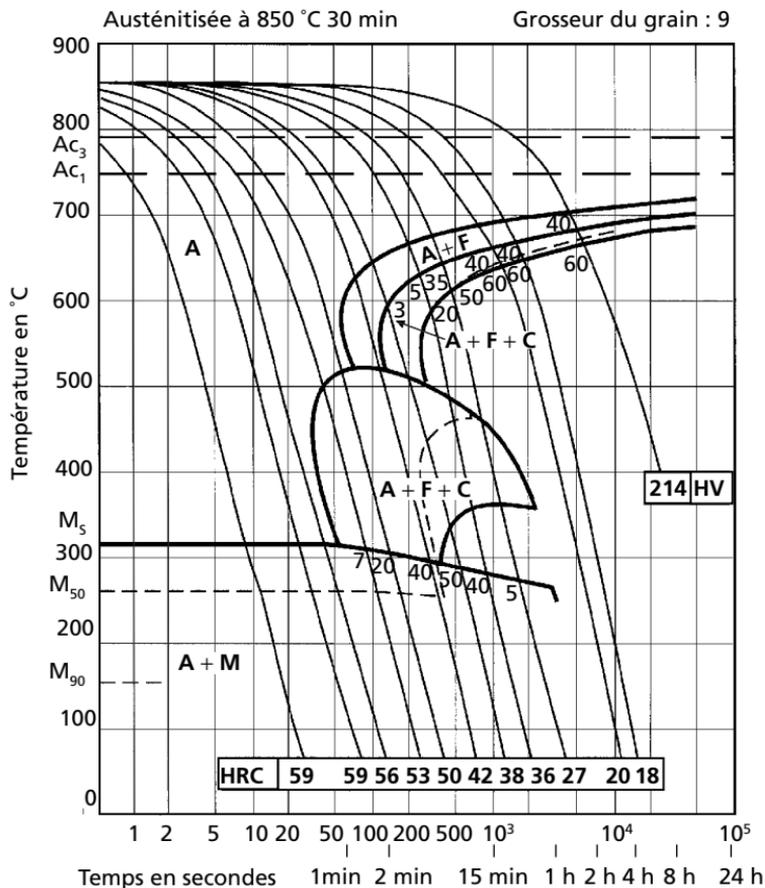


Figure 12.4a – Diagramme TRC d'un acier
à 0,44 % C – 0,80 % Mn – 0,96 % Cr (d'après l'Atlas IRSID).

fonte préalablement portée à l'état austénitique (c'est-à-dire chauffé pour transformer le fer α en γ et dissoudre totalement ou partiellement les carbures). On voit, sur les exemples donnés par les figures 12.4a et b,

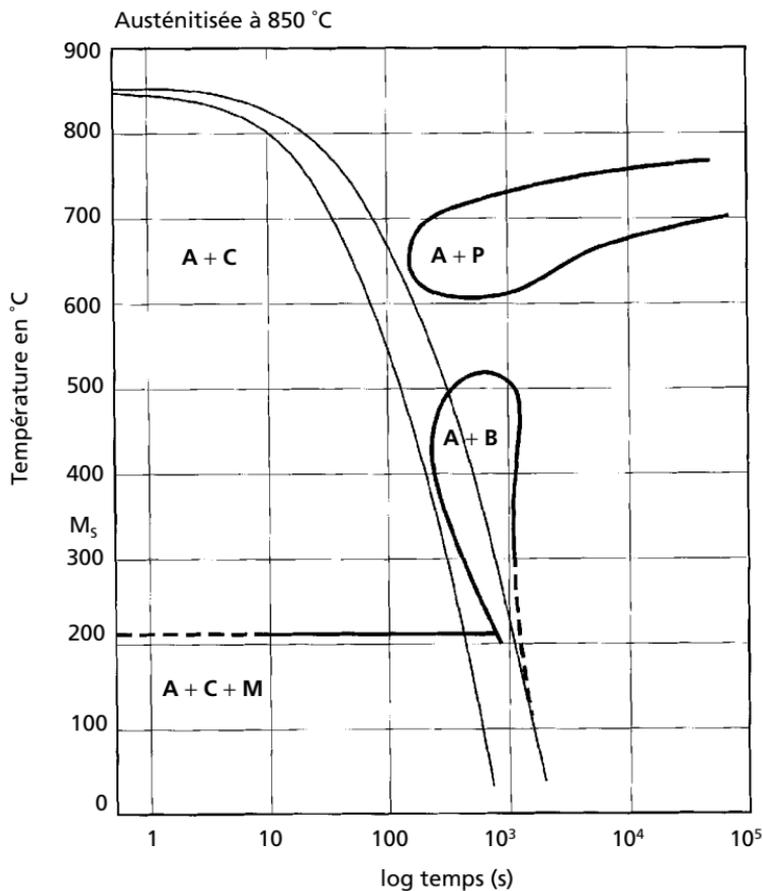


Figure 12.4b – Diagramme TRC d'une fonte à 3,3 % C – 0,3 % Mn – 2,6 % Si 0,5 % Mo (d'après Techniques de l'Ingénieur – M 1145).

que les refroidissements considérés vont de refroidissements relativement lents (qui peuvent être réalisés en four), revenant à 20 °C en un jour environ, à des refroidissements très rapides (trempe à l'eau de petites pièces).

Un tel diagramme décrit les domaines de températures dans lesquels se produisent les transformations structurales, domaines qui se situent tous au-dessous de A_{c_3} ou A_{c_m} et à des températures d'autant plus basses que le refroidissement est plus rapide. On distingue sur ce diagramme :

- un domaine, en haut et à gauche et repéré « A » (pour austénite) ou « A + C » (pour austénite + carbures si tout le carbone n'est pas dissous), dans lequel l'austénite formée à haute température (ici 850 °C) n'est pas encore transformée;
- seulement pour un acier hypoeutectoïde, un domaine repéré « A + F » (pour austénite + ferrite) dans lequel l'austénite se transforme partiellement en ferrite (pro-eutectoïde) pendant que le reste de l'austénite s'enrichit en carbone;
- un domaine repéré « A + F + C » (pour austénite + ferrite + carbures) ou « A + P » (pour austénite + perlite) au-dessus de 500 °C dans lequel l'austénite enrichie en carbone au cours de la traversée du domaine précédent se transforme en perlite;
- un domaine repéré « A + F + C » ou « A + B » au-dessous de 550/500 °C environ dans lequel l'austénite se transforme en « bainite » qui est un mélange de petits grains de ferrite et de petits grains de cémentite intergranulaires (d'où les symboles A + F + C pour austénite + ferrite + cémentite ou A + B pour austénite + bainite). On distingue généralement :
 - la bainite supérieure formée à relativement haute température (400/500 °C); agrégat assez grossier de ferrite et de cémentite en bâtonnets ou plaquettes,
 - la bainite inférieure formée à relativement basse température (300/400 °C); agrégat de ferrite plus ou moins aciculaire et de cémentite très finement précipitée.

Ces bainites comportent les mêmes constituants élémentaires (ferrite et cémentite) que la structure d'équilibre et dans les mêmes proportions mais elles se forment dans des conditions très différentes (germination et croissance de grains de ferrite avec précipitation de cémentite à l'interface α/γ) de celles de la transformation à l'équilibre ce qui leur donne

- des performances mécaniques très sensiblement supérieures à celles des structures ferrito-perlitiques;
- un domaine (dans les cas considérés ici au dessous de 310 °C pour l'acier et au dessous de 210 °C pour la fonte) repéré « A + M » dans lequel l'austénite se transforme progressivement en « martensite » qui est du fer α dont la structure cubique est déformée par la présence des atomes de carbone qui n'ont pas eu le temps de précipiter sous forme de carbures. La déformation du réseau du fer α engendre un durcissement très important (d'autant plus fort que la teneur en carbone est plus élevée) qui confère à l'alliage sa dureté maximale; mais en présence d'une teneur en carbone supérieure à 0,08 % environ ce durcissement provoque

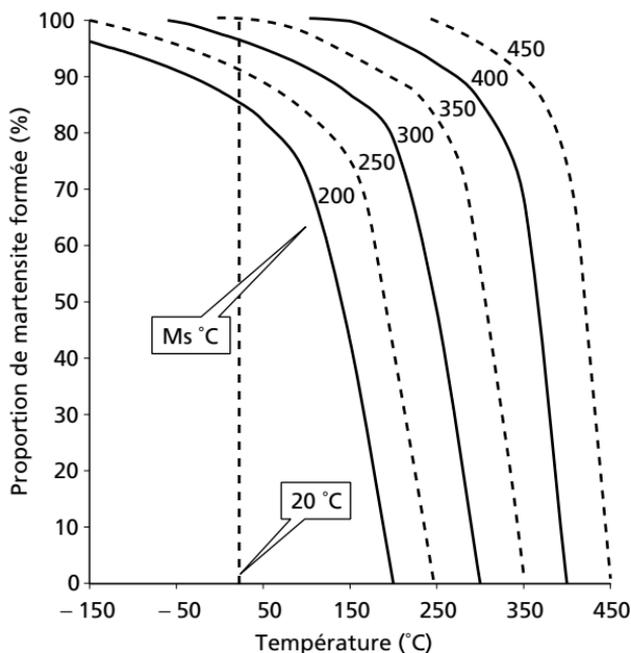


Figure 12.5 – Évolution de la transformation martensitique en fonction de la température au cours de la trempe.

une fragilisation qui croît avec cette teneur et rend le métal peu utilisable en sécurité (pour lui redonner une certaine ductilité il faudra précipiter le carbone; c'est l'objet du revenu – voir plus loin). La martensite est un constituant totalement hors équilibre; elle est donc instable et susceptible de se décomposer en fer α cubique centré et cémentite dès qu'un réchauffage (même léger) porte l'alliage dans un domaine de température où la précipitation des carbures peut se faire (c'est le processus de « revenu »).

La formation de cette martensite se fait par cisaillement et sans diffusion, ce qui explique l'absence d'influence du temps; elle se produit uniquement pendant le refroidissement au-dessous d'une température à laquelle elle commence et que l'on désigne par le symbole M_s ; on admet (selon ANDREWS) :

$$M_s (\text{°C}) = 539 - 423(C \%) - 30,4(\text{Mn} \%) - 17,7(\text{Ni} \%) - 12,1(\text{Cr} \%)$$

Elle se déroule en fonction de la progression du refroidissement comme l'illustrent la figure 12.5 et le tableau 12.5.

Tableau 12.5 – Progression de la transformation martensitique avec l'abaissement de la température.

Proportion de martensite	$M_s = 400 \text{ °C}$	$M_s = 350 \text{ °C}$	$M_s = 300 \text{ °C}$	$M_s = 250 \text{ °C}$
20 %	378 °C	324 °C	270 °C	215 °C
40 %	368 °C	312 °C	255 °C	199 °C
60 %	358 °C	300 °C	241 °C	183 °C
80 %	325 °C	260 °C	195 °C	130 °C
90 %	271 °C	195 °C	119 °C	43 °C
100 %	148 °C	47 °C	- 53 °C	- 154 °C

La température M_f de fin de la transformation martensitique peut être estimée comme suit :

$$M_f(^{\circ}\text{C}) = 2 \times M_s - 650$$

Ainsi donc la transformation martensitique des aciers dont le point M_s est inférieur à 320/340 °C n'est pas terminée quand le refroidissement est arrêté à la température ambiante (pour les aciers non alliés $M_s = 320/340$ °C correspond à une teneur en carbone de l'ordre de 0,5 %); il subsiste de l'austénite non transformée que l'on dénomme « austénite résiduelle ». Cette austénite résiduelle peut continuer à se transformer en martensite si le refroidissement est poursuivi au-dessous de la température ambiante (c'est le « traitement par le froid »). Elle peut aussi se décomposer (généralement en bainite) à l'occasion d'un réchauffage (voir, ci après, le revenu).

Le diagramme TRC indique, par ailleurs, quelle est la dureté de l'alliage à la fin de chaque loi de refroidissement, informations qui permettent de préciser quelle relation existe entre état structural et propriétés mécaniques (vues à travers la dureté).

L'examen des diagrammes de transformations en refroidissement continu montre que les structures contenant de la perlite (avec de la ferrite ou des carbures ou du graphite) se forment à l'occasion des refroidissements les plus lents alors que ce sont les refroidissements les plus rapides qui conduisent à la formation de martensite. Les refroidissements intermédiaires engendrent des transformations successives qui conduisent à des mélanges plus ou moins complexes (ferrite + perlite + bainite, ferrite + bainite, ferrite + bainite + martensite, bainite + martensite par exemple). Les éléments d'alliages ajoutés aux aciers et aux fontes modifient les conditions de refroidissement dans lesquelles les différents constituants se forment; ils déplacent les domaines de transformation vers des lois de refroidissement plus lentes de telle sorte que, notamment, le domaine de refroidissement dans lequel apparaît la martensite s'agrandit, n'obligeant plus à réaliser des refroidissements aussi rapides pour la former. Les figures 12.6 et 12.7 donnent des exemples de ce fait pour des aciers (figure 12.6) et pour des fontes (figure 12.7). Il est habituel de dire que, plus la martensite se forme à l'occasion de refroidissements lents, plus l'alliage est « trempant » et de ce fait plus sa « trempabilité » est grande.

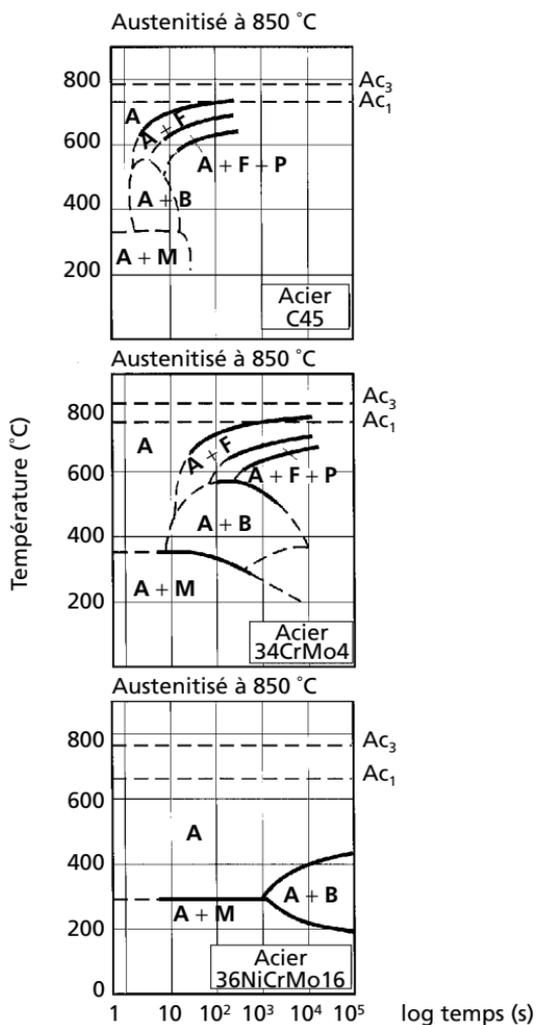


Figure 12.6 – Diagramme TRC de 3 aciers (d'après l'Atlas IRSID).
Pour alléger, les lois de refroidissement n'ont pas été reproduites.

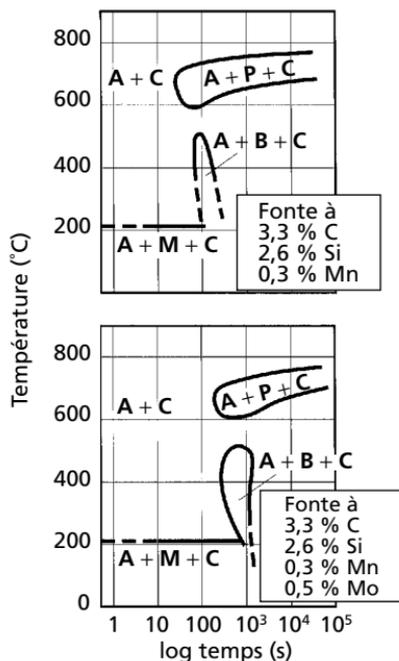


Figure 12.7 – Diagramme TRC de 2 fontes
(d'après Techniques de l'Ingénieur M 1145).

Pour alléger, les lois de refroidissement n'ont pas été reproduites.

Pour analyser plus finement (en évitant notamment les mélanges de constituants) le déroulement des transformations des alliages fer/carbone on trace aussi des diagrammes de transformation en conditions isothermes (diagrammes dits TTT). Ces diagrammes (voir exemple figure 12.8) décrivent les phénomènes qui accompagnent le passage du fer γ au fer α dans des conditions particulières :

- l'austénite est supposée passer instantanément de sa température d'équilibre à la température de transformation ce qui, industriellement, est pratiquement irréalisable ;

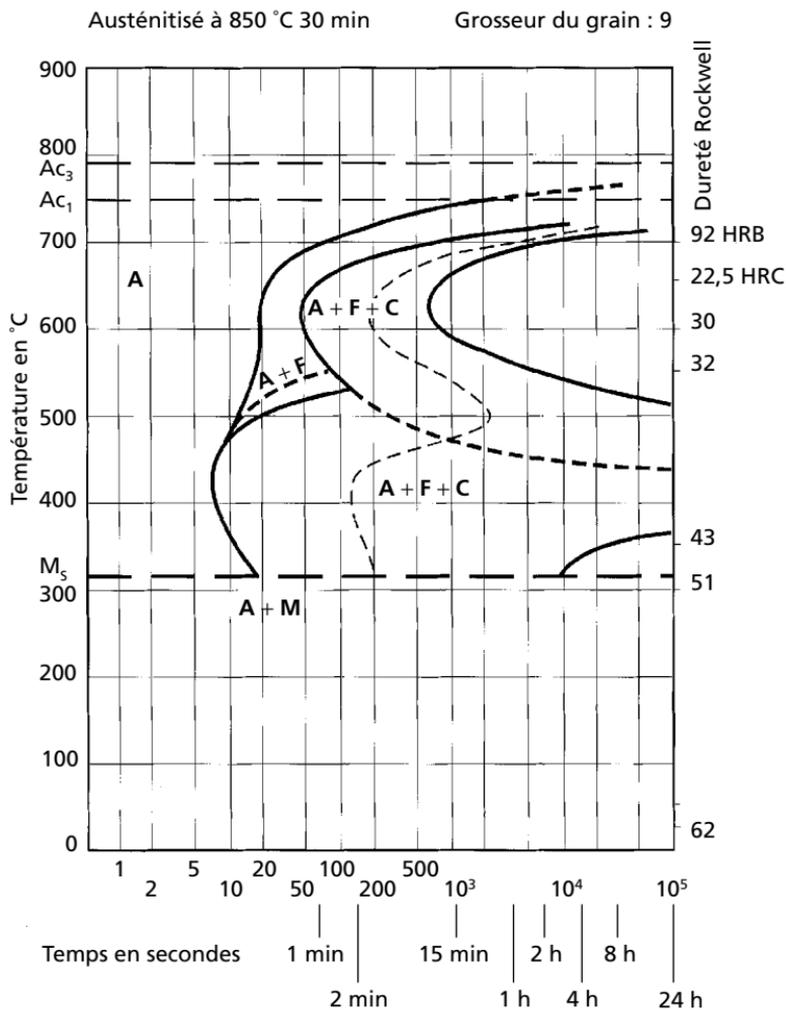


Figure 12.8 – Diagramme TTT d'un acier
à 0,44 % C – 0,80 % Mn – 0,96 % Cr (d'après l'Atlas IRSID).

- l'évolution de la transformation n'est décrite qu'à la température considérée et, de ce fait, les conséquences du refroidissement qui suit le maintien à la température de transformation ne sont aucunement indiquées; si la transformation de l'austénite n'est pas achevée à cette température, le diagramme ne donne aucune indication sur son devenir. L'utilisation industrielle de ces diagrammes isothermes est assez limitée par suite des difficultés rencontrées pour refroidir très rapidement le métal depuis sa température d'austénitisation jusqu'à la température de transformation; néanmoins ils permettent de définir des procédures de traitement thermique qui conduisent à un constituant unique (bainite notamment).

Sur le plan pratique il n'est pas possible de tracer les diagrammes de transformations de chaque volume d'alliage fabriqué; ce tracé est trop difficile et trop coûteux. On pallie cette difficulté en procédant à un essai plus simple mais très significatif; l'essai Jominy défini par la norme NF EN ISO 642. Il consiste à refroidir, à l'aide d'un jet d'eau, une extrémité d'une éprouvette cylindrique (de 25 mm de diamètre et de 100 mm de long) ce qui engendre, dans chaque coupe droite de cette éprouvette, des lois de refroidissement dont la rapidité décroît au fur et à mesure que l'on s'éloigne de l'extrémité refroidie (figure 12.9). Ainsi se trouvent réalisées des conditions de refroidissement qui ramènent le métal à la température ambiante en des temps compris entre quelques dizaines de secondes (près de l'extrémité refroidie) et quelques milliers de secondes (à 70 mm de l'extrémité refroidie); on décrit ainsi une part importante des lois de refroidissement prise en compte dans les diagrammes TRC. Le résultat des transformations est apprécié à travers les duretés mesurées le long des génératrices de l'éprouvette Jominy et traduit sur une courbe $HV = f(\text{distance à l'extrémité refroidie})$, courbe dite « courbe Jominy » (figure 12.10); les diagrammes TRC qui décrivent la relation qui existe entre l'état structural et la dureté obtenue permettent d'interpréter cette courbe.

■ Au cours d'un chauffage

□ À partir d'un état voisin de l'équilibre

L'état d'équilibre est généralement celui obtenu après un refroidissement lent. Il est constitué de ferrite et de carbures. Le chauffage pourra provoquer :

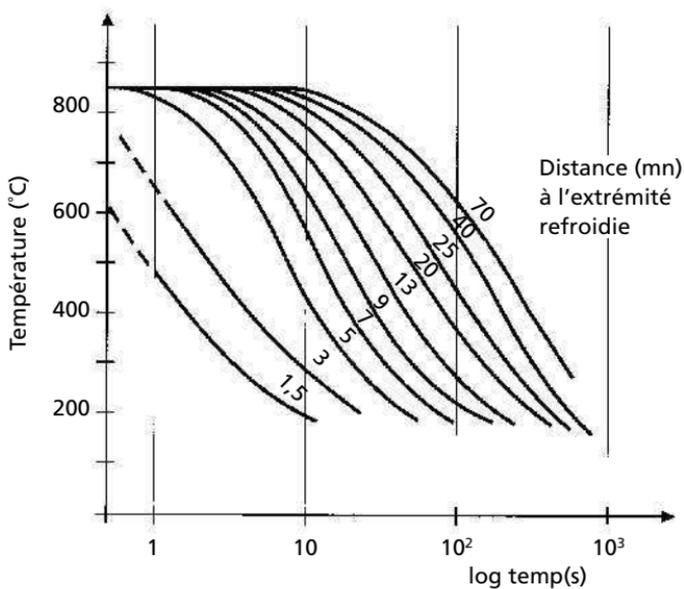
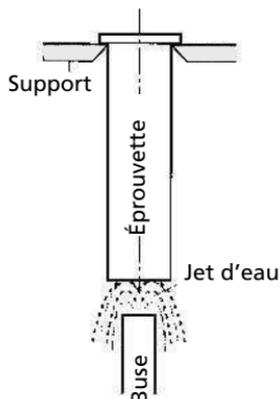


Figure 12.9 – Schéma de l'essai Jominy
et lois de refroidissement de différents points de l'éprouvette.

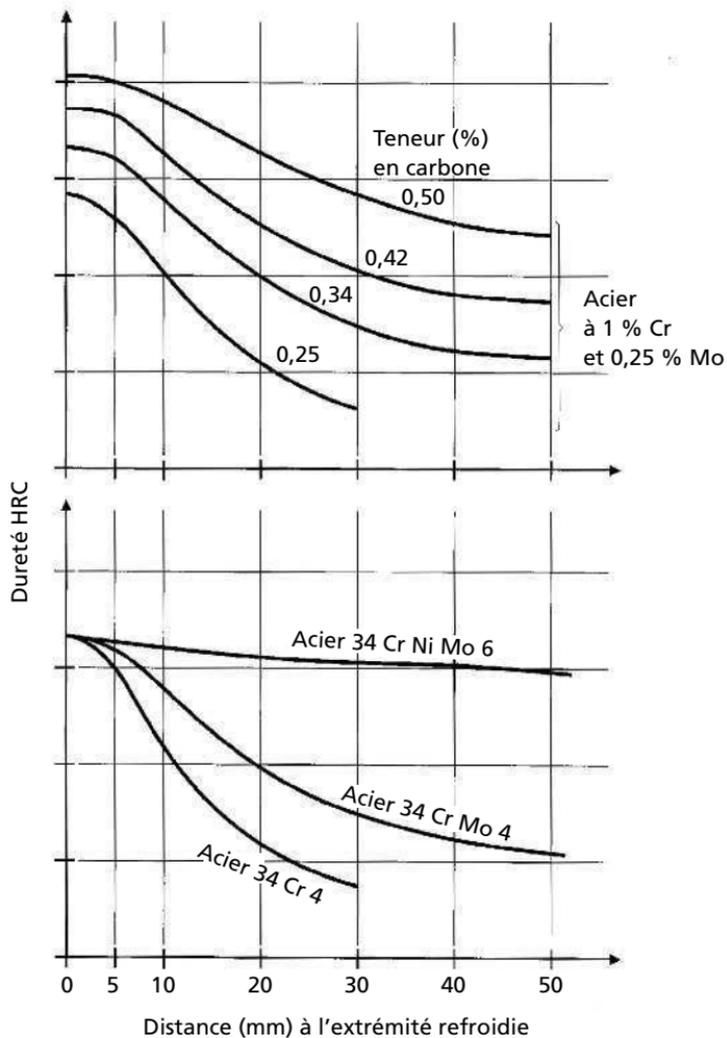


Figure 12.10 – Exemples de courbes Jominy.

- au-dessous de Ac_1 , la coalescence des carbures;
- au-dessus de Ac_1 , la transformation de la ferrite en austénite et la mise en solution totale ou partielle des carbures (donc « l'austénitisation »). On décrit ces évolutions à l'aide de diagrammes de transformation au chauffage (en voir un exemple figure 12.11). Un tel diagramme montre que le domaine de transformation se décale vers des températures plus élevées mais surtout qu'il est nécessaire de réaliser l'homogénéisation de l'austénite par un chauffage et un maintien adaptés. Il montre aussi que le déroulement de la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ peut permettre d'obtenir un affinement sensible de la taille des grains d'austénite.

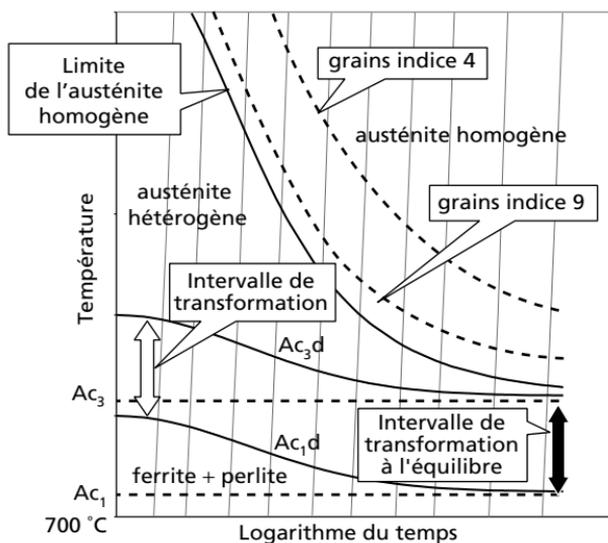


Figure 12.11 – Diagramme de transformation en chauffage continu d'un acier 35CrMo4.

□ À partir d'un état métastable

L'état métastable est ici celui résultant de la transformation martensitique. Un chauffage (le revenu) provoque un retour vers l'état d'équilibre; on

peut, pour un alliage fer-carbone, distinguer trois étapes dans son évolution en fonction de la température :

- entre 20 °C et 220 °C, le premier stade du revenu : au cours de cette étape, au-dessous de 100 °C environ, le carbone tend seulement à ségréger vers les défauts du réseau; on assiste donc à une phase de pré-précipitation. À partir d'une température voisine de 100 °C et jusqu'à une température voisine de 220 °C, on assiste à la précipitation du carbure ϵ dont la formule serait $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$. Cette évolution s'arrête à un stade correspondant à une teneur en carbone voisine de 0,20 %; la maille de martensite perd seulement une partie de son caractère quadratique. Au cours de ce premier stade du revenu, on assiste généralement à une baisse relativement modérée de la résistance à la traction, mais par contre à une remontée sensible de la limite d'élasticité due à la relaxation des tensions propres existant à l'échelle de la maille; cette relaxation est provoquée par le déplacement du carbone depuis les sites préférentiels qu'il occupait dans la maille de la martensite vierge jusqu'aux lieux de précipitation du carbure ϵ . Au cours de cette période, la dureté diminue légèrement tandis que les caractéristiques de ductilité ont tendance à s'améliorer légèrement;
- 220 °C et 450 °C, le deuxième stade du revenu : entre 220 et 300 °C, on assiste tout d'abord à la fin de la précipitation du carbure ϵ et à l'apparition dans certains aciers d'un autre carbure de fer, le « carbure de Hägg » ou carbure ξ . Ce carbure de Hägg aurait une teneur en carbone supérieure à celle de la cémentite; sa formule serait Fe_5C_2 . Dans ce même domaine (220-300 °C) peut aussi se produire un phénomène très important : la décomposition de l'austénite résiduelle en bainite. Entre 300 °C et 450 °C, on assiste au retour complet de la maille du fer α à sa forme cubique, à l'apparition de la cémentite Fe_3C et à la disparition des autres types de carbure de fer. Les précipités de Fe_3C formés au cours de cette période ont la forme de plaquettes qui sont d'autant plus grosses que la température de revenu est plus élevée dans l'intervalle considéré. Au cours de cette étape du revenu, on constate que les caractéristiques de résistance décroissent sensiblement tandis que les caractéristiques de ductilité s'améliorent généralement;
- au-delà de 450 °C et jusqu'à la température Ac_1 , le revenu de la martensite d'un alliage fer-carbone non allié n'engendre plus qu'un grossissement

des particules de cémentite. Les plaquettes commencent par se globuliser (voir « Coalescence d'un précipité au § 6.3.1) puis, quand la température s'élève, leur volume augmente tandis que leur nombre diminue (c'est la « coalescence »). Au cours de cette évolution, les caractéristiques de résistance continuent à s'abaisser et celles de ductilité à augmenter, toutefois l'importance relative de ces variations tend à décroître aux plus hautes températures.

Pour les aciers alliés contenant des éléments carburigènes tels que Cr, Mo, V, W, Nb, Ti mis en solution lors de l'austénitisation, les trois premiers stades du revenu sont sensiblement identiques à ceux décrits pour les aciers non alliés (seules peuvent varier légèrement les limites des domaines de température dans lesquels se développent les différents phénomènes et la composition de la cémentite qui peut inclure en substitution une petite proportion d'élément d'alliage carburigène) mais il apparaît une nouvelle évolution à des températures supérieures à 450/500 °C, évolution dont la manifestation la plus sensible est le durcissement secondaire. En effet, à ces températures, la diffusion des atomes des éléments carburigènes devient possible et l'affinité de ces derniers pour le carbone peut se manifester; on assiste alors à un échange du carbone entre la cémentite et les éléments carburigènes. Ainsi la cémentite disparaît et de nouveaux carbures précipitent. Cette réaction d'échange se développe dans un domaine de température compris généralement entre 450 °C et 600 °C : c'est le quatrième stade du revenu des martensites alliées. Aux plus basses températures de cet intervalle, elle provoque l'apparition de très fins précipités parfois cohérents invisibles au microscope optique et dont l'effet durcissant peut alors être très important. Au-delà de 600 °C et jusqu'à A_{c1} , on assiste à la coalescence de ces précipités. Ce remplacement de la cémentite déjà coalescée par des précipités fins et cohérents de carbures alliés tels Mo_2C , V_4C_3 , W_2C , TiC engendre un relèvement des caractéristiques de résistance d'autant plus important que l'acier est plus riche en carbone et en éléments carburigènes. Simultanément on voit se détériorer les caractéristiques de ductilité. Le maximum de durcissement (et de fragilisation) est généralement atteint vers 600 °C. Au-delà de cette température, la coalescence des précipités provoque un adoucissement accompagné d'une amélioration des caractéristiques de ductilité.

12.7 Aspects industriels

12.7.1 Aspects industriels sur les aciers

Le meilleur compromis entre l'exploitation la plus poussée de la capacité de durcissement de l'acier et la conservation de la ductilité nécessaire est généralement obtenu après trempe martensitique et revenu. Pratiquement, et pour éviter des phénomènes parasites de fragilisation, on réalise des revenus dans les domaines de température suivants :

- de 180 à 220 °C : pour conserver à l'acier une dureté élevée peu inférieure à la dureté de la martensite tout en diminuant sensiblement la fragilité de ce constituant. On réalise ainsi un « revenu de détente » surtout pratiqué sur les aciers à outils que l'on utilise alors dans des conditions telles que les contraintes de service ne puissent engendrer une rupture (soutien mécanique, fretage...);
- de 500 à 575 °C : tout le carbone est alors précipité sous forme de cémentite. La dureté de l'acier est nettement inférieure à la dureté de la martensite mais sa ductilité est élevée et généralement suffisante pour assurer la sécurité en service;
- de 625 à 675 °C : lorsque l'acier contient des éléments carburigènes (éléments ayant pour le carbone une affinité nettement supérieure à celle du fer tels que V, Mo, W, Nb, Ti et Cr) un tel revenu permet la précipitation (seulement réalisable à des températures supérieures à 500 °C) de fins carbures de ces éléments dans des conditions qui, sans trop affecter la ductilité de l'alliage, engendrent un durcissement supplémentaire dit « durcissement secondaire ». Ce phénomène peut prendre une grande importance.

Dans la pratique on utilise les aciers dans différents états structuraux pour répondre à des besoins divers. On peut noter que le module d'élasticité de ces aciers est toujours, à la température ambiante, de 215 000 N/mm²; seuls font exception les aciers austénitiques (inoxydables) dont le module d'élasticité est de l'ordre de 195 000 N/mm²; tous ont une masse volumique de l'ordre de 7,85 kg/dm³. On distingue :

- les aciers utilisés à l'état ferrito-perlitique;
- les aciers utilisés à l'état martensitique revenu;

– des aciers particuliers utilisés dans divers états structuraux : les aciers inoxydables.

■ Les aciers utilisés à l'état ferrito-perlitique

Les aciers utilisés à l'état ferrito-perlitique sont des alliages fer/carbone ne contenant généralement pas d'éléments d'alliage (à l'exception d'additions nécessaires à l'élaboration; $Mn \leq 1,65\%$ – $Si \leq 0,5\%$ – éventuellement $Al \leq 0,1\%$). L'état structural d'emploi, qui est aussi l'état de livraison, est obtenu généralement en fin de fabrication à l'aide d'un refroidissement à l'air succédant soit à une austénitisation classique (traitement dit de « normalisation ») soit à un laminage (à l'état austénitique) judicieusement conduit (dit « laminage normalisant »). Leur état structural ne confère pas à ces aciers une résistance mécanique élevée mais il leur donne une grande plasticité qui assure une bonne sécurité d'emploi malgré des mises en œuvre faisant souvent appel à des déformations plastiques importantes et au soudage. Cette dernière opération est, par ailleurs, facilitée par la stabilité de la structure et par une limitation de la teneur en carbone. Parmi ces aciers on trouve :

Les aciers de construction métallique

Il n'est généralement pas demandé à ces aciers de présenter une limite d'élasticité élevée car les restrictions imposées aux déformations élastiques en service ne permettent pas de les soumettre à des sollicitations importantes. Ces aciers contiennent souvent du manganèse (teneur inférieure à 1,7 % environ) et parfois des micro-additions de niobium ($< 0,05\%$) et/ou de vanadium ($< 0,15\%$) pour augmenter l'effet durcissant du carbone à travers des procédures particulières de laminage (ils sont alors dits « aciers thermomécaniques »).

Ceux de ces aciers dont l'emploi est le plus habituel sont définis par la norme NF EN 10025 dans ses parties 2 et 3. Leur limite d'élasticité minimale garantie s'étage de 235 à 460 N/mm² (sur produits de 16 mm d'épaisseur max.) alors que leur allongement à rupture est $\geq 12\%$.

Des aciers plus performants avec des limites d'élasticité minimales allant jusqu'à 460 N/mm² (mais toujours des allongement à rupture $\geq 17\%$) sont définis par la norme NF EN 10025-4; dans leurs versions thermomécaniques (indice *M*) ces aciers présentent une excellente soudabilité. Dans sa

partie 6 la norme NF EN 10025 propose aussi des aciers livrés à l'état trempé et revenu.

Les aciers pour appareils à pression

À ces aciers il est demandé de retrouver leur structure d'emploi par normalisation (et éventuellement revenu) après mise en forme à chaud (à l'état austénitique). Ces aciers doivent satisfaire à des exigences particulières relatives à leur résistance à la rupture fragile (température de transition) et, lorsqu'ils sont employés à température supérieure à l'ambiante, à leur limite d'élasticité à chaud et à leur tenue au fluage.

Ils sont définis par les normes NF EN 10028 et 10207 et leur limite d'élasticité minimale garantie est de 235, 265, 295, 355 ou 460 N/mm² (sur produits d'épaisseur 16 mm max.) alors que leur allongement à rupture est $\geq 17\%$.

On peut leur adjoindre des aciers faiblement alliés (additions de molybdène et de chrome pour améliorer leur résistance mécanique à chaud – par suite de la trempabilité conférée par ces additions, le traitement de normalisation est suivi, si nécessaire, d'un revenu à haute température, supérieure à 630 °C) définis aussi par la norme NF EN 10028; leur limite d'élasticité minimale garantie est de 275, 300 ou 310 N/mm² alors que leur allongement à rupture est $\geq 17\%$.

Les aciers pour armature du béton

Les armatures incorporées aux bétons sont passives ou actives.

Les armatures passives (béton armé) sont constituées d'aciers non alliés à l'état brut de laminage à chaud, parfois traités, parfois écrouis, définis par les normes NFA 35-015, 35-016, 35-017 et 35-019; elles peuvent être livrées à l'état galvanisé (NFA 35-016). Leurs limites d'élasticité minimale vont de 215 à 500 N/mm² tandis que leurs allongements minimaux à rupture varient de 25 à 8 %.

Les armatures actives (béton précontraint) doivent répondre à des exigences particulières (notamment résistance à la relaxation). Elles sont réalisées en aciers spéciaux non alliés à teneur en carbone élevée (entre 0,60 et 0,85 %) le plus souvent écrouis et vieillis pour permettre d'améliorer la résistance à la relaxation.

Les aciers pour emboutissage et pliage à froid

Aciers non alliés (et généralement à basse teneur en carbone) livrés en produits plats auxquels il est demandé de présenter des propriétés particulières de ductilité, d'emboutissage et d'état de surface. En général les teneurs en éléments interstitiels (C et N) de ces aciers sont réduites aux minima (sauf parfois en phosphore ajouté pour augmenter la limite d'élasticité). Ils sont décrits par les normes NF EN 10111 et NF EN 10130. Des performances mécaniques plus élevées sont offertes par des nuances se rapprochant des aciers de construction métallique; elles sont décrites par les normes NF EN 10268 et NF EN 10149.

Parmi ces aciers on peut classer les aciers pour emballages, aciers auxquels, outre l'aptitude à l'emboutissage, on demande une propriété inclusionnaire particulière et, dans certains cas, une protection spécifique contre la corrosion (galvanisé, fer blanc et fer chromé notamment) (voir NF EN 10142, 10203, 10202).

Les aciers pour tôles magnétiques

Aciers non alliés ou alliés au silicium auxquels il est demandé de présenter des garanties relatives aux pertes totales spécifiques sous induction magnétique et qui sont livrés, à l'état ferritique :

- soit à l'état brut de laminage à froid (tôles semi-finies; voir NF EN 10126 et 10165) et qui doivent alors subir, avant emploi, un traitement thermique (recuit décarburant à des températures de l'ordre de 790 à 840 °C);
- soit avec une structure à grains non orientés prête à l'emploi (voir NF 10106);
- soit, pour les tôles au silicium, avec une structure à grains orientés prête à l'emploi (voir NF 10107).

■ Les aciers utilisés à l'état martensitique revenu

Les aciers utilisés à l'état martensitique (éventuellement partiellement bainitique) revenu sont des alliages fer/carbone :

- pouvant ne pas contenir d'éléments d'alliage (à l'exception d'additions nécessaires à l'élaboration; $Mn \leq 1,65\%$ – $Si \leq 0,5\%$ – éventuellement $Al \leq 0,1\%$); ils sont alors dits « non alliés »;

– contenant des éléments d'alliage (pour améliorer leur trempabilité et provoquer la précipitation de carbures spéciaux) ils sont alors dits « alliés ».

L'état structural d'emploi, qui est différent de l'état de livraison, est obtenu, généralement après mise en forme, par un traitement de « trempe et revenu ». Cet état confère à ces aciers une résistance mécanique élevée (voir figure 12.12) en leur conservant une plasticité suffi-

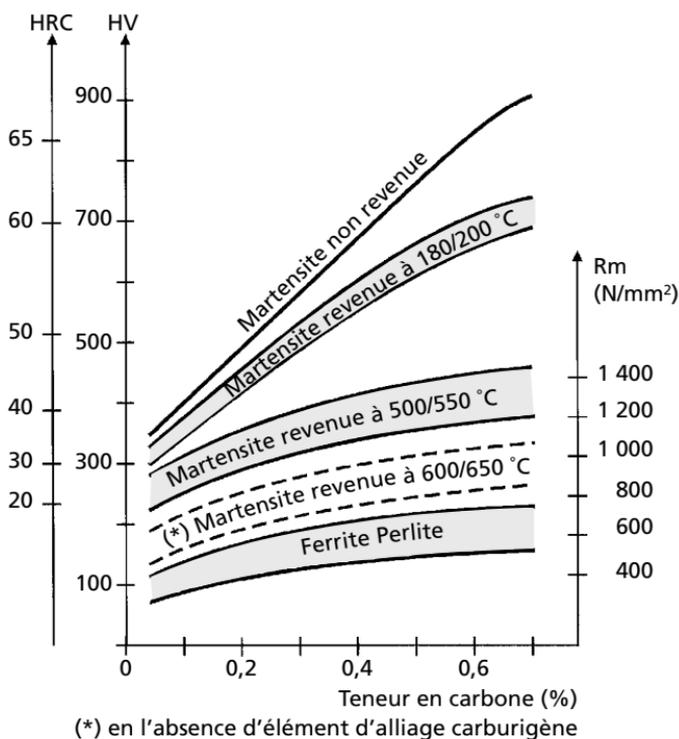


Figure 12.12 – Dureté et résistance à la traction de différents aciers selon leur état structural (données indicatives).

sante pour assurer une bonne sécurité d'emploi. Parmi ces aciers on trouve :

Les aciers de construction mécanique

Aciers spéciaux destinés à subir des traitements thermiques et devant, de ce fait, répondre à des exigences relatives à leur trempabilité et à leur régularité. Des éléments d'alliage (Cr, Ni, Mo, V notamment et parfois Si) apportent surtout la trempabilité et, éventuellement, des aptitudes particulières au durcissement secondaire. Les plus alliés peuvent atteindre des niveaux élevés de résistance et sont susceptibles d'être utilisés à des températures extrêmes. Ils peuvent, par ailleurs, présenter des aptitudes particulières quant à leur mise en œuvre (usinabilité notamment).

Les aciers de base sont définis par la norme NF EN 10083; suivant leur teneur en carbone et leur trempabilité (qui dépend des éléments d'alliage) ils vont permettre de couvrir (après trempe martensitique et revenu entre 540 et 680 °C) une gamme de performances allant de 290 à plus de 1 000 N/mm² pour la limite d'élasticité, de 22 à au moins 9 % pour l'allongement à rupture, pour des produits de dimensions éventuellement importantes (par exemple pour des ronds de diamètre supérieur à 250 mm). Mais cette catégorie d'aciers comporte aussi de nombreuses nuances prévues pour des usages spécifiques (boulonnerie – NF A 35-556, 35-557 et NF EN 10269 –, chaînes – NF A 35-566 –, ressorts – NF EN 10089 –, roulements – NF EN ISO 683-17 –, soupapes – NF EN 10090) ainsi que des variantes destinées à des mises en œuvre particulières (aciers de décolletage NF EN 1008, aciers à usinabilité améliorée, aciers prétraités NF A 35-555).

Les aciers à outils

Parmi ces aciers spéciaux on distingue :

- les aciers non alliés pour travail à froid. Ce sont des alliages fer/carbone hypereutectoïdes aptes aux traitements thermiques avec pour certains de très faibles teneurs en éléments résiduels et pour d'autres de petites additions de Cr ($\leq 0,50$ %) ou de V ($\leq 0,15$ %). Leur faible trempabilité leur permet d'acquérir par trempe et simple revenu vers 150-200 °C (compte tenu de leur teneur élevée en carbone; de 0,65 à 1,5 %) une

- grande dureté superficielle tout en conservant une ténacité suffisante en sous-couche pour limiter les risques de cassure ;
- les aciers alliés pour travail à froid : catégorie comportant des aciers résistant à l'usure à hautes teneurs en carbone, des aciers résistant aux chocs avec des teneurs en carbone modérées (0,3 à 0,6 %) et des aciers résistant à certaines corrosions (hautes teneurs en chrome). Ici encore, pour leur conserver une grande dureté, on leur fait subir, après trempe, un revenu limité à 150-200 °C ;
 - les aciers alliés pour travail à chaud dont le traitement thermique met en œuvre le durcissement secondaire (ils contiennent de fortes teneurs en éléments carburigènes). Le revenu, après trempe, est donc réalisé vers 500-600 °C ; il permet de conférer à ces aciers une bonne stabilité structurale et autorise donc leur emploi à chaud. Parmi eux on distingue les aciers résistant aux chocs mécaniques, les aciers résistant aux chocs thermiques, les aciers résistant à l'usure à températures élevées et les aciers pour emploi à très hautes températures ;
 - les aciers rapides dont les éléments d'alliage de base sont W, Mo, V, Cr avec des teneurs en carbone de l'ordre de 0,7 à 1 % (aciers de base) ou supérieures à 1 % (aciers surcarburés) et éventuellement des additions de cobalt (5 à 10 % pour améliorer la tenue à chaud). Leur traitement thermique particulier comporte, après trempe martensitique (qui, compte tenu de leur composition, laisse subsister une forte proportion d'austénite résiduelle – de 20 à 30 % environ), deux revenus réalisés vers 575 °C (le premier décompose la martensite et déstabilise l'austénite résiduelle qui se transforme en martensite au cours du refroidissement qui suit, le second décompose cette martensite vierge). Tous ces aciers sont décrits par la norme NF EN ISO 4957.

■ Des aciers particuliers utilisés dans divers états structuraux : les aciers inoxydables

Ce sont des aciers spéciaux dont l'élément d'alliage de base est le chrome à des teneurs supérieures à 10 % et contenant souvent peu ou très peu de carbone (pour éviter la précipitation de carbures de chrome) mais par contre des éléments d'alliage agissant sur l'état structural et sur la résistance à la corrosion (nickel, molybdène, cuivre, titane, niobium...). Tous ces aciers sont définis par la norme générale NF EN 10088 ; on distingue :

– les aciers inoxydables martensitiques qui contiennent de 11,5 à 17 % de chrome et des teneurs en carbone variables de 0,08 à 0,45 % environ. Ils sont utilisés après trempe martensitique et revenu (à des températures allant soit de 200 à 350 °C, soit de 560 à 780 °C) et sont susceptibles, de ce fait d’acquérir des performances mécaniques élevées mais, de par leur composition et leur état structural, ils ne résistent pas à l’agression de tous les milieux. Leur limite minimale d’élasticité peut ainsi varier de 400 à 800 N/mm² et leur allongement minimal à rupture de 20 à 10 %.

D’autres aciers inoxydables sont dits aussi martensitiques mais ils ne contiennent pas d’addition volontaire de carbone; ils sont durcis au cours d’un « vieillissement » (à des températures comprises entre 470 et 620 °C) après trempe (dite « hypertrempe ») par précipitation de composés intermétalliques formés à partir d’éléments d’addition spécifiques tels le nickel, le cuivre, le molybdène et l’aluminium. Leur limite minimale d’élasticité peut varier de 520 à 1 380 N/mm² et leur allongement minimal à rupture de 20 à 3 %;

– les aciers inoxydables ferritiques (10,5 à 30 % de chrome) ne comportent pas d’addition de carbone; le résidu présent (< 0,08 %) est généralement fixé par du titane et/ou du niobium. Leur composition leur permet de rester ferritiques à toute température et de présenter donc des propriétés mécaniques intéressantes (sauf en ce qui concerne la ténacité à basses températures). Ils sont utilisés à l’état de livraison (ou à l’état adouci – recuit entre 680 et 1 000 °C selon la nuance) et peuvent alors avoir une limite d’élasticité minimale allant de 240 à 700 N/mm² tandis que leur allongement minimum à rupture évolue de 25 à 12 %;

– les aciers inoxydables austénitiques avec des teneurs en chrome égales ou supérieures à 16 % et des proportions de nickel (et de manganèse) suffisantes pour assurer la stabilité de l’état austénitique à toutes températures. Ces aciers ne comportent généralement pas d’addition volontaire de carbone mais contiennent le plus souvent des éléments d’addition améliorant leur tenue aux corrosions tels que molybdène (solutions chlorurées), cuivre, titane, niobium (fixation des résidus de carbone). Ces aciers sont utilisés après un traitement thermique d’hypertrempe (chauffage à 1 000-1 200 °C suivi d’un refroidissement rapide). Les aciers

- austénitiques de base affichent de relativement faibles caractéristiques mécaniques de résistance (R_c minimal de l'ordre de 180 à 240 N/mm² mais avec des allongements garantis à rupture très élevés > 40 %) qui peuvent être très sensiblement améliorées par écrouissage (autorisé par leur grande ductilité) et, surtout par addition d'azote (de l'ordre de 0,12 à 0,22 % – durcissement par effet de solution solide) sans altération de la résistance à la corrosion (R_c minimal atteint alors 270 à 350 N/mm² avec, toujours, des allongements garantis à rupture très élevés > 35 %);
- les aciers inoxydables austéno-ferritiques dont la composition (en chrome, nickel, molybdène et silicium notamment) est équilibrée pour conserver à l'état d'emploi, après un judicieux traitement thermique (chauffage à 950-1 120°C selon la nuance et refroidissement rapide), une structure mixte constituée d'austénite (30 à 50 %) et de ferrite (50 à 70 %). Cet état confère à ces aciers des performances mécaniques élevées (R_c minimal atteint 400 à 550 N/mm² avec des allongements garantis supérieurs à 15 %) et une résistance particulière à certaines corrosions (intergranulaires et sous contrainte).

Avec les aciers inoxydables on peut classer aussi les aciers dits « réfractaires » qui sont des aciers résistant à la corrosion par les gaz chauds. Ce sont donc des aciers inoxydables dont les caractéristiques mécaniques à hautes températures (limite d'élasticité, résistance et surtout résistance au fluage) ont été améliorées (généralement par addition d'éléments d'alliage carburigènes).

■ Des traitements particuliers appliqués aux aciers; les traitements thermochimiques

Aux possibilités offertes par les traitements thermiques des aciers, il faut ajouter celles qui permettent de conférer à des zones de surface de pièces des propriétés très particulières par modification directe de leur composition chimique; il s'agit ici de toutes les solutions apportées par les traitements thermochimiques. Dans son acceptation générale, ce terme signifie « traitements thermiques effectués dans un milieu convenablement choisi pour obtenir une modification de la composition chimique de la surface du métal de base par échange avec ce milieu ». Il faut noter que cette définition sous entend que les modifications de composition chimique

intéressent une profondeur plus ou moins grande sous la surface. L'intérêt de ces traitements justifie parfois, pour leur meilleure exploitation, l'emploi de nuances d'aciers spécifiques, les propriétés d'une pièce ainsi traitée dépendant en effet à la fois de l'acier de base, de sa structure et des modifications réalisées en peau.

Les plus utilisés de ces traitements ont pour objet principal :

- de modifier en surface la capacité de durcissement de l'acier par apport de carbone (cémentation, carbonituration) de telle sorte qu'après trempe il présente une plus grande dureté superficielle;
- d'augmenter la résistance à l'usure en améliorant éventuellement les qualités de frottement (nituration surtout);
- d'augmenter la résistance à la corrosion.

La cémentation

C'est un traitement thermochimique d'enrichissement superficiel en carbone qui s'applique principalement à des aciers doux contenant moins de 0,25 % de carbone.

L'opération est réalisée dans un milieu susceptible de céder du carbone à l'acier porté à l'état austénitique. Le plus souvent, la cémentation se fait entre 880 et 950 °C. Pour accélérer les réactions d'apport et de diffusion du carbone dans l'acier, on opère parfois entre 950 et 1050°C sur des aciers qui conservent un grain fin à ces températures (aciers « calmés » à l'aluminium notamment).

La cémentation est suivie d'une trempe, soit directement à la sortie de la cémentation (trempe directe), soit après refroidissement du métal et réausténitisation ultérieure. La couche cémentée atteint le maximum de dureté après trempe martensitique pour des teneurs en carbone voisines de l'eutectoïde, soit de 0,7 à 0,9 %. Elle contient systématiquement de l'austénite résiduelle. La dureté après trempe se situe aux environs de 800 à 900 HV ou 64 à 67 HRC. Un revenu de détente (180/200 °C) après trempe ramène la dureté aux environs de 600 à 760 HV, ou 58 à 63 HRC.

L'épaisseur de la couche cémentée varie avec la destination et le volume de la pièce. Les épaisseurs importantes, de 0,8 à 1,8 mm ou plus, sont réservées à des pièces devant résister à l'usure et à des pièces de forte section.

Pour les pièces de moyenne et faible sections, tels les engrenages d'automobiles, des épaisseurs de 0,2 à 0,8 mm sont généralement suffisantes.

Le cœur de la pièce, pauvre en carbone, conserve après trempe (et selon sa trempabilité) une structure bainitique ou perlito-bainitique, douce et tenace qui soutient la couche durcie et assure la sécurité de fonctionnement. L'interaction des propriétés complémentaires entre surface et sous-couche permet donc de réaliser des pièces à la fois dures en surface, tenaces à cœur et peu fragiles. Leur endurance est accrue par l'existence en surface de contraintes de compression.

Les aciers de base préconisés pour la cémentation sont définis par la norme NF EN 10084.

La carbonituration

C'est un traitement qui provoque un enrichissement de la surface de l'acier simultanément en carbone et en azote par un mécanisme analogue à celui de la cémentation. Réalisée autrefois en bain de sels (cyanuration) elle l'est surtout aujourd'hui par voie gazeuse. L'apport de carbone se fait au moyen de gaz de composition proche de celle des gaz de cémentation. L'azote est apporté par des composés azotés et en particulier par l'ammoniac qui, aux températures du traitement, se dissocie. L'azote, selon la composition de l'acier est présent en solution solide d'insertion ou partiellement précipité sous forme de carbonitrides.

La carbonituration est effectuée à des températures comprises entre 800 et 900 °C (l'acier est à l'état austénitique). La durée de l'opération, de l'ordre de 30 minutes à quelques heures, est inférieure à celle de la cémentation pour des épaisseurs de couche allant de 0,05 à 0,6 mm. Le traitement se faisant à des températures plus faibles permet de supprimer tout risque de surchauffe du métal et de grossissement du grain. La diffusion de l'azote et du carbone se fait à des vitesses peu différentes mais la dissociation de l'ammoniac augmentant rapidement aux températures supérieures à 600 °C, la teneur en azote des couches carbonitrurées diminue avec l'élévation de la température, au bénéfice de la teneur en carbone. Les proportions respectives dépendent également de la composition de l'atmosphère. Dans les cas plus courants la teneur en azote des couches carbonitrurées est souvent inférieure à 0,6 %.

La trempe étant effectuée à partir de températures plus basses permet de réduire et de mieux maîtriser les déformations. Elle laisse toujours subsister de l'austénite résiduelle.

La dureté des surfaces carbonitrurées est plus élevée que celle des surfaces cémentées, il en est de même pour leur résistance à l'usure. Corrélativement, l'élévation du niveau des contraintes de compression dans les régions superficielles apporte une meilleure tenue en fatigue.

La carbonituration peut aussi être effectuée à des températures voisines de 700 °C. Le cœur de la pièce reste alors à l'état ferrito-perlitique et c'est l'apport d'azote qui, en abaissant l'intervalle de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$, provoque l'austénitisation de la couche superficielle qui alors accepte le carbone et, ultérieurement, se transforme en martensite lors de la trempe à l'huile qui achève le traitement. La profondeur durcie est de quelques dixièmes de millimètre au maximum.

□ La nitruration

C'est un traitement thermochimique d'enrichissement superficiel en azote qui est réalisé dans un milieu (contenant de l'ammoniac) susceptible de céder cet élément à l'acier. La solubilité de l'azote dans le fer α , à partir de 500 °C est très supérieure à celle du carbone; à 590 °C elle atteint 0,10 % (contre 0,005 % pour le carbone à la même température). Cet état de fait permet de nitrurer les aciers en les maintenant à l'état α ; ainsi il n'est donc pas nécessaire d'effectuer une trempe après nitruration ce qui présente l'avantage de simplifier les opérations et d'éliminer certains risques (tapures, déformations, austénite résiduelle). La nitruration peut donc se faire sur un métal ayant subi au préalable un traitement thermique de trempe et de revenu et possédant des caractéristiques mécaniques élevées (la température de revenu doit alors être supérieure à la température de nitruration mais la nitruration peut aussi faire fonction de revenu).

Après nitruration, l'azote peut se trouver dans des états différents :

- en solution solide d'insertion dans le réseau cristallin du fer α ; il forme alors la couche de diffusion (dont l'épaisseur est généralement de l'ordre de quelques dixièmes de mm). Cette insertion produit un durcissement limité (dureté inférieure à 500 HV) de l'acier et améliore la résistance à la fatigue;

- en combinaison avec le fer sous forme de nitrure Fe_4N (γ) ou Fe_xN (ϵ avec $2 < x < 3$). Ces nitrures forment, en extrême surface, une couche de combinaison très dure dont l'épaisseur peut atteindre 30 μm . Cette couche apporte une amélioration très notable de la résistance à l'usure et des propriétés de frottement;
- en combinaison avec certains éléments d'alliage, tels que le chrome, le molybdène, l'aluminium ou le vanadium, sous forme de nitrures bien plus durs que ceux de fer. Dans ce cas les nitrures sont précipités dans la couche de diffusion et la couche de combinaison peut ne pas se former.

La dureté de la couche de combinaison formée sur les aciers non alliés peut varier de 500 à 1 100 $\text{HV}_{0,1}$; celle formée sur les aciers alliés atteint 950 à 1 100 $\text{HV}_{0,1}$. La dureté de la couche de diffusion est faible sur les aciers non alliés (300 à 400 HV) mais elle peut atteindre des niveaux élevés avec des aciers alliés (400 à 1 400 HV). Le traitement de nitruration est donc particulièrement recommandé pour toutes les pièces devant présenter une très grande résistance à l'usure par frottement dans la mesure où ces pièces ne travaillent pas au choc. Les bonnes qualités de frottement peuvent être conservées jusqu'à des températures atteignant 550 et 600 °C.

La nitruration élève également de façon notable la limite d'endurance d'une pièce grâce à l'augmentation considérable de la dureté superficielle et à l'introduction en surface de contraintes de compression favorables. Cette opération convient plus particulièrement pour des pièces très sollicitées en fatigue, telles que les vilebrequins très chargés. Elle présente l'avantage sur la trempe par induction de pénétrer dans le fond des filetages, entailles ou rainures, et de réduire ainsi l'action très défavorable de ces discontinuités de géométrie sur la limite d'endurance des pièces.

La nitruration peut aussi améliorer la résistance à la corrosion atmosphérique et à celle de l'eau douce, des hydrocarbures et de certains produits de combustion.

Les aciers préconisés pour la nitruration sont définis par la norme NF EN 10085 mais de nombreux autres aciers peuvent subir ce traitement.

□ D'autres traitements thermochimiques

La boruration

C'est un traitement thermochimique d'enrichissement superficiel en bore qui forme en surface des pièces des borures de fer Fe_2B et FeB . Le composé visé est Fe_2B moins fragile que FeB . La dureté obtenue est de l'ordre de 2 000 HV; c'est la plus élevée de toutes celles réalisées par traitements thermochimiques de l'acier. De ce fait, la boruration confère à l'acier une très grande résistance à l'usure, particulièrement par abrasion.

La boruration présente toutefois le handicap de se pratiquer à haute température entre 800 et 1 050 °C; il est donc nécessaire d'effectuer ultérieurement un traitement de trempe et revenu pour donner aux pièces leurs caractéristiques d'emploi.

Les traitements améliorant la tenue à la corrosion

- L'aluminisation vise à former en surface une couche d'aluminium ou d'alliage d'aluminium en vue d'améliorer la résistance à l'oxydation à chaud. On appelle calorisation une aluminisation suivie d'une opération de diffusion à chaud de l'aluminium vers l'intérieur de la pièce.
- La chromisation (ne pas confondre avec le chromage électrolytique) est un enrichissement superficiel en chrome avec diffusion vers l'intérieur. La couche chromisée contenant en surface 40 % environ de chrome confère à l'acier une bonne résistance à la corrosion dans divers milieux.
- La shérardisation est un traitement thermochimique d'enrichissement superficiel en zinc en vue d'améliorer la résistance à la corrosion en atmosphères polluées.
- La siliciuration vise un enrichissement superficiel et une diffusion de silicium. On réalise ainsi une couche très dure contenant 12 à 14 % de silicium et résistant à la corrosion par des acides non oxydants, tels que les acides chlorhydrique et sulfurique, et à l'oxydation à l'air, jusqu'à des températures de 875 °C.

12.7.2 Aspects industriels sur les fontes

Industriellement on utilise principalement les fontes suivantes :

- fontes à graphite lamellaire dites fontes grises ordinaires (non alliées);

- fontes à graphite sphéroïdal dites fontes grises à graphite sphéroïdal (non alliées);
- fontes malléables à cœur noir (non alliées);
- fontes blanches non alliées ou alliées;
- mais aussi d'autres fontes.

■ Les fontes à graphite lamellaire dites fontes grises ordinaires (non alliées)

Dans ces fontes le graphite est lamellaire et la matrice ferritique ou perlitique ou ferrito-perlitique (en présence de phosphore on constate l'existence d'un eutectique phosphoreux). Leur composition chimique ne fait pas l'objet d'une définition imposée; elle peut varier dans les limites suivantes en fonction des propriétés visées (et des conditions de coulée) :

- carbone : de 2,9 à 3,9 %;
- silicium : de 1,5 à 3 % (cet élément stabilise la ferrite);
- manganèse : de 0,3 à 1,2 %;
- phosphore : de 0,1 à 1,2 % (cet élément participe au durcissement).

Les lamelles de graphite constituent des défauts qui perturbent la déformation plastique et affectent la ductilité. Sur pièces moulées, la résistance minimale à la traction de ces fontes peut varier de 80 à 315 N/mm² selon la composition et les conditions de solidification et de refroidissement; l'allongement à rupture est faible et souvent inférieur à 1 %. La résistance au choc est faible, les lamelles constituant des amorces de rupture; on ne peut pas faire d'essai de résilience (on peut réaliser un essai conventionnel sur éprouvette cylindrique). La masse volumique de ces fontes est de l'ordre de 7,2 kg/dm³ et leur module d'élasticité peut varier de 78 000 à 143 000 N/mm². Généralement ces propriétés sont obtenues à l'état brut de coulée mais s'il est nécessaire de modifier l'état structural on peut réaliser un recuit qui provoquera soit la décomposition des carbures excédentaires en graphite (recuit de graphitisation vers 850/950 °C) soit la décomposition de la perlite excédentaire en ferrite et graphite (recuit de coalescence – au-dessous de Ac₁ – ou recuit de ferritisation – austénitisation et refroidissement lent). Ces fontes sont décrites par la norme NF EN 1561 qui propose six nuances désignées comme suit :

- EN-GJL 100 ou EN-JL1010;
- EN-GJL 150 ou EN-JL1020;
- EN-GJL 200 ou EN-JL1030;
- EN-GJL 250 ou EN-JL1040;
- EN-GJL 300 ou EN-JL1050;
- EN-GJL 350 ou EN-JL1060.

(100, 150...350 = R_m min.en N/mm² sur échantillon coulé à part.)

■ Les fontes à graphite sphéroïdal dites fontes grises à graphite sphéroïdal (non alliées)

Pour améliorer les performances mécaniques des fontes grises (et notamment leur plasticité) on agit sur la solidification (addition d'éléments spécifiques – Ce, Mg... – et inoculation à la coulée) pour faire en sorte que le graphite soit nodulaire. Ainsi l'effet d'entaille créé par les lamelles de graphite est très atténué. La matrice de ces fontes à graphite sphéroïdal peut être ferritique (pour les moins performantes), ferrito-perlitique, perlitique ou bainito-martensitique (revenue).

Les normes NF EN 1563 et NF EN 1564 qui définissent les fontes à graphite sphéroïdal ne prescrivent pas des limites de composition chimique et n'indiquent pas les conditions de réalisation d'un éventuel traitement thermique.

La norme NF EN 1563 propose huit nuances de base :

- EN-GJS-350 ou EN-JS101* (avec 3 variantes);
- EN-GJS-400 ou EN-JS102* (avec 4 variantes);
- EN-GJS-450-10 ou EN-JS1040;
- EN-GJS-500-7 ou EN-JS1050;
- EN-GJS-600-3 ou EN-JS1060;
- EN-GJS-700-2 ou EN-JS1070;
- EN-GJS-800-2 ou EN-JS1080;
- EN-GJS-900-2 ou EN-JS1090.

(350, 400... 900 = R_m minimale en N/mm² sur échantillon d'épaisseur ≤ 30 mm attendant, le nombre ou le chiffre figurant ensuite – après le tiret – représentant alors l'allongement minimal à rupture.)

La résistance minimale à la traction (mesurée sur échantillons attenants) évolue donc de 350 à 900 N/mm², la limite d'élasticité minimale variant alors de 220 à 600 N/mm² et l'allongement minimal à rupture de 22 à 2 % selon la composition et les conditions de solidification et de refroidissement. La résistance au choc est appréciée, pour certaines variantes des nuances EN-GJS-350 et EN-GJS-400 à l'aide de l'essai de résilience dont le résultat sur éprouvette à entaille en V usinée dans des échantillons attenants d'épaisseur ≤ 60 mm doit être au minimum de :

- 12 J à - 40 °C pour la nuance EN-GJS-350-22-LT (EN-JS1015);
- 17 J à 23 °C pour la nuance EN-GJS-350-22-RT (EN-JS1014);
- 12 J à - 20 °C pour la nuance EN-GJS-400-18-LT (EN-JS1025);
- 14 J à 23 °C pour la nuance EN-GJS-400-18-RT (EN-JS1024).

La masse volumique de ces fontes est de l'ordre de 7,15 kg/dm³ et leur module d'élasticité peut varier de 169 000 à 176 000 N/mm².

La norme NF EN 1564 propose quatre nuances de fontes bainitiques :

- EN-GJS-800-8 ou EN-JS1100;
- EN-GJS-1000-5 ou EN-JS1110;
- EN-GJS-1200-2 ou EN-JS1120;
- EN-GJS-1400-1 ou EN-JS1130.

(800, 1 000... 1 400 = R_m min.en N/mm² sur échantillon coulé à part, le nombre ou le chiffre figurant ensuite – après le tiret – représentant alors l'allongement minimal à rupture.)

La résistance minimale à la traction (mesurée sur échantillons coulés à part) évolue donc de 800 à 1 400 N/mm², la limite d'élasticité minimale variant alors de 500 à 1 100 N/mm² et l'allongement minimal à rupture de 8 à 1 % selon la composition, les conditions de solidification et de refroidissement et le traitement thermique réalisé. La résistance au choc est appréciée, pour la nuance EN-GJS-800-8 à l'aide de l'essai de résilience dont le résultat sur éprouvette à entaille en V usinée dans des échantillons coulés à doit être au minimum de 10 J à 23 °C.

■ Les fontes malléables à cœur noir (non alliées)

Un autre procédé permettant de faire que le graphite soit nodulaire, afin d'éliminer l'effet d'entaille créée par les lamelles de graphite, passe par

une opération de traitement thermique sur une fonte initialement blanche; ce traitement de « graphitisation » consiste à porter l'alliage vers 900-950 °C et à le refroidir par étapes afin que la cémentite se décompose, que le carbone forme des nodules de graphite et que la matrice s'appauvrisse partiellement ou totalement en carbone et devienne donc ferrito-perlitique ou ferritique (la ductilité de la fonte est alors améliorée d'où l'appellation de malléable).

La norme NF EN 1562 propose neuf nuances de fonte malléable à cœur noir :

- EN-GJMB-300-6 ou EN-JM1110;
- EN-GJMB-350-10 ou EN-JM1130;
- EN-GJMB-450-6 ou EN-JM1140;
- EN-GJMB-500-5 ou EN-JM1150;
- EN-GJMB-550-4 ou EN-JM1160;
- EN-GJMB-600-3 ou EN-JM1170;
- EN-GJMB-650-2 ou EN-JM1180;
- EN-GJMB-700-2 ou EN-JM1190;
- EN-GJMB-800-1 ou EN-JM1200.

(300, 350... 800 = R_m minimale en N/mm² sur échantillon coulé à part, le nombre ou le chiffre figurant ensuite – après le tiret – représentant alors l'allongement minimal à rupture.)

La résistance minimale à la traction (mesurée sur échantillons coulés à part) évolue donc de 300 à 800 N/mm², la limite d'élasticité minimale variant alors de 200 à 600 N/mm² et l'allongement minimal à rupture de 10 à 1 % selon la composition, les conditions de solidification et de refroidissement et le traitement thermique réalisé.

■ Les fontes blanches non alliées ou alliées

Toutes ces fontes qui sont définies par la norme NF EN 13835 ont une bonne, voire une très grande résistance à l'abrasion et à l'érosion.

Dans celles de ces fontes qui sont non alliées ou faiblement alliées, le carbone est précipité sous forme de cémentite et la matrice est ferrito-perlitique ou perlitique. Leur dureté peut être comprise entre 200 et 600 HBW. Lorsqu'elles sont alliées (fortes teneurs en Cr avec Ni et Mo) le

carbone est précipité sous forme de carbures des éléments carburigènes et la matrice est généralement martensitique avec de l'austénite résiduelle et, éventuellement, des constituants intermédiaires (suivant les traitements thermiques réalisés). Leur dureté, généralement élevée peut varier entre 450 et 800 HBW.

Des fontes particulières appartiennent à cette catégorie; ce sont les fontes austénitiques qui acquièrent leur résistance à l'abrasion par écrouissage en service. Leur structure est obtenue (grâce à leur forte teneur en manganèse – 11 à 18 %) par trempe à l'eau après un maintien à haute température pour mettre le carbone en solution. Après ce traitement leur dureté est de l'ordre de 180 à 250 HBW alors qu'elle peut atteindre (par durcissement – écrouissage – en service) des niveaux élevés de l'ordre de 50 HRC.

■ D'autres fontes

- Les fontes ferritiques : ces fontes comportent des additions de silicium ou de chrome (qui stabilisent la ferrite et forment une couche d'oxyde protecteur contre les agressions chimiques). Leur teneur en silicium peut varier de 4 à 18 % et elles sont alors généralement grises; leur teneur en chrome peut atteindre 28 à 35 % et elles sont alors blanches. Les performances mécaniques de ces fontes sont relativement faibles (la résistance à la traction de ces fontes grises peut varier de 150 à 650 N/mm² selon l'état du graphite, celle de ces fontes blanches de l'ordre de 350 à 550 N/mm²) mais les utilisateurs apprécient surtout leur résistance à la corrosion et leur tenue mécanique à chaud.
- Les fontes malléables à cœur blanc sont issues de fontes blanches décarburées (dans la masse pour les pièces minces, uniquement dans la zone voisine de la surface pour les pièces épaisses avec, à cœur, de la perlite et des nodules de graphite) par un traitement convenable. De ce fait elles ont des caractéristiques de résistance limitées mais elles sont ductiles, usinables et soudables. Elles sont définies par la norme NF EN 1562 qui propose cinq nuances :
 - EN-GJMW-350-4 ou EN-JM1010;
 - EN-GJMW-360-12 ou EN-JM1020;
 - EN-GJMW-400-5 ou EN-JM1030;

- EN-GJMW-450-7 ou EN-JM1040;
- EN-GJMW-550-4 ou EN-JM1050.

(350, 360... 550 = R_m minimale en N/mm² sur échantillon coulé à part, le nombre ou le chiffre figurant ensuite – après le tiret – représentant alors l’allongement minimal à rupture.)

La résistance minimale à la traction (mesurée sur échantillons coulés à part) évolue donc de 350 à 550 N/mm², la limite d’élasticité minimale variant alors de 170 à 350 N/mm² et l’allongement minimal à rupture de 16 à 3 % selon la composition, les conditions de solidification et de refroidissement, le traitement thermique réalisé et les dimensions de l’éprouvette.

- Les fontes alliées austénitiques grises (additions de Ni, Mn et Cu) utilisées lorsque s’impose le choix d’un matériau non magnétique et pour des emplois à température élevée (voir NF EN 13835).

■ Les fontes et les traitements thermochimiques

Les traitements thermochimiques mis en œuvre pour les aciers sont pratiquement réalisables sur les fontes; Le plus utilisé est la nitruration. Les fontes sont pratiquement toutes susceptibles de subir un traitement thermochimique de nitruration (selon les procédés utilisés pour les aciers). Il est toujours nécessaire de vérifier que ce traitement n’affecte pas les propriétés du métal de base.

A

- Acier 261
- à outils 279, 281, 311
 - allié 268, 310, 312
 - biphasé ferritique 269
 - calmé 315
 - de construction mécanique 280, 311
 - de construction métallique 279, 307
 - de qualité 268
 - hypereutectoïde 290
 - hypoeutectoïde 290
 - inoxydable 270, 281, 312
 - non allié 268
 - pour appareils à pression 280, 308
 - pour armature du béton 308
 - pour emballage 309
 - pour emboutissage et pliage à froid 309
 - pour tôles magnétiques 309
 - rapide 281, 312
 - réfractaire 314
 - spécial 270
 - thermomécanique 307
- Adoucissement 200
- Agrégat 15, 142, 162, 171, 180, 223, 229
- eutectique 142
 - eutectoïde 266, 289
- Alliage 117
- à durcissement structural 206
 - à mémoire de forme 233
 - à traitement thermique 214
 - binaire 119, 121, 122, 126
 - d'aluminium 208, 218
 - de cuivre 220
 - de nickel 236, 237, 238
 - de titane 249
 - mixte $\alpha + \beta$ 253
 - non-trempeant 206
 - ternaire 122, 149, 150
- Allongement
- à la rupture 49, 54
 - sous charge maximale (ou réparti) 49, 55
- Allotropie 14
- Alphagène 249, 266
- Aluminisation 319
- Aluminium 202, 233
- Amplitude de contrainte 64
- Atome 1
- Attaque chimique 73
- Austénite 263, 266, 303

B

- Bainite 293
- Bétagène 249
- Boruration 319
- Brinell 54
- Bronze 221, 232

C

- Caléfaction 188
- Calorisation 319

- Carbonituration 315, 316
 - Carbure 93, 94, 263, 304
 - Cémentation 315
 - Cémentite 263, 266
 - Changement d'état 209, 228, 240, 285
 - Charge unitaire 49, 50, 71
 - Chromisation 319
 - Cisaillement 35, 39, 94, 295
 - Clivage 45, 58
 - Coalescence 98, 101
 - Coefficient
 - d'écrouissage 53
 - de concentration de contrainte 66
 - de diffusion 105, 111
 - de Poisson 32, 35, 206
 - de striction 55, 56
 - Composé intermétallique 94
 - Compression 35, 64, 67, 316
 - Condition
 - d'équilibre 117, 119, 155, 160, 162
 - de refroidissement 155, 172, 190
 - Conductivité
 - électrique 10
 - thermique 10, 184
 - Consolidation 43
 - Contournement 94
 - Contrainte de cisaillement 36, 37
 - Convection 188
 - Corrosion 73
 - atmosphérique 73
 - caverneuse 77, 79
 - galvanique 77, 78
 - généralisée 77, 78
 - humide 73, 74, 80
 - intergranulaire 77, 80
 - par piqûres 77, 79
 - sèche 73, 81
 - sous tension 47, 77, 80, 233
 - Couche
 - de combinaison 318
 - de diffusion 317
 - passive 77, 78, 79
 - Courbe
 - de polarisation 84
 - de traction 50
 - de Woehler 65, 66
 - intensité/potentiel 84
 - Jominy 300
 - rationnelle de traction 52
 - S/N 65, 66
 - Cristal 12, 16, 17, 38, 42, 130, 165
 - Croissance 98, 99
 - Cubique 13, 24, 130
 - à faces centrées 13, 14, 87, 89, 93
 - centrée 13, 31, 56, 61, 87, 93
 - Cuivre 220
 - Cupro-aluminium 221
 - Cupronickel 221
 - Cupro-silicium 221
 - Cyanuration 316
- D**
- Décarburation 186
 - Décohésion 45
 - Défaut
 - cristallin 16, 41
 - en volume 16
 - linéaire 16, 20
 - plan 16, 22
 - ponctuel 16, 17
 - Déformation
 - élastique 29, 44
 - plane 59
 - plastique 21, 29, 37, 44, 50, 70, 186
 - Dendrite 130
 - Diagramme
 - d'équilibre 119, 126, 127, 131, 133
 - de constitution à composition constante 149
 - de transformation en chauffage
 - continu 176, 177
 - en fuseau 127, 133

isotherme de constitution 149
 TRC 172, 256, 257, 291, 296
 TTT 173, 298
 Diffusion 98, 102, 104, 156
 Dilatation 12, 186, 196, 247
 linéaire 184
 Dislocation 20, 22, 41, 43, 62, 88
 Dual phase 269
 Ductilité 54, 55
 Duralumin 214
 Durcissement 85, 183, 203, 221, 236,
 248, 261
 par affinement de la taille des grains 92
 par effet de solution solide 90
 par précipitation 93
 secondaire 305, 306
 Dureté 49, 53, 310

E

Écrouissage 43, 59, 90, 179, 203, 213
 Effort unitaire 30
 Élément
 carburigène 305
 d'alliage 18, 81, 145, 167, 210
 interstitiel 19, 309
 Endommagement 59
 Endurance 64
 Énergie de rupture en flexion par choc
 49, 56
 Essai
 de dureté 53
 de fatigue 65
 de traction 50, 53, 68
 Jominy 300
 Eutectique 134, 140, 162

F

Facteur
 d'intensité de contrainte 59, 60, 62
 de fréquence 106, 109
 Fatigue 46, 60, 62

Fer 261
 Ferrite 263
 Fluage 46, 70
 Fluide de refroidissement 188
 Fonte 261
 à graphite lamellaire 271
 à graphite sphéroïdal 271, 321
 alliée austénitique
 grise 325
 austénitique 271, 285
 bainitique 271
 blanche 271, 323
 ferritique 271, 324
 grise 271, 284
 malléable 282, 322, 324
 martensitique 271
 perlitique 271
 Four 186

G

Gammagène 266
 Germination 98
 Glissement 36
 Gradient thermique 165, 181
 Grain équiaxe 165

H

Hexagonal 13, 14, 28, 87, 93, 130, 247
 Homogénéisation 169, 175, 303
 Huile minérale 188
 Hypertrempe 313

I

Inclusion 24, 44, 78, 79, 270
 Interface 97, 191
 Intermétallique 93

J

Joint
 de grains 16, 22, 40, 71, 92, 104, 109
 de macles 23

L

Lacune 17, 19, 24, 42, 103, 230
 Laiton 221, 231
 biphasé 232
 monophasé 231
 Laminage
 normalisant 280, 307
 thermomécanique 280
 Lédeburitique 282
 Liaisons entre atomes 9
 Limite
 d'élasticité 49, 69, 85
 d'endurance 64, 65
 supérieure d'écoulement 50
 Liquidus 130
 Loi de Paris 62, 63

M

Macule 23
 Maille 13, 14, 21, 304
 cristalline 13, 14, 39
 Maillechorts 221, 232
 biphasés 232
 monophasés 232
 Martensite 263, 294
 Mécanique de la rupture 59
 Métaux
 purs 85
 solides 12
 Mise en solution 183, 200, 201
 Module
 d'élasticité 30, 35, 68, 306
 de cisaillement 35, 36
 MONEL 235
 Mouton-pendule 56, 57

N

Nickel 235
 Nitruration 315, 317
 Nitruure 93, 318
 Nœud(s) 13, 14, 18, 19, 24, 31, 91

Normalisation 307

O

Oxydation 73
 Oxygène 186

P

Parois 178
 Passivation 83
 Peau 184, 193
 Pénétrateur 54
 Péritectique 134, 160
 Perlite 289
 Phase 118, 123
 α' 248
 β_m 248
 de propagation 59
 pro-eutectique 143, 162
 Pile 77, 78
 d'Evans 79
 de concentration 79
 Plan dense 15, 42
 Polycristallin 1, 15, 22, 32, 119, 153
 Polymorphisme 14
 Potentiel
 conventionnel 76
 de dissolution 83
 standard 76
 Précipitation 93, 214
 Précipité 24, 42, 71, 79, 87, 167, 174
 cohérent 24, 43, 94, 99, 305
 incohérent 24, 43, 99
 Proportion
 atomique 117
 massique 117
 Propriété mécanique 49, 85
 Protection cathodique 81

R

Rapport de contrainte 64

- Rayon
 atomique 14, 18, 91, 127
 critique 97
- Réaction cathodique 74
- Recristallisation 178
- Recuit 201, 320
- Réfractaire 245
- Règle
 des moments 126
 des phases 119, 120
 des segments inverses 126, 149, 288
- Réseau cristallin 12, 13, 20, 24, 45, 90
- Résilience 49, 56
- Résistance 73
 à la corrosion 49, 238, 245
 à la fatigue 49, 61, 259
 à la traction 49, 53, 310
 au fluage 70
- Restauration 178
- Revenu 183, 198, 295, 303, 308, 309
 de détente 306
 maximal 200
- Rockwell 54, 283
- Rupture 29, 44
 ductile 44, 53
 fragile 45, 53
 intergranulaire 46
 mode 1 59
- S**
- Saturation 175
- Ségrégation mineure 160
- Shérardisation 319
- Siliciuration 319
- Site 19, 79, 103
 octaédrique 19
 tétraédrique 19
- Solidification 129, 144, 155, 209, 228,
 240, 254, 285
- Solidus 130
- Solubilité 18, 97, 126, 144, 156, 160
- Solution solide
 d'insertion 19, 20, 91, 116, 198, 263
 de substitution 18, 90, 91, 116, 198
 ordonnée 19
- Sphère 14, 15, 19, 31, 101, 174
- Sphéroïdale 282
- Superréfractaire 245
- Surfusion 157, 165
- Sursaturation 97, 98, 138
- T**
- Taux d'écroissage 179
- Température de transition 58, 308
- Temps d'incubation 173
- Ténacité 49, 59, 60
- Tenue mécanique à chaud 49, 68
- Titane 247
- Traitement
 de graphitisation 323
 par le froid 296
 thermique 179
 thermochimique 314
- Transformation
 à l'état solide 166
 allotropique 145, 167
 en conditions isothermes 173
 en refroidissement continu 172
- Trempeabilité 296
- Trepant 296
- Trempe 183, 187, 200, 315
- Triangle de Gibbs 149, 151
- V**
- Variance 120
- Vermiculaire 282
- Vickers 54, 283
- Z**
- Zone de Guinier-Preston 212