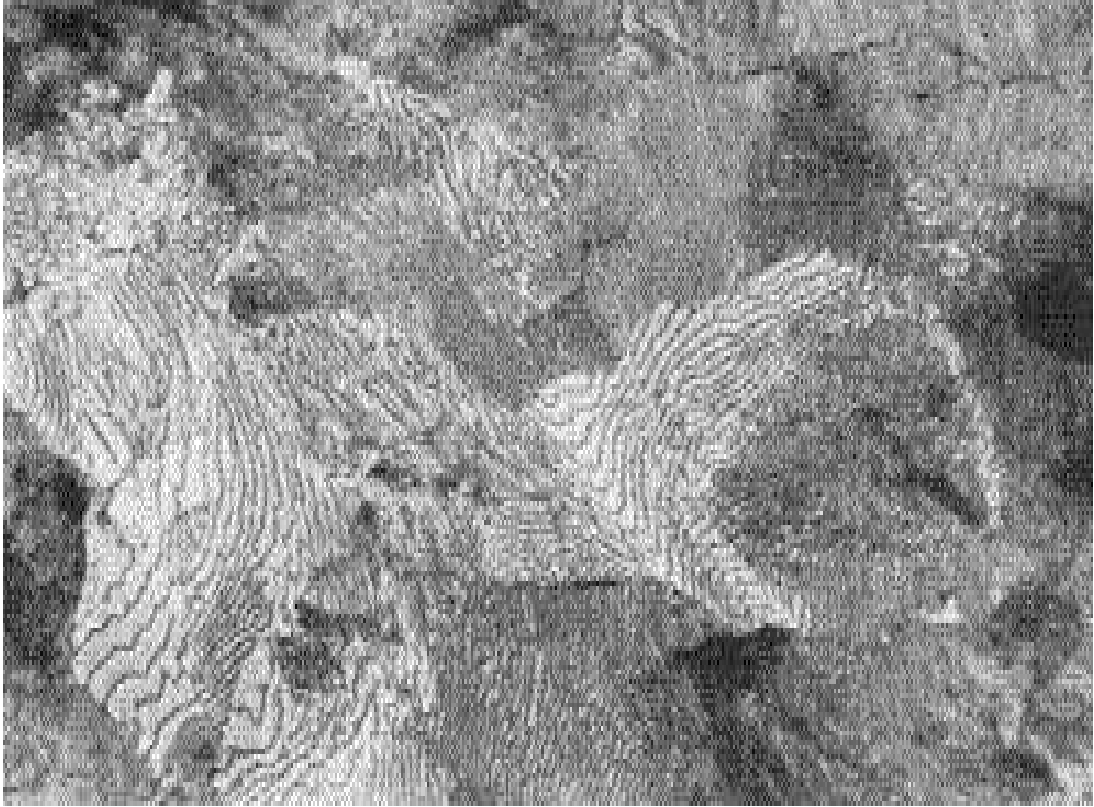


MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE
ISET — Nabeul
Département Génie mécanique



COURS

MATÉRIAUX MÉTALLIQUES

Adnene TLILI

A.U. : 2014 / 2015

Avant-propos

Ce cours a été réalisé pour servir comme support aux étudiants de l'ISSET de Nabeul. Il ne prétend en aucun cas regrouper toute la science des matériaux, mais se place plutôt comme un document permettant une initiation à cette science en présentant quelques-unes de ses multiples facettes.

Son élaboration est le fruit d'un travail minutieux de recueil, de lecture et de synthèse de diverses sources documentaires : livres, cours et sites internet.

L'auteur tient à mentionner que la plupart des figures et illustrations présentes dans ce cours sont à la propriété des détenteurs du droit d'auteur et que leur reproduction dans ce cours est uniquement pour une utilisation pédagogique.

SOMMAIRE

Chapitre 1 : Désignations normalisées des aciers et des fontes	01
Désignation des aciers	01
Désignation des fontes	05
Chapitre 2 : Diagrammes d'équilibres des alliages binaires	07
Introduction	07
Définitions :	07
Courbes de solidification des métaux et alliages	08
Diagrammes d'équilibres binaires	09
Etude des diagrammes d'équilibres binaires	13
Chapitre 3 : Diagramme d'équilibre Fer-Carbone	17
Introduction	17
Structure du Fer	17
Diagramme d'équilibre à cémentite	18
Étude de refroidissement des aciers et des fontes	23
Chapitre 4 : Transformation de l'austénite au chauffage et au refroidissement	28
Introduction	28
Paramètres d'austénitisation	28
Transformation isotherme de l'austénite hors équilibre	30
Chapitre 5 : Les traitements thermiques isothermes	35
Les courbes TTT ou courbes iso-austénitiques	35
Influence des éléments d'alliages sur le diagramme TTT	37
Les traitements thermiques isothermes industriels des aciers	37
Chapitre 6 : Les traitements thermiques anisothermes	40
Introduction	40
Les courbes TRC	40
Vitesse critique de trempe	42
Influence des éléments d'alliages sur le diagramme TRC	42

Chapitre 7 : Caractérisation de la trempabilité : Essai Jominy	44
Introduction	44
Principe de l'essai Jominy	44
Exploitation des courbes Jominy	45
Facteurs influençant la courbe Jominy	46
Courbe de pénétration de trempe (courbe en U)	46
Chapitre 8 : Revenu et recuit des aciers	48
Le revenu des aciers	48
Le recuit des aciers	51

Chapitre 1

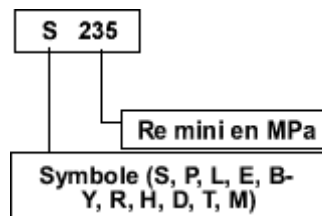
DESIGNATION NORMALISEE DES ACIERS ET DES FONTES

1. Désignation des aciers

Les aciers sont des alliages de fer et de carbone en quantité inférieurs à 2%. On distingue souvent deux grandes familles, les aciers non alliés et les aciers alliés (des éléments chimiques, autres que le carbone, sont additionnés au fer). Le BTP est le plus gros consommateur d'acier, le secteur automobile arrive en deuxième position.

La norme NF EN 10027 distingue deux désignations, l'une symbolique, l'autre numérique. Ici seule la désignation symbolique sera abordée.

1.1. Aciers de construction d'usage courant



Propriétés: aptitude au soudage. Ces aciers ne conviennent pas aux traitements thermiques.

Domaine d'applications : constructions mécaniques et métalliques générales assemblées ou soudées.

Ex : S 355JO : utilisation à température ambiante, éléments de construction soudés, boulonnés ou rivés.

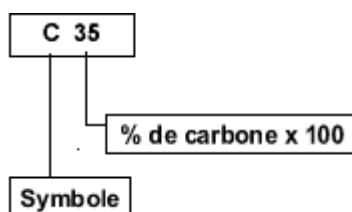
Symbole	Désignation
G	Si nécessaire, précède la nuance de l'acier lorsqu'il est spécifié sous forme d'une pièce moulée
S	aciers de construction
P	aciers pour appareil à pression
L	aciers pour tubes de conduite
E	aciers de construction mécanique
B	aciers à béton
Y	aciers pour béton précontraint
R	aciers pour ou sous forme de rails

H	produits plats laminés à froid, acier haute résistance pour l'emboutissage
D	produits plats pour formage à froid (sauf ceux précisés en H)
T	fer noir, fer blanc, fer chromé (aciers pour emballage)
M	aciers magnétiques

Désignation symbolique	Désignation numérique	Ancienne Désignation
S 185	10035	A33
S 235	10037	E24
S275	10044	E28
S355	10045	E36
E295	10050	A50
E335	10060	A60
E360	10070	A70

1.2. Aciers spéciaux :

1.2.1. Aciers non alliés avec teneur en manganèse < 1%



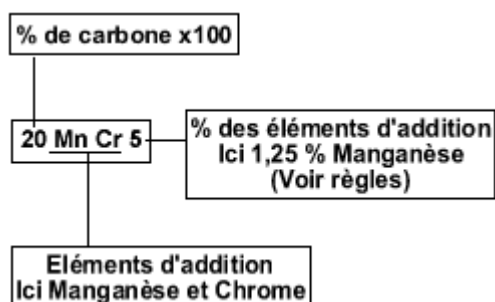
Teneur en manganèse < 1 %

La teneur moyenne en carbone est multipliée par 100.

Exemple : C 40 correspond à 0,40 % de carbone

	Domaines d'applications	Désignation symbolique	Désignation numérique	Ancienne Désignation
C22 C25	Pièces travaillant sans chocs : axes de pistons, arbres à cames, pieds de bielle....	C22	1.1151	XC18
		C25	1.1158	XC25
C30 C35 C40 C45 C55	vérins, colonnes de presse, pignons d'engrenages, ressorts faiblement sollicités, cames, butées ...	C30	1.1178	XC32
		C35	1.1181	XC38
		C40	1.1186	XC42
		C45	1.1201	XC48
		C55	1.1203	XC55
	Propriétés			
C22 C25	Malléables, soudables. Acier de cémentation. Pièces forgées et matricées			
C30 C35 C40 C45 C55	Bonne résistance à l'usure ; Peuvent subir des traitements thermiques (trempe à l'eau et à l'huile).			

1.2.2. Aciers faiblement alliés avec teneur en manganèse $\geq 1\%$



NB : La teneur de chaque élément d'alliage est inférieure à 5%.

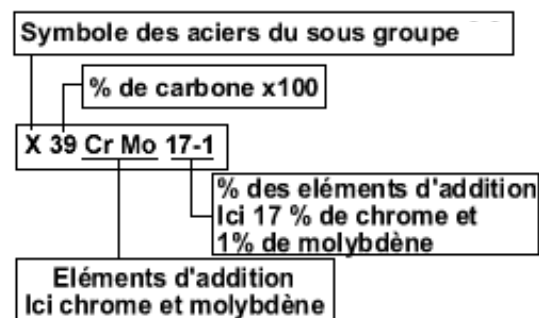
- Le pourcentage de la teneur moyenne en carbone est multiplié par cent dans la désignation.
- Les symboles chimiques puis les teneurs, séparés par un trait d'union, des éléments d'addition sont rangés dans l'ordre des grandeurs décroissantes.
- Les valeurs indiquant les teneurs des éléments d'alliage représentent les valeurs moyennes multipliées par un coefficient selon le tableau suivant :

Élément	Coefficient
Cr, Co, Mn, Ni, Si, W	4
Al, Be, Cu, Mo, Nb, Pb, Ta, Ti, V, Zr	10
Ce, N, P, S	100
B	1000

Éléments	Symbole chimique	Symbole Afnor	Masse volumique à 20°C (kg.m ⁻³)
Aluminium	Al	A	2700
Antimoine	Sb	R	6700
Béryllium	Be	Be	1850
Bismuth	Bi	Bi	9780
Bore	B	B	2350
Cadmium	Cd	Cd	8650
Chrome	Cr	C	7190
Cobalt	Co	K	8900
Cuivre	Cu	U	8960
Etain	Sn	E	5750-7310
Fer	Fe	Fe	7870

Magnésium	Mg	G	1740
Manganèse	Mn	M	7430
Molybdène	Mo	D	10220
Nickel	Ni	N	8900
Phosphore	P	P	1180
Plomb	Pb	Pb	11350
Sélénium	Se	Se	2400
Silicium	Si	S	2400
Soufre	S	F	2100
Tantale	Ta	Ta	16690
Titane	Ti	T	4540
Tungstène	W	W	19300
Vanadium	V	V	6110
Zinc	Zn	Z	7140
Zirconium	Zr	Zr	6500

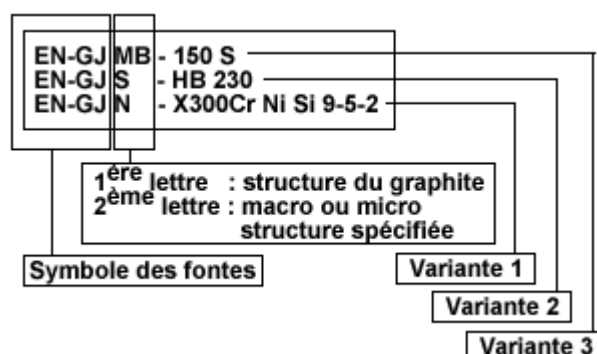
1.2.3. Aciers fortement alliés



La teneur d'au moins un élément d'alliage est supérieure ou égale à 5%.

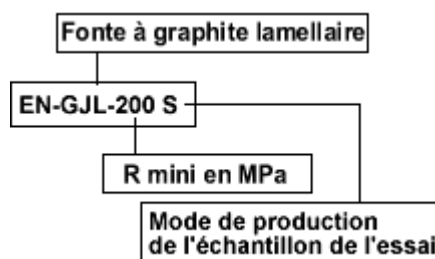
- Le pourcentage de la teneur moyenne en carbone est multiplié par cent dans la désignation.
- Les symboles chimiques puis les teneurs, séparés par un trait d'union, des éléments d'addition sont rangés dans l'ordre des grandeurs décroissantes.
- Les valeurs indiquant les teneurs des éléments d'alliage représentent les valeurs moyennes vraies.

2. Désignation des fontes : (NF EN 1580)



Lettres en option pour la désignation des fontes. Elles suivent EN-GJ				
Première lettre Structure du graphite		Ancienne désignation	Seconde lettre macro ou microstructure spécifiée	
L	lamellaire	FGL	A	austénitique
S	sphéroïdale	FGS	F	ferritique
M	graphite de recuit (malléable)	FBC	P	perlitique
V	vermiculaire	FBV	L	lédeburique
Y	structure spéciale		Q	état trempé
N	absence de graphite		T	état trempé et revenu
			B	malléable à coeur noir
			W	malléable à coeur blanc

2.1. Fonte à graphite lamellaire (variante 1) (NF EN 1560)



Désignation des fontes classée selon les caractéristiques mécaniques.

Mode de préparation de l'échantillon	
S	Echantillon coulé séparément
U	Echantillon attenant
C	Echantillon prélevé sur une pièce

Des indications peuvent être ajoutées après un tiret :

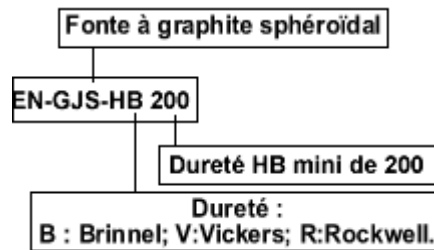
- Allongement minimal exigé en %. Ex : EN-GJS-350-22C;
- La résilience minimale exigée. Ex : EN GJS-400-18U-RT.

Avec :

RT : essai effectué à température ambiante.

LT : essai effectué à basse température.

2.2. Fonte à graphite sphéroïdal (variante 2) (NF EN 1560)



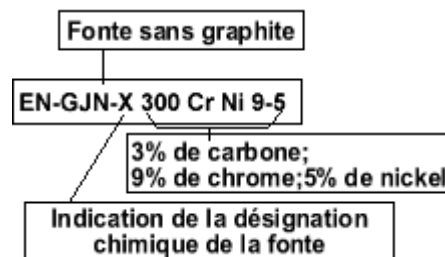
Désignation des fontes classée selon les caractéristiques mécaniques.

Type de dureté	
B	Brinell
V	Vickers
R	Rockwell

Exemples :

- EN-GJS-HB 230;
- EN-GJL-HV 190;
- EN-GJMW-HC 30

2.3. Fonte sans graphite (variante 3) (NF EN 1560)



La lettre X indique que la désignation des fontes est classée selon sa composition chimique.

La désignation peut se faire sans indication de carbone.

Ex : EN-GJL-XNiMn13-7.

Ou avec indication de carbone, dans ce cas le % de carbone indiqué est multiplié par 100.

Ex : EN-GJN-X300CrNiSi9-5-2.

Les éléments d'addition sont représentés par les symboles chimiques et sont classés par ordre de grandeur décroissant. Leur teneurs sont indiquée en % et arrondie au nombre le plus proche.

Chapitre 2

DIAGRAMMES D'EQUILIBRES DES ALLIAGES BINAIRES

1. Introduction

La plupart des métaux purs ont des propriétés mécaniques inappropriées pour une utilisation industrielle ; pour cela l'addition volontaire d'un ou de plusieurs éléments (métal ou non métal) est indispensable pour améliorer considérablement les propriétés mécaniques des matériaux. Le mélange ainsi obtenu se nomme alliage métallique. Un alliage est dit binaire, ternaire, quaternaire suivant qu'il renferme deux, trois ou quatre éléments.

Les propriétés des alliages dépendent des phases qui les constituent, de leur quantité et de leur morphologie. Les diagrammes d'équilibre sont donc des documents de base pour le métallurgiste. Ils lui permettent de connaître les conditions à respecter pour obtenir certaines phases ou, au contraire, pour éviter leur formation, et ceci afin d'obtenir les propriétés désirées pour l'alliage considéré, alliage destiné à un emploi donné. Citons à titre d'exemple trois grands domaines de la métallurgie où l'utilisation de ces diagrammes est indispensable pour obtenir rapidement l'objectif à atteindre :

- L'élaboration (fonderie, frittage),
- Les traitements thermiques (mise en solution, transformations structurales, recuits),
- L'assemblage (brasage, soudage).

2. Définitions :

- a) Composants : un composant est un corps pur chimiquement définie, ça peut être un élément simple (Fe, Cu, Al,...) ou un composé d'éléments (Fe_3C , SiO_2 ,...).
- b) Phase : une phase est une région ou un ensemble de régions d'un corps caractérisée par une structure et par un arrangement atomique identique, c'est une partie homogène d'un corps.
- c) Loi des phases : (équation de GIBBS)

Enoncé : la variance réduite d'un système chimique en équilibre est :

$$V = C - \Phi + 1$$

Avec : C : Le nombre des composants, Φ : Le nombre des phases en présence.

La variance V est le nombre de facteur d'équilibre, (composition chimique et température), que l'on peut faire varier arbitrairement sans que le nombre et la nature des phases du système varient.

NB : normalement la variance est égale à $V = C - \Phi + 2$, or, l'influence des variations des pressions sur les autres facteurs (température et composition chimique) est généralement non significative dans les transformations subies par les métaux et les alliages, il est donc légitime de négliger le rôle de la pression et utiliser la forme réduite de la variance

Remarques : dans un système binaire ($C = 2$) le nombre des variables indépendantes (la variance) est égal à $(3 - \Phi)$, donc trois cas de figure sont possibles :

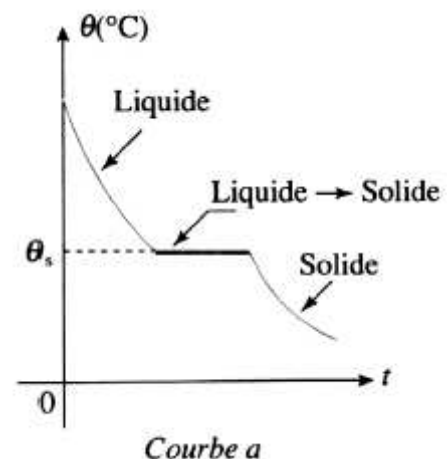
- 1) $\Phi = 1$: il y a une seule phase et sa composition chimique est celle de l'alliage donc la température et la composition sont deux variables indépendantes (le système est bivariant).
- 2) $\Phi = 2$: il y a deux phases en équilibre les trois variables x_1 , x_2 et T sont fixés dès que l'une des trois variables est imposées (le système est monovariant).
 x_1 , x_2 : désignent respectivement la composition chimique des phases Φ_1 et Φ_2 .
- 3) $\Phi = 3$: Il y a trois phases en équilibres, le système est invariant ($v = 0$).
 L'équilibre entre les trois phases a lieu à une température bien déterminée et pour une composition chimique fixés.

3. Courbes de solidification des métaux et alliages

Les courbes de solidification peuvent se résumer en trois familles.

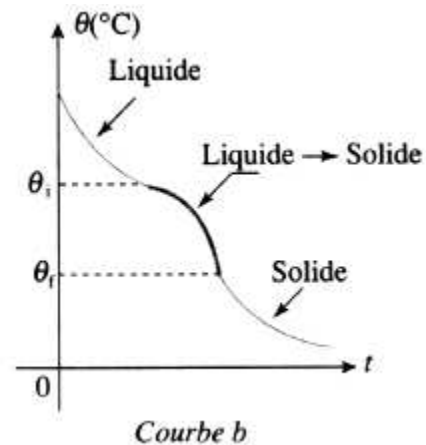
3.1. Courbes de solidification présentant uniquement un palier

Lorsqu'un palier isotherme existe, la solidification se fait à une température constante. L'analyse chimique montre que le solide qui se dépose et le liquide, conservent la même composition. Un alliage binaire qui se solidifie à température constante est soit un **composé chimiquement défini** soit un **mélange hétérogène particulier** appelé **alliage eutectique** (nous y reviendrons)



3.2. Courbes de solidification présentant une anomalie simple

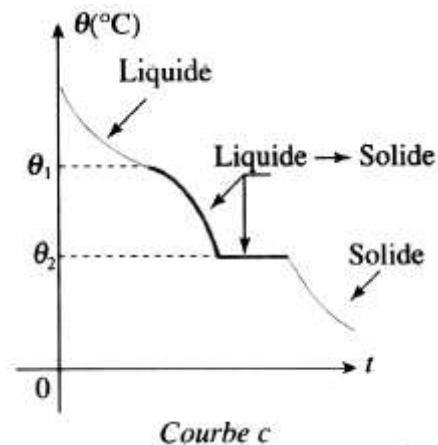
La solidification se fait à température variable. Elle commence à une température θ_i et se termine à une température θ_f (inférieure à θ_i). Lorsque la courbe de solidification ne présente pas de palier isotherme, l'alliage obtenu se présente sous forme de **mélange homogène solide** ou **solution solide**.



3.3. Courbes de solidification présentant une anomalie simple suivie de palier

La solidification se fait en deux temps. Au début, la température est variable entre θ_1 et θ_2 , puis elle devient constante et égale à θ_2 .

Lorsque la solidification se fait en deux temps, l'alliage obtenu est généralement hétérogène, formé de deux constituants, l'un homogène et l'autre hétérogène.



4. Diagrammes d'équilibres binaires

Pour un système binaire (deux composants $C = 2$), le diagramme d'équilibre permet de représenter les domaines de stabilité des phases et les conditions d'équilibres entre elles en fonction des deux facteurs d'équilibre à savoir, la température et la composition chimique.

En effet, un alliage ne se solidifie pas comme un métal pur c'est-à-dire à température constante, mais au contraire la solidification commence à une température T_1 et finit à une température T_2 parfois très inférieure à T_1 et on dit alors qu'il y a un intervalle de solidification. Il existe des techniques expérimentales pour la détermination exacte des intervalles de solidification on en cite à titre d'exemple l'analyse par diffraction des rayons X, l'analyse thermique simple ou différentielle (A.T.D).

4.1. Principe de construction d'un diagramme d'équilibre

Soit l'ensemble des alliages formés de deux métaux A et B et dont la composition varie de façon continue de 0% de A et 100% de B à 100% de A et 0% de B. On trace la courbe d'analyse thermique de chaque alliage et on marque la température de début de solidification (noté point

L) et la température de fin de solidification (noté S). Par la suite, et sur le même graphe, on place toutes les courbes d'analyse thermique comme le montre la figure 1. La jonction de l'ensemble des points L donne naissance à une courbe appelée LIQUIDUS. Celle donnée par les points S s'appelle le SOLIDUS. On peut remarquer que :

- L'ensemble des liquidus et des solidus forme le *diagramme de solidification* des alliages formés par les composants A et B.
- Tout point du diagramme correspond à un alliage dont la composition est donnée par la projection orthogonale du point sur l'axe des abscisses.
- Tout point au-dessus du liquidus correspond à un alliage entièrement liquide.
- Tout point en dessous du solidus correspond à un alliage entièrement solide.
- Tout point compris entre le liquidus et le solidus correspond à un alliage en cours de solidification c'est-à-dire en partie liquide et en partie solide.

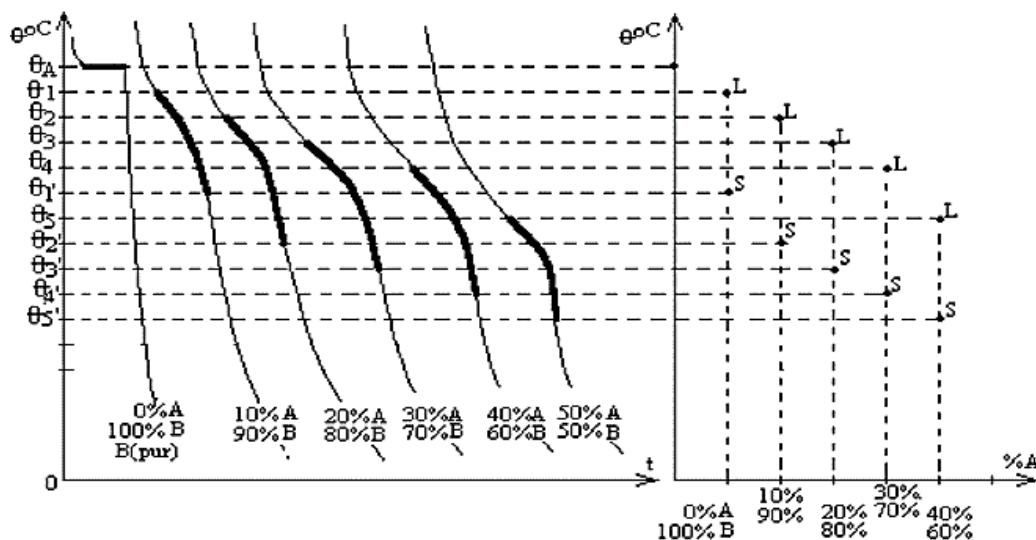


Fig. 1 Principe de construction d'un diagramme d'équilibre

La composition est généralement exprimée par la fraction massique de l'un des éléments pur ou parfois par la fraction molaire.

Exemple : La cémentite Fe_3C ($A_{\text{Fe}} = 55.84 \text{ g/mole}$, $A_{\text{C}} = 12.01 \text{ g/mole}$) contient

$$\frac{12.01}{12.01 + (3 \times 55.84)} \times 100 = 6.67\% \text{ De carbone en masse (fraction massique du carbone).}$$

$$\frac{1}{1+3} \times 100 = 25\% \text{ En moles de carbone (fraction molaire en carbone).}$$

4.1.1. Règle de conversion entre fractions massique et molaire

Soient les deux composants suivants :

Composants	Masses Molaire	Masse volumique	Dans le mélange	
			Masses	N ^{br} de moles
1	A ₁	ρ ₁	m ₁	n ₁
2	A ₂	ρ ₂	m ₂	n ₂

La fraction massique de chaque composant est calculée comme suit :

$$Cm_1 = \frac{m_1}{m_1 + m_2} * 100 \quad , \quad Cm_2 = \frac{m_2}{m_1 + m_2} * 100$$

On voit aisément que $Cm_1 + Cm_2 = 100\%$

La fraction molaire de chaque composant est calculée comme suit :

$$Ca_1 = \frac{n_1}{n_1 + n_2} * 100 \quad , \quad Ca_2 = \frac{n_2}{n_1 + n_2} * 100$$

On voit de même que $Ca_1 + Ca_2 = 100\%$.

✦ **Expression de la fraction molaire en fonction de la fraction massique :**

$$Ca_1 = \frac{Cm_1 A_2}{Cm_1 A_2 + Cm_2 A_1} * 100 \quad Ca_2 = \frac{Cm_2 A_1}{Cm_1 A_2 + Cm_2 A_1} * 100$$

Avec $n_1 = \frac{m_1}{A_1}$ et $n_2 = \frac{m_2}{A_2}$.

✦ **Expression de la fraction massique en fonction de la fraction molaire :**

$$Cm_1 = \frac{Ca_1 A_1}{Ca_1 A_1 + Ca_2 A_2} * 100 \quad Cm_2 = \frac{Ca_2 A_2}{Ca_1 A_1 + Ca_2 A_2} * 100$$

Application : un alliage est composé de 20g de Cuivre et de 30g de Nickel.

Q1 : exprimer les fractions massiques et molaire du cuivre sachant que $A_{Cu} = 63.57$ g/mole et $A_{Ni} = 58.69$ g/mole.

4.2. Règle d'interprétation et de lecture des diagrammes de phases

4.2.1. Domaines monophasés : (v = 2)

La température T et la composition X peuvent varier indépendamment dans les limites du domaine sans changer la nature de la phase. La phase unique a la composition de l'alliage.

4.2.2. Domaines biphasés : (v = 1)

Dans un domaine biphasé, si on fixe la température T on peut facilement déterminer la composition chimique des deux phases ϕ_1 et ϕ_2 en équilibre via la règle simple de l'horizontale comme on peut calculer les fractions massiques des phases en équilibres on utilisant la règle des segments inverse.

4.2.2.1. Règle de l'horizontale

La règle de l'horizontale précise la **nature** et la **composition chimique** des phases en équilibres dans un domaine biphasé et ceci pour une température donnée.

Soit l'alliage de composition X (%masse B). à la température T, cet alliage est constitué de deux phases ϕ_1 et ϕ_2 . Pour déterminer la composition chimique, à la température T, de chacune des deux phases, ϕ_1 et ϕ_2 , on va appliquer la méthode de l'horizontale. On trace une horizontale à la température T qui coupe la verticale de l'alliage de composition X et les deux courbes qui délimitent le domaine biphasé ($\phi_1 + \phi_2$). On désigne par M l'intersection entre l'horizontale et la courbe qui sépare le domaine monophasé ϕ_1 et le domaine biphasé ($\phi_1 + \phi_2$). De même on désigne par P l'intersection entre l'horizontale et la courbe qui sépare le domaine monophasé ϕ_2 et le domaine biphasé ($\phi_1 + \phi_2$). On désigne par N l'intersection entre l'horizontale et la verticale de l'alliage.

- La composition chimique de la phase ϕ_1 est donnée par l'abscisse du point M :

$$\phi_1 \begin{cases} x_1 \% \text{masse B} \\ (100 - x_1) \% \text{masse A} \end{cases}$$

- La composition chimique de la phase ϕ_2 est donnée par l'abscisse du point P :

$$\phi_2 \begin{cases} x_2 \% \text{masse B} \\ (100 - x_2) \% \text{masse A} \end{cases}$$

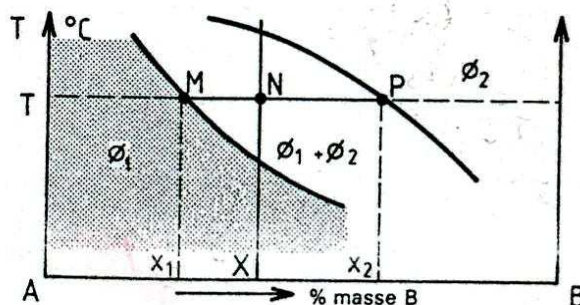


Fig. 2 Application de la méthode de l'horizontale

4.2.2.2. Règle des segments inverses

La règle des segments inverses précise la fraction massique de chacune des phases en équilibres dans un domaine biphasé et ceci pour une température donnée.

A la température T l'alliage de composition X (%masse B) est composé de deux phases ($\phi_1 + \phi_2$) caractérisée chacune par sa fraction massique (figure 2). Pour déterminer la fraction massique, à la température T, de chacune des deux phases, ϕ_1 et ϕ_2 , on va appliquer la règle des segments inverses. Pour cela on va se servir de la même horizontale et des mêmes points du paragraphe précédent.

- La fraction massique de la phase ϕ_1 : $y_{\phi_1} = \frac{PN}{PM} = \frac{x_2 - X}{x_2 - x_1}$
- La fraction massique de la phase ϕ_2 : $y_{\phi_2} = \frac{NM}{PM} = \frac{X - x_1}{x_2 - x_1}$

On voit aisément que $y_{\emptyset 1} + y_{\emptyset 2} = 1$, nous aurions pu donc calculer $y_{\emptyset 2}$ comme suit $y_{\emptyset 2} = 1 - y_{\emptyset 1}$

5. Etude des diagrammes d'équilibres binaires

Il existe trois types de diagramme binaire suivant que la miscibilité à l'état solide est totale, partielle ou inexistante entre les deux composants.

5.1. Diagramme à miscibilité totale à l'état solide

Lorsque deux composants présentent une miscibilité totale à l'état solide, ils engendrent un diagramme dit à fuseau (figure 3) comportant uniquement deux courbes à savoir le liquidus et le solidus.

- Au-dessus du liquidus tous les mélanges de A et B sont à l'état liquide.
- Sous le solidus tous les mélanges de A et de B sont à l'état solide.
- Entre le liquidus et le solidus les deux phases solide et liquide coexistent

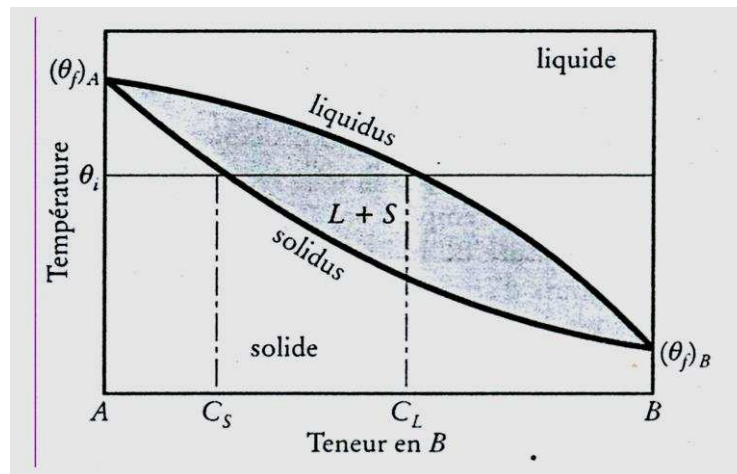


Fig. 3 Diagramme d'équilibre à fuseau

5.1.1. Règle de miscibilité

En général, pour que deux éléments A et B puissent être entièrement miscible à l'état solide, ils doivent satisfaire les quatre conditions suivantes :

- ✓ Le diamètre atomique des deux composants A et B ne doit pas différer de plus de 15%.
- ✓ Les deux composants A et B doivent avoir la même structure cristalline.
- ✓ Les valences des deux éléments doivent être égales.
- ✓ L'électronégativité de A et celle de B doivent être semblable.

Un écart plus ou moins important par rapport à l'une ou à l'autre des règles ci-dessus énoncées conduit à une miscibilité partielle à l'état solide ou à la formation de composés intermédiaire de la forme A_xB_y .

5.1.2. Etude de cas

Soit le diagramme d'équilibre binaire Cu-Ni à miscibilité totale à l'état solide (figure 4). On va traiter le refroidissement de l'alliage à 40% masse Cu depuis la température 1400°C où il est à l'état liquide et jusqu'à la température 1220 °C.

- A $T=1400\text{ °C}$: L'alliage est à l'état liquide, de composition chimique homogène 40% Cu ;
- A $T=1360\text{ °C}$: Début de germination des premiers cristaux solides α de composition chimique 23%Cu ;
- A $T=1300\text{ °C}$: L'alliage est biphasé, constitué d'une fraction ($y_\alpha = \frac{55-40}{55-35} = 0.75$) de la phase solide α (35% Cu) et d'une fraction ($y_{liquide} = \frac{40-35}{55-35} = 0.25$) de la phase liquide (55% Cu) ;
- A $T=1280\text{ °C}$: Les dernière gouttes liquides de composition 60% Cu se transforme en solide α de composition 40% Cu ;
- A $T=1220\text{ °C}$: L'alliage est monophasé, constitué de la solution solide α de composition chimique homogène égale à 40% Cu

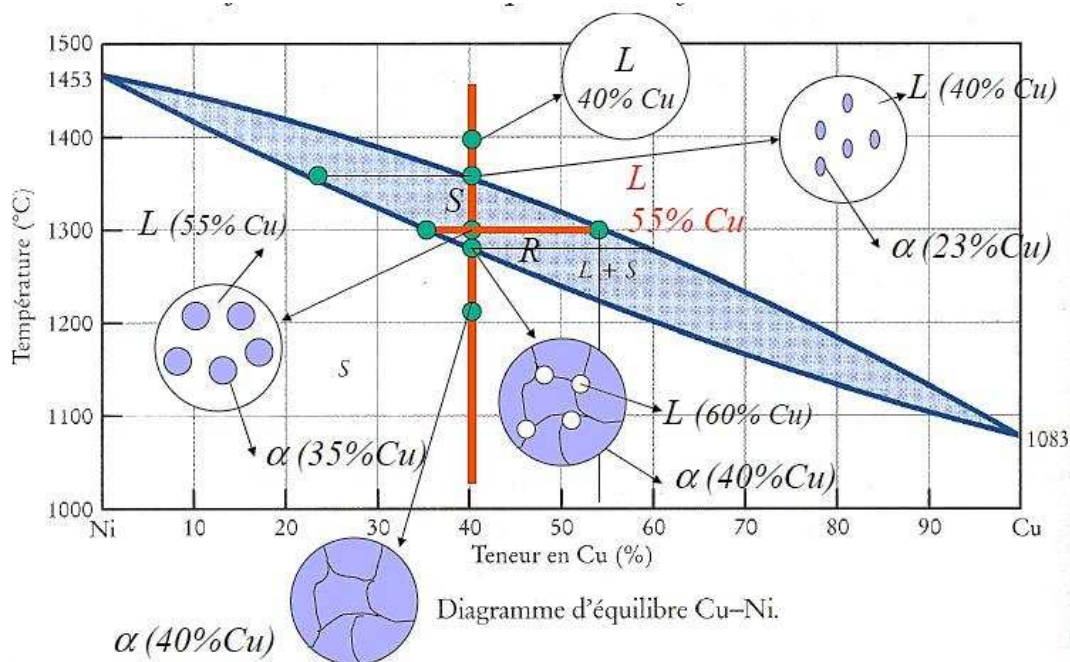


Fig. 4 Diagramme d'équilibre à fuseau Cu-Ni

5.2. Diagramme à miscibilité partielle à l'état solide

La plupart des métaux présentent une miscibilité partielle à l'état solide. Par conséquent on va voir apparaître un nouveau type de courbes, appelées **solvus**, séparant les domaines mono et biphasés à l'état solide.

Dans ce qui suit, on va traiter le diagramme d'équilibre binaire Pb-Sn à miscibilité partielle à l'état solide (figure 5) en guise d'exemple afin de comprendre ce type de diagramme.

Le diagramme d'équilibre binaire Pb- Sn présente deux domaines solides monophasés, α et β , appelé aussi solution solide. α est le domaine de solubilité de Sn dans le Pb tandis que β est le domaine de solubilité de Pb dans le Sn.

Du point de fusion de Pb partent le liquidus et le solidus correspondant aux dépôts des cristaux α alors que du point de fusion de Sn partent le liquidus et le solidus relatifs à β . Les deux branches du liquidus se croisent au point E appelé point eutectique. En ce point trois phases sont en présence : une fraction liquide de composition $X(E)$ et les deux solutions solides α et β de composition respectifs $X(A)$ et $X(B)$. La variance est nulle en E ($V = 2 + 1 - 3 = 0$) l'équilibre ne peut donc avoir lieu que pour une température bien déterminée ; la moindre variation de température entraîne la disparition d'au moins une phase.

NB : $X(M)$ désigne l'abscisse du point M déterminée par projection orthogonale sur l'axe des abscisses.

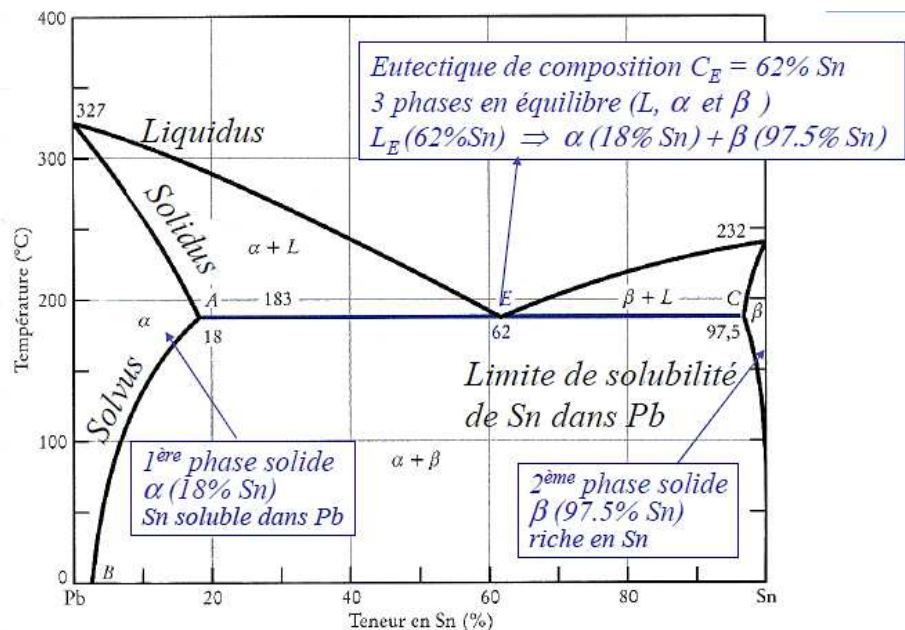
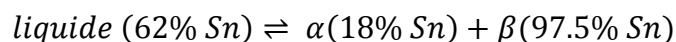


Fig. 5 Diagramme d'équilibre binaire Pb-Sn

La réaction isotherme qui a lieu au point E s'écrit :



L'équilibre se déplace vers la droite si l'alliage cède de la chaleur au milieu ambiant. La solidification se fait à la température constante $T_E = 183 \text{ °C}$; sans changement de composition ni pour le liquide ni pour les solides, par dépôt simultané des deux solides α et β . Après solidification, l'alliage eutectique est donc un agrégat (figure 6), mélange hétérogène très fin des deux solutions solides α et β dont les fractions massique sont respectivement $y_\alpha =$

$$\frac{97.5-62}{97.5-18} = 0.45 \text{ et } y_\beta = \frac{62-18}{97.5-18} = 0.55.$$

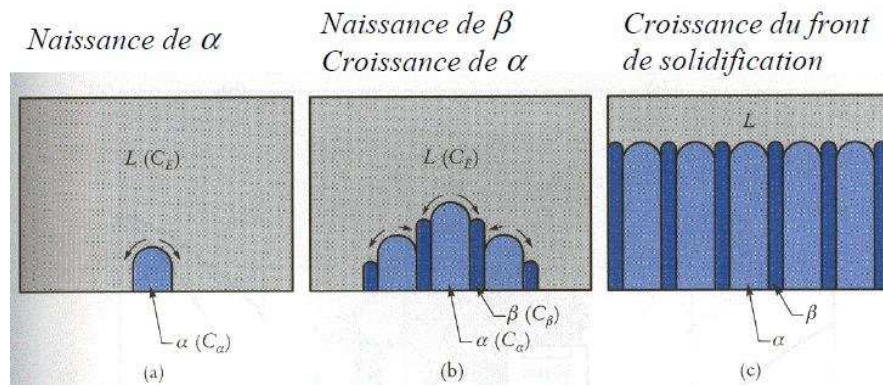


Fig. 6 schéma de la formation et de la croissance de l'agrégat eutectique.

Chapitre 3

DIGRAMME D'EQUILIBRE FER-CARBONE

1. Introduction

L'acier est un alliage à base de fer et de 2%, au maximum, de carbone. Il peut contenir également de petites quantités d'autres éléments incorporés, volontairement ou non, au cours de son élaboration. Une quantité plus importante d'éléments d'alliage peut être ajoutée éventuellement et on parle alors d'acier allié.

Contrairement à la fonte, qui contient plus de 2 % de carbone, l'acier est un métal ductile ; il peut subir des changements de forme à chaud ou à froid. L'une des propriétés essentielles des aciers est la capacité de durcissement par trempe, c'est-à-dire qu'il est susceptible d'acquérir une grande dureté lorsqu'il est chauffé à une température suffisamment élevée et refroidi à une vitesse assez rapide. Cependant, cette propriété n'est pas intrinsèque pour tous les aciers, car pour certaines nuances, le durcissement par trempe est quasiment impossible, et doivent leur utilisation à d'autres caractéristiques. L'acier peut durcir également sous l'effet d'autres traitements que la trempe, par exemple par écrouissage. La possibilité de modifier les propriétés grâce à des traitements thermiques, thermomécaniques et mécaniques est à l'origine du large éventail d'utilisations de ce métal.

Les aciers ordinaires sont parfois impropres à certains usages. Pour pallier ces inconvénients et à élargir les domaines d'emploi des aciers, on ajoute une certaine quantité de métaux ou d'éléments non métalliques et on obtient ainsi une importante gamme d'aciers alliés répondant à des exigences très diverses.

2. Structure du Fer

Il y a deux variétés allotropiques du fer (deux réseaux cristallins différents) (figure1). Le Fer α dont le réseau est cubique centré (CC) et le Fer γ dont le réseau est cubique à faces centrées (C.F.C). Le phénomène de la modification du réseau cristallin sous l'effet de la température porte le nom de transformation allotropique.

Le Fer α existe aux températures inférieures à 910°C et supérieures à 1392°C. Aux températures supérieures à 1392°C, le Fer α est désigné par Fer δ . Le Fer α possède un réseau cubique centré, il est magnétique jusqu'à la température de 768°C. Cette température est appelée point de curie, qui correspond à la transformation magnétique.

Le Fer γ existe entre 910°C et 1392°C, il est paramagnétique et il a un réseau cristallin cubique à faces centrées.

Le fer peut se combiner avec le carbone pour former une phase intermétallique communément appelé cémentite de formule Fe_3C . La cémentite a une structure très compliquée et elle est très dure ($\text{HB} = 800$)

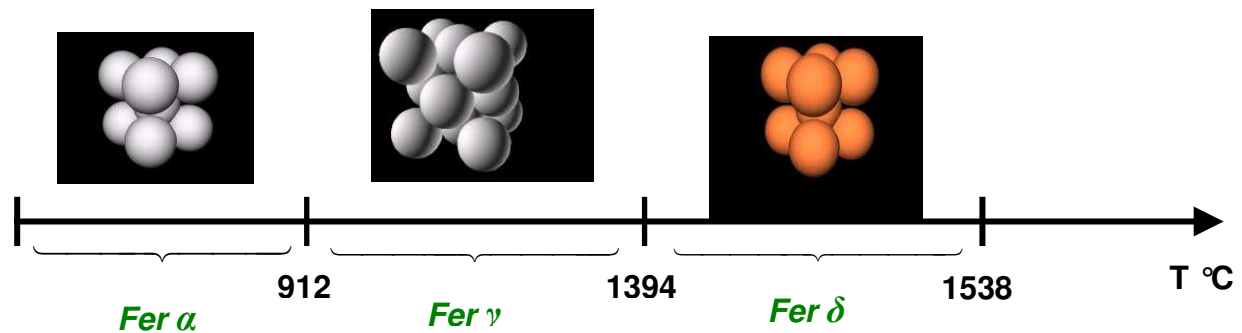


Fig. 1 Les transformations allotropiques du fer en fonction de la température

Le tableau suivant regroupe les caractéristiques des différentes phases :

Phase	Réseau cristallin	Paramètre du réseau [nm]	Température d'existence	Solubilité maximale
Fer δ	C.C	$a=29.3$ à 1425°C	$1536 > T > 1393^\circ\text{C}$	$0,10\%$ à 1493°C
Fer γ	C.F.C	$a=36.4$ à 1100°C	$1392 > T > 911^\circ\text{C}$	2.06% à 1147°C
Fer α	C.C	$a=28.66$ à 20°C	$T < 911^\circ\text{C}$	$0,02\%$ à 723°C
Fe_3C	Rhomboédrique	$a=45.15$, $b=50.84$, à 20°C $c=67.30$	$T < 1330^\circ\text{C}$	

3. Diagramme d'équilibre à cémentite

Les alliages Fer-carbone sont de deux types ; les uns contiennent du carbone libre (graphite) et correspond à un état stable ; les autres contiennent le carbone sous forme de carbure essentiellement la cémentite et correspondent à un état métastable. On doit donc considérer deux diagrammes d'équilibres : diagramme Fer-cémentite et diagramme Fer-graphite. Dans la suite de ce cours on va traiter uniquement le diagramme à cémentite puisque c'est la phase abondante dans la structure des aciers.

Le diagramme d'équilibre Fer-cémentite (figure 2) est très utile pour décrire l'état de microstructure à la température ambiante des fontes et des aciers ordinaires dont le pourcentage en éléments d'alliages n'est pas assez important pour modifier d'une façon significative l'allure des courbes du diagramme. Il est limité à droite par la cémentite Fe_3C ($6.67\%\text{C}$) est fait apparaître les deux grandes familles de métaux ferreux : les aciers (entre $0.008\%\text{C}$ et $2\%\text{C}^1$) et les fontes (de $2\%\text{C}$ à $6.67\%\text{C}$).

Les points et courbes² importantes dans le diagramme sont :

¹ NB : la teneur limite estimée à 2% de carbone pour séparer le domaine des aciers et celui des fontes n'est qu'approximative. En toute rigueur, cette teneur limite correspond à l'abscisse du point de début du palier eutectique qui est en générale dans les alentours de 2% .

² NB : cette nomination est dans la majorité des cas accompagnée par la lettre « c » pour dire que ce point est tracé au chauffage, par exemple Ac_1 ou Ac_3 ; ou bien la lettre « r » pour dire que c'est en refroidissement, par exemple Ar_1 ou Ar_3 .

- ⊕ **Ac_m** : Indique la fin de la dissolution après dissociation, de la cémentite dans l'austénite lorsque celle-ci existe.
- ⊕ **A₀** : (210°C) précise la température de la transformation magnétique de la cémentite.
- ⊕ **A₁** : Précise la fin de la transformation au refroidissement de l'austénite. L'austénite n'existe plus au-dessous de cette ligne.
- ⊕ **A₂** : (point de Curie $\approx 768^\circ\text{C}$) Précise la température de la perte de magnétisme du Fer α . en générale ce point ne figure pas sur le diagramme Fer-C.
- ⊕ **A₃** : Précise la fin de la transformation au chauffage de la ferrite en austénite .La ferrite n'existe plus au-dessus de cette ligne.
- ⊕ **A₄** : Précise la fin de la transformation au chauffage de l'austénite en ferrite δ et/ou liquide .L'austénite n'existe plus au-dessus de cette ligne.

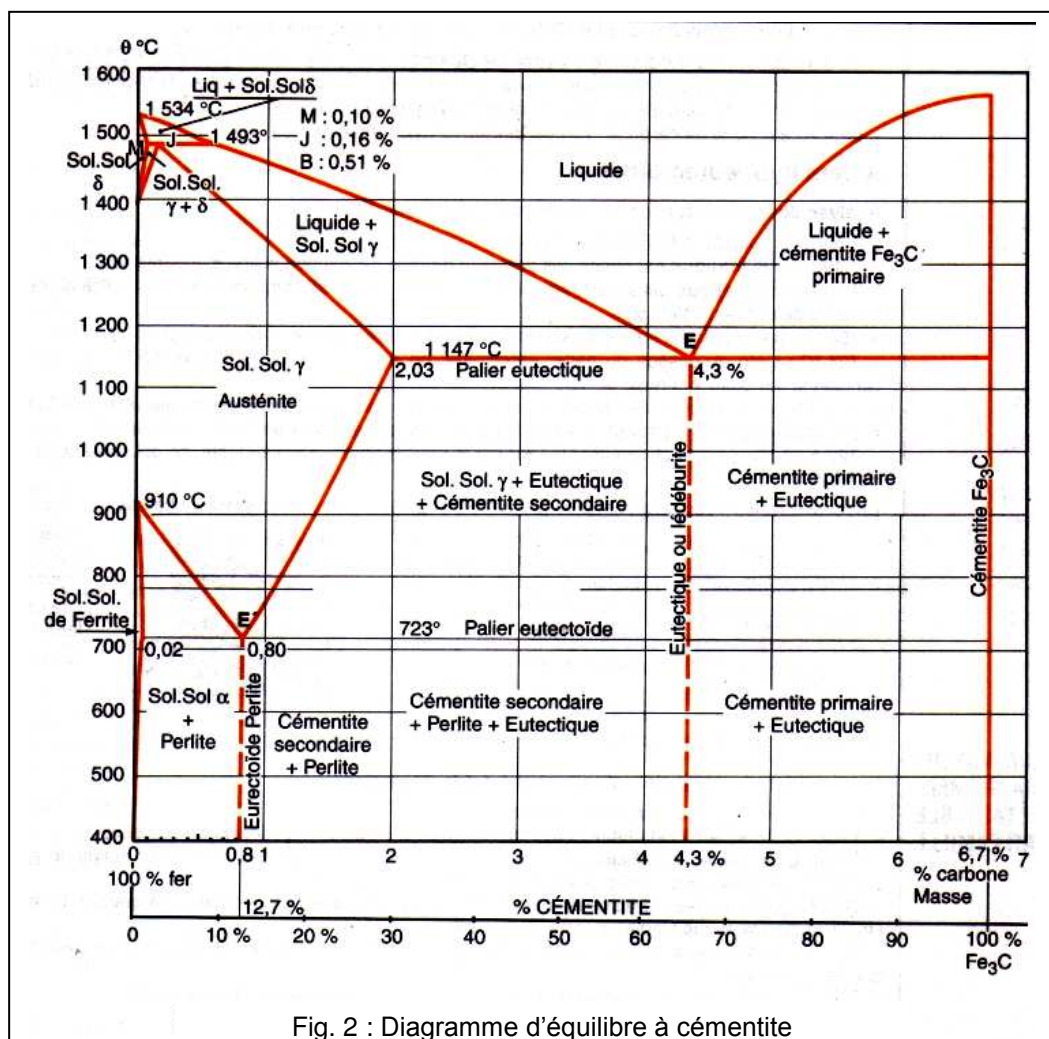


Fig. 2 : Diagramme d'équilibre à cémentite

A partir du diagramme fer-cémentite, on peut définir les aciers et fontes suivant la teneur en carbone.

Désignation	% de carbone
Acier hypoeutectoïde	0.02 à 0.8
Acier eutectoïde	0.8
Acier hypereutectoïde	0.8 à 2
Fonte hypoeutectique	2 à 4.3
Fonte eutectique	4.3
Fonte hypereutectique	4.3 à 6.67

3.1. Constituants et phases

Plusieurs phases et constituants sont présents dans le diagramme d'équilibre Fer-Cémentite dont la définition est donnée dans la suite.

⊕ La ferrite α :

Solution solide d'insertion de carbone dans le Fer α (figure3), de structure cubique centrée. Elle possède un faible pouvoir de dissolution du carbone (0.006%C à température ambiante). Elle est relativement tendre ($HV \approx 90$), peu tenace ($R_m \approx 300$ MPa), mais très ductile ($A \approx 35\%$), très sensible aux basses températures. Elle est ferromagnétique jusqu'à 760 °C.

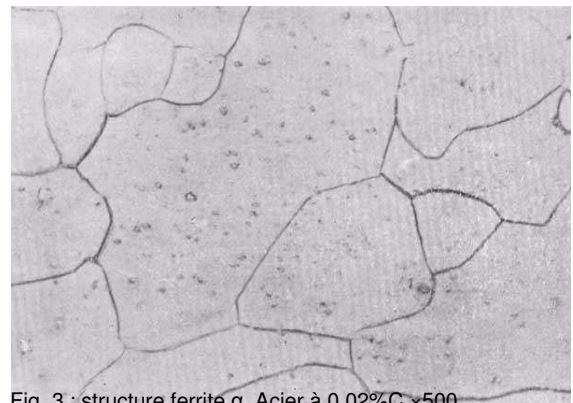


Fig. 3 : structure ferrite α . Acier à 0.02%C x500
Masse claire de ferrite contenant en solution solide 0,01 % C environ, divisée en grains par des joints noirs dont certains, sont épaissis par un dépôt de cémentite tertiaire

⊕ L'austénite γ :

Solution solide d'insertion de carbone dans le Fer γ , de structure cubique à face centrée. La solubilité du carbone atteint $\approx 2\%C$ à 1145°C. Ce constituant n'est stable qu'à haute température pas à la température ambiante sauf pour quelques nuances d'aciers fortement alliés. L'austénite est très ductile. Elle est paramagnétique.

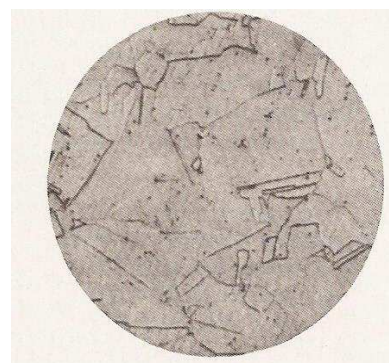


Fig. 4 : structure austénite γ acier à 1.5%C X 200

⊕ La cémentite :

Carbure de Fer, Fe_3C ; la limite de solubilité du carbone dans la cémentite est de 6.67%C. D'un point de vue morphologique la cémentite se présente sous forme de lamelles ou de globules dans la perlite ou d'aiguilles dans les fontes blanche hypereutectiques. On la trouve sous trois formes : Primaire (au dessus de 1147°C) secondaire (entre 1147°C et 723°C) et tertiaire (au dessous de 723°C). Magnétique jusqu'à 210°C .

Ce constituant est très dur ($\text{HB}=700$) et très fragile. On doit à ce composé défini les grandes performances des aciers de point de vue dureté et résistance

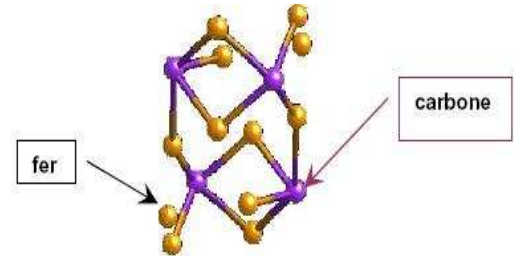


Fig. 5 : molécule de la cémentite Fe_3C

⊕ La perlite :

Agrégat eutectoïde (88% ferrite + 12% cémentite) pouvant se présenter sous deux morphologies différentes ; Lamellaire (lamelles alternées de ferrite et de cémentite) (figure 6) ou globulaire (globule de cémentite sur un fond ferritique) (figure7). Provient de la transformation eutectoïde de l'austénite. Ce constituant contient 0.8%C. La perlite est dure ($\text{HV}\approx 200$), résistante ($R_m\approx 850\text{ MPa}$) et assez ductile ($A\%\approx 10$).



Fig. 6 : structure perlitique lamellaire
Acier à 0.75%C. perlite lamellaire composée de lamelles alternées de ferrite et de cémentite

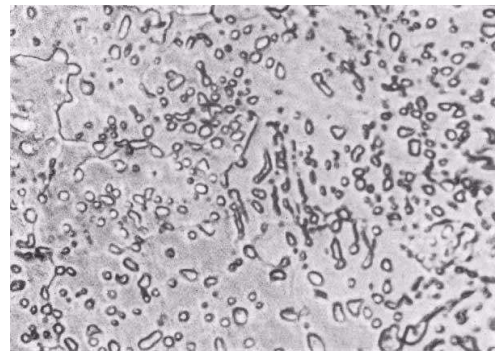


Fig. 7 : structure perlitique globulaire
La cémentite s'est ramassée en globules fins, alignés par endroits, sur un fond ferritique clair qui présente quelques joints de grains

⊕ Le lédéburite I

C'est un agrégat eutectique (51,4 % d'austénite et 48,6 % de cémentite) provenant lors de la réaction eutectique au refroidissement du métal liquide à 4,3 % de carbone à la température eutectique. Peut contenir 2,06 à 6,67 % de carbone. Son domaine de stabilité est 723°C à 1147°C .

⊕ Le lédéburite II

Le lédéburite II contient 51,4 % de perlite et 48,6 % de cémentite. Provient durant la décomposition eutectoïdale du 51,4 % d'austénite en perlite à la température de 723°C.

3.2. Transformation isothermique dans le diagramme Fer-cémentite

Le diagramme Fer-carbone contient trois réactions isothermes caractérisées par des paliers :

- Eutectique à 1147°C.
- Eutectoïde à 723°C
- Péritectique à 1487°C, mais d'importance négligeable de point de vue industrielle.

3.2.1. Réaction eutectoïde (point E')

A la température eutectoïde 723 °C (figure 8), trois phases en équilibres coexistent. Lors du refroidissement, la phase γ solide se transforme en Fer α et en cémentite selon la réaction isotherme ci-dessous présentée. S'il s'agit d'un chauffage, la même réaction a lieu mais dans le sens inverse. Les changements de phase associés à cette équation sont fondamentaux pour l'élaboration des traitements thermiques.

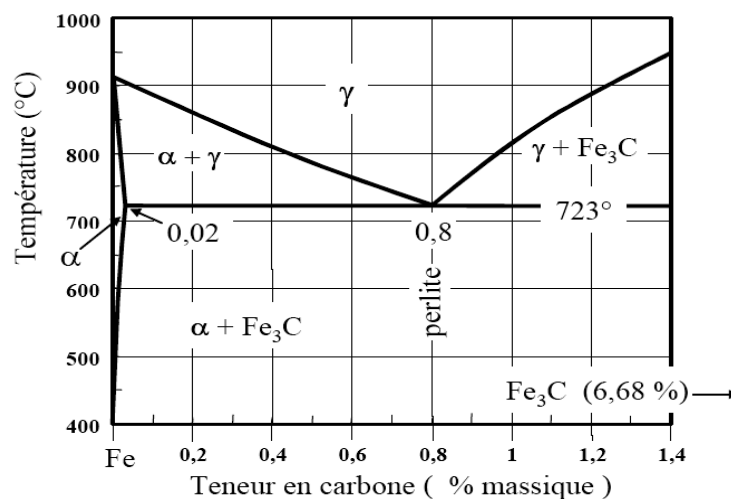
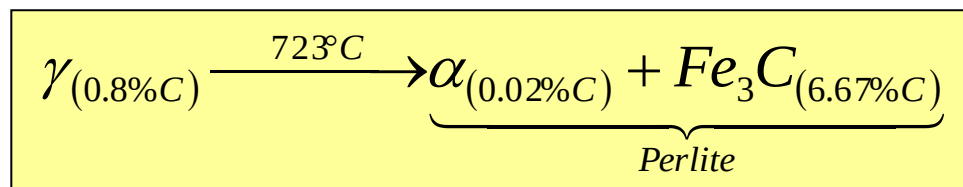
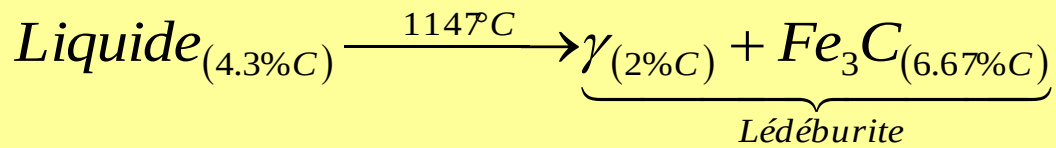


Fig. 8 Point eutectoïde à 0.8% C et 723 °C

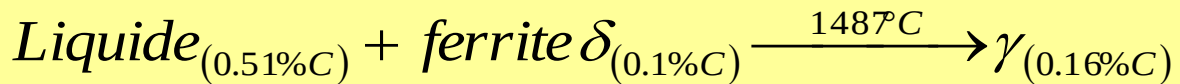
3.2.2. Réaction eutectique (point E)

A la température eutectique de 1147°C, se décompose le liquide eutectique restant (4,3%C) en austénite (2 % C) et cémentite (6,67 % C) selon la réaction eutectique suivante



3.2.3. Réaction péritectique

A la température de 1493°C, il y a interaction péritectique des cristaux δ (0,1 % C) avec le reste du liquide de composition (0,51 % C), en formant l'austénite de composition (0,16 % C) selon la réaction péritectique suivante



3.3. Influence des éléments d'alliages

La mise en solution solide d'éléments d'alliage dans le fer modifie la position des points A_3 et A_4 et on a classé les éléments tout en considérant leurs influence sur la position de ces points.

3.3.1. Éléments alphagènes : Cr, Mo, Ti, W, V, Nb, Si, B, S

On appelle α -gènes tout élément qui stabilise la phase CC, il élève la température du point A_3 et abaisse celle du point A_4 .

3.3.2. Éléments gammagènes: Mn, Ni,

On appelle γ -gènes tout élément qui stabilise la phase CFC, il abaisse la température du point A_3 et élève celle du point A_4 .

3.3.3. Éléments qui forment des carbures : Cr, W, Mo, V, Ti, Nb

Se substituent en partie au fer dans Fe_3C ce qui amélioration nettement la résistance à l'usure.

4. Étude de refroidissement des aciers et des fontes

On va traiter, dans ce qui suit, le refroidissement, à partir de l'état austénite et jusqu'à l'ambiante, de quelques nuances d'aciers et de fontes. On va présenter une description

qualitative de différentes phases et constituants pouvant se former au cours du refroidissement.

4.1. Cas d'un Acier hypoeutectoïde à 0.4%C

- ⊕ À T_1 : début de germination des premiers cristaux de la ferrite α proeutectoïde aux joints de grains austénites.
- ⊕ À $T = 727 + \varepsilon$: le domaine est biphasé, constitué de ferrite proeutectoïde et de d'austénite.

$$\left. \begin{array}{l} \alpha_{\text{proeutectoïde}} \\ \gamma \end{array} \right\} \begin{array}{l} \text{Fraction massique} = \frac{0.77 - 0.4}{0.77 - 0.02} = 0.5 \\ \text{Composition chimique} \approx 0.02\%C \\ \text{Fraction massique} = \frac{0.4 - 0.02}{0.77 - 0.02} = 0.5 \\ \text{Composition chimique} \approx 0.77\%C \end{array}$$

À cette température l'austénite a une composition chimique très proche de celle de l'eutectoïde soit $\approx 0.77\%C$

- ⊕ À $T = 727$: température de transformation eutectoïde. L'austénite γ subit la transformation eutectoïde pour donner naissance à la perlite.

La structure finale typique des aciers hypoeutectoïdes à la température ambiante est :

Ferrite_{proeutectoïde} + Perlite

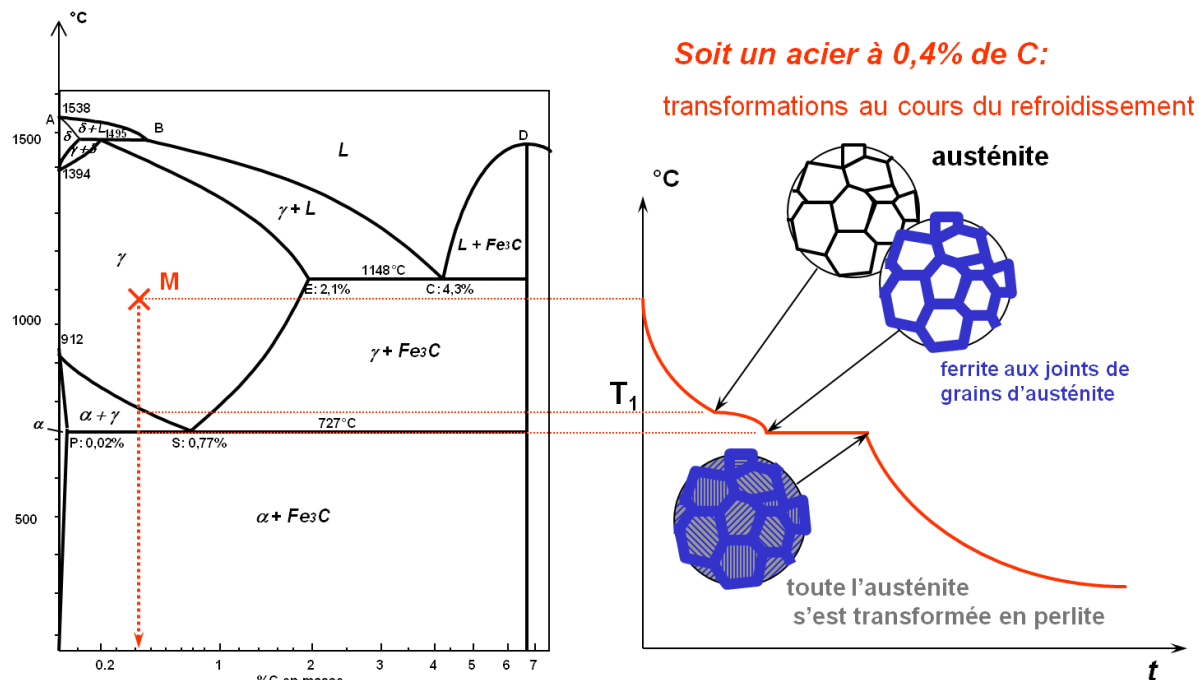


Fig. 9 Refroidissement d'un acier à 0.4% C

4.2. Cas d'un acier hypereutectoïde 1.2%C

La description du refroidissement des aciers hypereutectoïdes est semblable à ceux des aciers hypoeutectoïdes sauf que cette fois ci la phase proeutectoïde est la cémentite appelé aussi cémentite primaire (figure 10).

La structure finale typique des aciers hypereutectoïdes à la température ambiante est :

Cémentite proeutectoïde + Perlite.

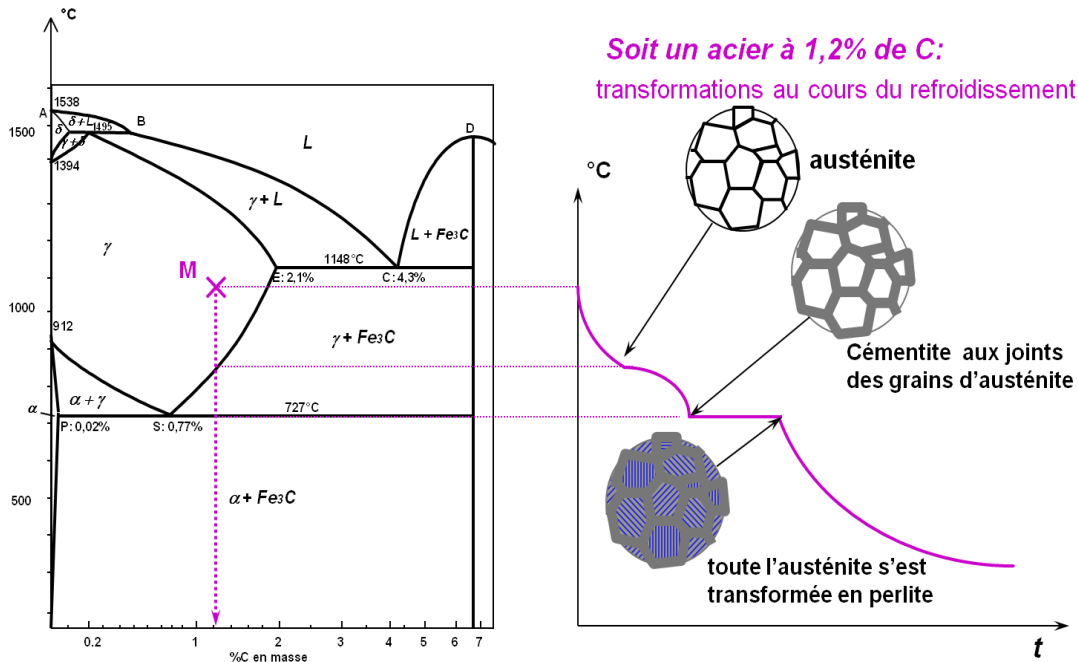


Fig. 10 Refroidissement d'un acier à 1.2% C

4.3. Cas de l'acier eutectoïde à 0.77%C

Selon le diagramme Fer-carbone (figure 11), l'alliage eutectoïde se compose de deux phases, la ferrite et la cémentite. A la température $T = 727^{\circ}\text{C}$ et avec un refroidissement lent, se forme la perlite lamellaire à cause de la présence d'une grande quantité de ferrite (88%) et d'une faible quantité de cémentite (12%) dans l'alliage. On la morphologie lamellaire de la cémentite peut être modifiée soit par un refroidissement extra-long, dans le domaine de l'austénite, ou par trempe de plusieurs heures de la perlite lamellaire à la température $T = 700^{\circ}\text{C}$.

Cet acier ne possède pas de phase primaire proeutectoïde, ce qui fait que toute l'austénite se transforme en perlite à la température eutectoïde lors du refroidissement. Donc sa structure à la température ambiante est **100% Perlite**

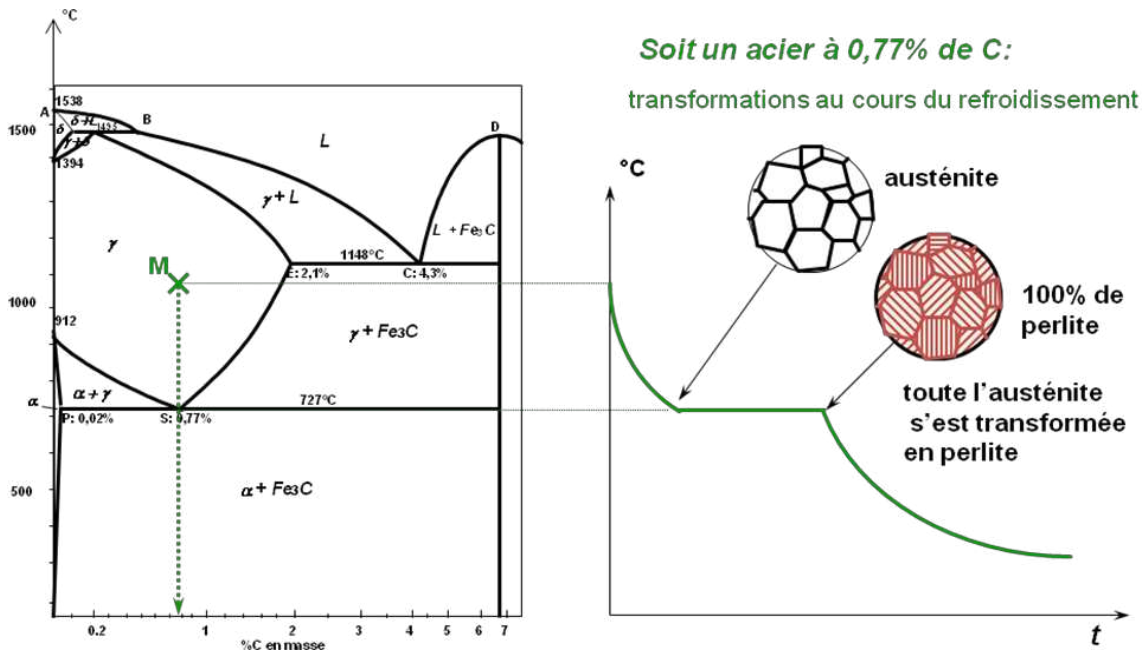


Fig. 11 Refroidissement de l'acier eutectoïde

4.4. Cas d'une fonte hypoeutectique à 3%C

- ⊕ **À T₁** : Début de précipitation des premiers cristaux solides d'austénite sous forme de dendrites colinéaires au gradient thermique. Puisque la température est suffisamment élevée, l'homogénéisation par diffusion des phases liquides et solide est rapide.
- ⊕ **À T = 1148°C + ε** : L'alliage est biphasé, constitué d'une fraction (59%) d'austénite à 2% de C et d'une fraction (41%) liquide à 4,3% C qui va subir par la suite la transformation eutectique.
- ⊕ **À 1148°C** : Température eutectique. La fraction liquide (41%) se transforme en un agrégat eutectique, appelé lédéburite, formé d'îlots d'austénite à 2% C dans une matrice de cémentite. Les dendrites d'austénite proeutectique ne subissent aucune transformation.
- ⊕ **En dessous de 1148°C jusqu'à 727°C** : Au cours de ce refroidissement, la solubilité de l'austénite par le carbone est atteinte ; l'austénite ségrège donc le carbone jusqu'à atteindre la teneur de 0,8 % à 727°C. Le carbone en excès, se précipite, et donne lieu à la formation de la cémentite secondaire aux joints de grains austénite.
- ⊕ **À T = 727°C + ε** : La fraction massique (37%) de l'austénite à 0,77%C se prépare à subir la transformation eutectoïde.
- ⊕ **À T = 727°C** : la fraction de l'austénite se transforme en perlite suivant la réaction eutectoïde

À l'ambiante : une fonte blanche hypoeutectique est formée (figure 12), constituée par une matrice de cémentite (secondaire et tertiaire) et des blocs de perlite.

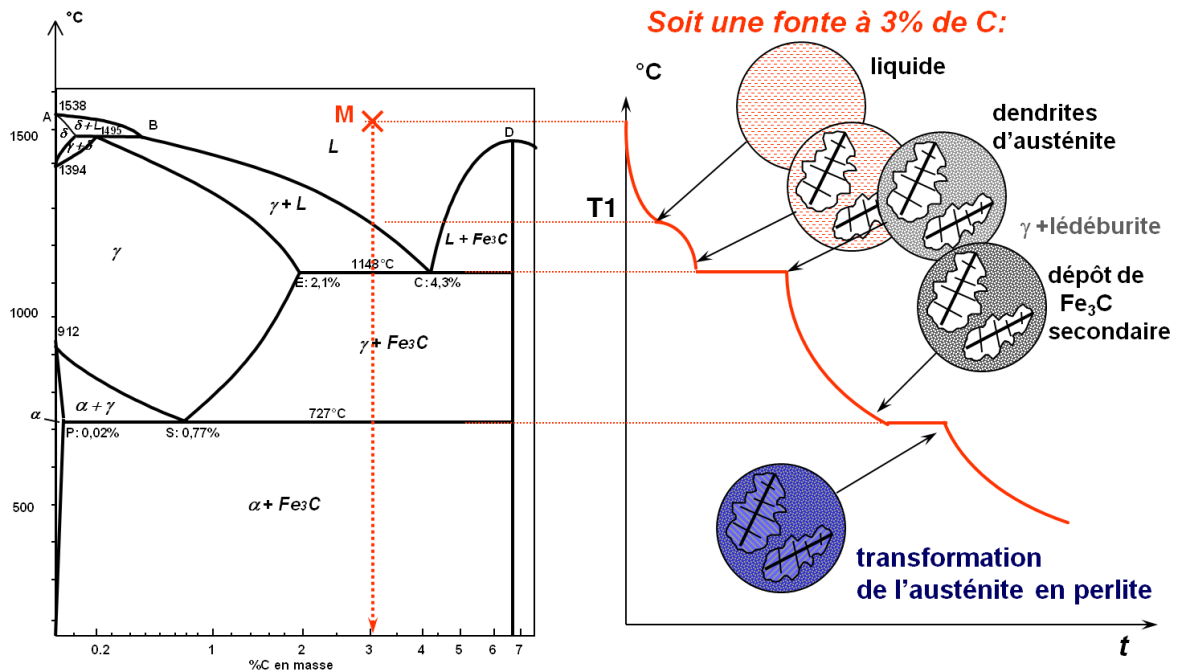


Fig. 12 Refroidissement d'une fonte hypoeutectique à 3%C

4.5. Cas d'une fonte hypereutectique à 5%C

Lors du refroidissement et lorsque le liquidus est atteint, il y a précipitation de la cémentite primaire (figure 13). Avec la diminution de la température, le reste du liquide devient pauvre en carbone et contient à $T = 1148^\circ\text{C}$, une teneur en carbone de 4,3 %. À cette température et concentration, il se solidifie eutectiquement en donnant du lédéburite. La structure, à la température ambiante, se compose de la cémentite primaire noyée dans le lédéburite

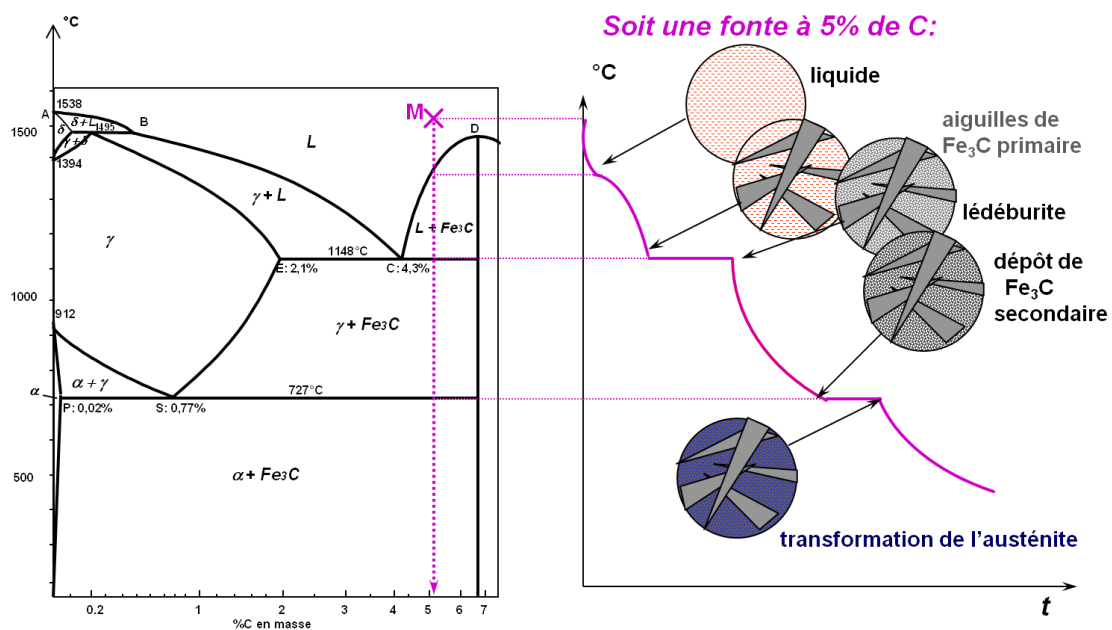


Fig. 13 Refroidissement d'une fonte hypereutectique à 5%C

Chapitre 4

TRANSFORMATION DE L'AUSTENITE AU CHAUFFAGE ET AU REFROIDISSEMENT

1. Introduction

On fait recourt aux traitements thermiques dans le but de modifier et d'ajuster les propriétés mécaniques des aciers afin de leurs conférer des performances mécaniques particulières adaptées à leurs mise en service. Par application et combinaison des cycles thermiques, composés, essentiellement, de chauffage et de refroidissement, on parvient, sous certaines conditions, d'augmenter la résistance à la rupture, à la déformation élastique, la dureté, de régénérer un acier qui présente un grain grossier, de supprimer les tensions internes (écrouissage) des matériaux ayant subi une déformation plastique à froid, etc.

La possibilité de faire subir à un acier un durcissement par trempe est soumise à deux conditions obligatoires : métallurgique et thermique.

Condition métallurgique :

- Existence d'un domaine austénitique (γ) sur le diagramme d'équilibre, de manière à pouvoir austénitiser l'acier en le portant à une température convenable ;
- Existence de la transformation ($\gamma \rightleftharpoons \alpha$) sur le diagramme d'équilibre.

Ces deux conditions métallurgiques ne sont pas évidentes pour tous les aciers notamment ceux qui sont fortement alliés. Car une teneur élevée en éléments d'alliages alpha-gène ou gamma-gène peut, dans certains cas faire disparaître le domaine austénitique ou d'empêcher la transformation $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ d'avoir lieu. A titre d'exemple, Les aciers constamment ferritiques (i.e. X6Cr17) ou constamment austénitiques (i.e. X5CrNi18-10) ne peuvent pas subir le durcissement par trempe. Les premiers parce qu'ils ne sont pas austénitisables, les seconds parce que la phase CFC est stable à la température ambiante.

Condition thermique :

- La possibilité de refroidir l'acier de l'état austénitique avec une vitesse suffisamment élevée de manière à provoquer la formation des constituants hors d'équilibres.

2. Paramètres d'austénitisation

L'opération d'austénitisation consiste à chauffer l'acier jusqu'à une température du domaine de l'austénite. Tous les éléments d'alliages vont se mettre en solution solide dans la maille CFC de l'austénite.

L'état antérieur de l'acier constitué essentiellement de la perlite, se transforme progressivement à partir d'Ac1 en austénite. Le mécanisme de transformation est simple. Autour d'un grain de ferrite et d'un grain de cémentite, il y a naissance du germe d'austénite.

Ce germe est formé par transformation eutectoïde avec une composition chimique à son apparition de 0.8 %C. Il croît au fur et à mesure que la température s'élève, avec un changement systématique de sa composition. Elle suit en effet les limites de solubilités marquées par les segments Ac_3 et Ac_m selon que l'acier est hypoeutectoïde ou hypereutectoïde. L'opération d'austénitisation en elle-même est limitée par certaines conditions caractéristiques de l'acier et aussi du traitement.

2.1. Vitesse de chauffage

L'opération de chauffage d'un acier jusqu'à sa température d'austénitisation doit considérer en particulier sa composition chimique, sa structure cristalline, la forme de la pièce et ses dimensions.

Le chauffage avec une vitesse donnée crée spontanément un gradient thermique entre la surface et le cœur de la pièce, et un décalage dans la température de transformation ($\alpha \rightarrow \gamma$). Ces deux facteurs sont d'autant plus importants que d'une part la vitesse de chauffage est plus rapide et d'autre part la conductivité thermique est faible. Ils entraînent, par état de conséquence, la naissance de contraintes internes d'autant plus importantes que l'acier est chargé en carbone et en éléments d'alliages. Lorsque le risque de formation des contraintes n'est pas important, les conditions de chauffages sont plus souples et la pièce peut être chauffée avec une vitesse rapide. Par contre, si l'acier est confronté à un grand risque de contraintes interne il doit être soumis à un chauffage lent. Il s'agit soit de chauffage continu ou par palier avec maintien isotherme à des températures intermédiaires et particulièrement au voisinage du point de transformation Ac_1 .

2.2. Température d'austénitisation

Le choix de la température d'austénitisation T_a dépend de ce qu'on cherche à faire, une austénitisation complète ou partielle.

L'austénitisation complète conduit à une mise en solution solide de tous les éléments d'alliage dans la maille CFC de l'austénite qui a un grand pouvoir de dissolution. La température correspondant à une austénitisation complète est située au-dessus de Ac_3 pour les aciers hypoeutectoïdes (figure 1) et Ac_m pour les aciers hypereutectoïdes. Il faut préciser en outre que le niveau de la température d'austénitisation influe sur la grosseur des grains austénites et donc sur la qualité des propriétés mécaniques après traitements.

L'austénitisation partielle concerne les aciers hypereutectoïde. Elle est réalisée dans le domaine mixte ($\gamma + Fe_3C$) du diagramme d'équilibre Fe-C. Le niveau de température choisi est situé entre Ac_1 et Ac_m .

Pour les aciers non ou faiblement alliés, la température d'austénitisation est calculée par l'une des formules empiriques suivantes :

- Pour les aciers hypoeutectoïdes : $T_a = Ac_3 + 50^\circ C$

- Pour les aciers hypereutectoïdes : $T_a = Ac_1 + 50^\circ\text{C}$

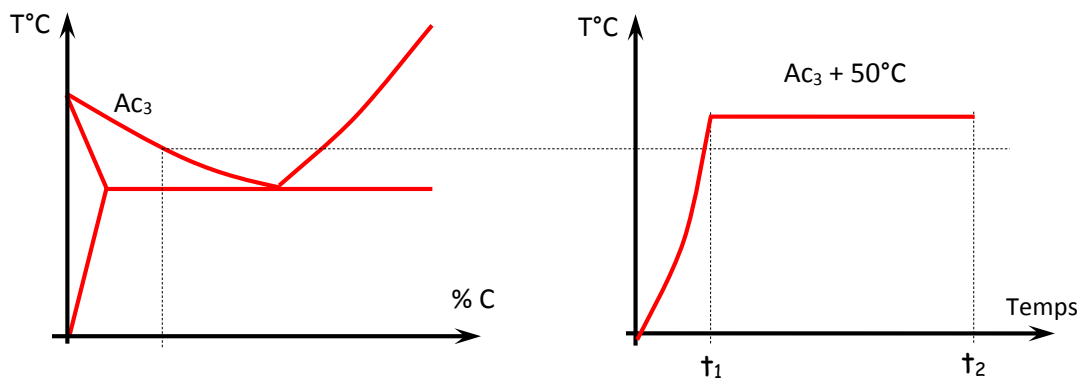


Fig. 1 Estimation de la température d'austénitisation pour un acier hypoeutectoïde

2.3. Durée d'austénitisation

L'austénitisation nécessite un temps de maintien t_a (fonction de la massivité de la pièce) à la température T_a pour l'homogénéisation et la mise en solution totale des éléments d'alliages dans la maille CFC de l'austénite. Ce temps est d'autant plus grand que T_a est moins élevée et réciproquement. Il faut noter par ailleurs que ces deux facteurs ont tous les deux une influence sur le grossissement des grains austénites avec un avantage pour T_a comme le montre la figure 2.

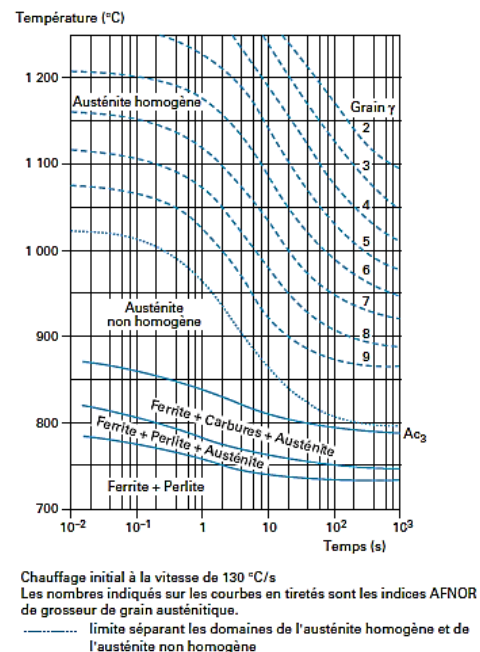


Fig. 2 Diagramme de transformation isotherme $\alpha \rightarrow \gamma$ d'un acier 35CrMo4

3. Transformation isotherme de l'austénite hors équilibre

L'emploi des traitements isothermes permet d'étudier séparément l'influence du temps et de la température sur la décomposition de l'austénite en conditions hors d'équilibres, c'est-à-dire en dessous de la température Ac_1 . La technique employée consiste à austénitiser un échantillon de faibles dimensions puis à le refroidir très rapidement jusqu'à une température $T_i < Ac_1$, puis maintenu à cette température. Lors du passage rapide de T_a à T_i on suppose que l'austénite ne subit aucune évolution.

On distingue deux mécanismes de décomposition de l'austénite en condition isotherme, à savoir les transformations avec diffusion et les transformations sans diffusion.

3.1. Les transformations avec diffusion

Lorsque la température de maintien est comprise entre les températures Ac_1 et Ms (défini ultérieurement), les transformations isothermes de l'austénite conduisent à la formation de la ferrite et carbures : $(A) \rightarrow (F+C)$ par phénomène de diffusion qui gouverne la cinétique de ce type de transformation.

A une température donnée de maintien isotherme, la transformation de l'austénite (A) débute après un certain temps dit d'incubation noté t_0 , où rien ne se produit, et se termine au bout d'un certain temps noté t_1 . Dans l'intervalle de temps $[t_0, t_1]$, l'austénite se transforme graduellement en ferrite et carbure (F+C). Il existe des moyens expérimentaux qui permettent d'estimer le temps, noté t_y , au bout duquel une fraction massique y_γ d'austénite s'est transformée. Ceci permettra, par la suite, de tracer des courbes iso-austénitiques (figure 3) définissant pour chaque température de maintien, la cinétique de transformation isotherme de l'austénite.

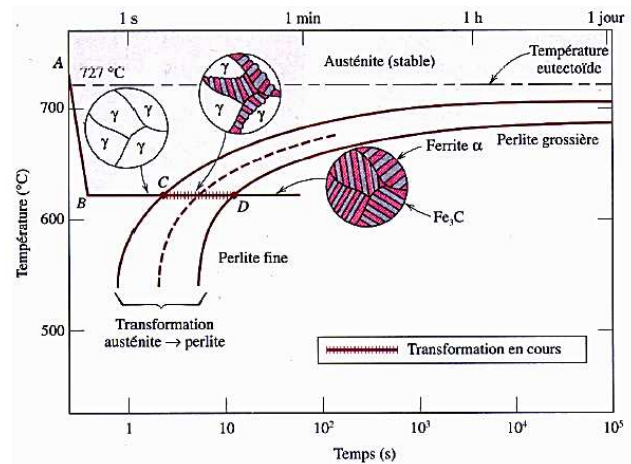


Fig. 3 courbes iso-austénitiques de transformation de l'austénite

Tant que la température de maintien isotherme est supérieure à la température Ms , la cinétique de transformation de l'austénite est gouvernée par :

- Le potentiel $\gamma_{CFC} \rightarrow \alpha_{CC}$ qui est d'autant plus grand qu'on s'écarte de Ac_1 ,
- La capacité de formation des carbures qui devient de plus en plus difficile avec des températures de maintien plus proche de Ms (difficulté accrue de diffusion du carbone).

En effet, dans l'intervalle des températures où la transformation avec diffusion est dominante, on peut discriminer deux autres mécanismes différents aboutissant chacun à la formation de l'agrégat ferrite + carbure (F + C). Ces deux mécanismes sont communément appelés

- Transformation perlitique, active dans l'intervalle de température $550^\circ\text{C} < T < Ac_1$
- Transformation bainitique, active dans l'intervalle de température $Ms < T < 550^\circ\text{C}$.

3.1.1. La transformation perlitique

Elle intervient pour les températures élevées du domaine des transformations isothermes de l'austénite ($550^{\circ}\text{C} < T < A_{c1}$). L'agrégat « ferrite + carbure » formé est de type perlite lamellaire (figure 4). La phase nucléante est le carbure. Les lamelles de perlite ont, au fur et à mesure que la température T s'abaisse, une épaisseur de plus en plus fine.

La perlite a une dureté d'autant plus élevée que sa température de formation est basse.

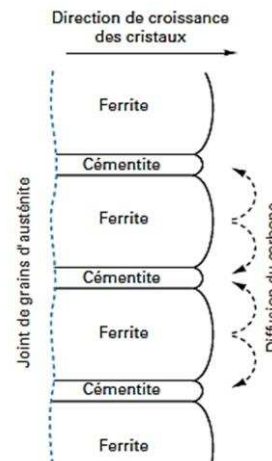


Fig. 4 Schéma de la croissance des îlots de perlite lamellaire

3.1.2. La transformation bainitique

Lorsque le maintien isotherme se fait à des températures telles que $M_s < T < 550^{\circ}\text{C}$, la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ produit encore de la ferrite saturée en carbone et des cristaux de cémentite, mais elle ne conduit plus à un agrégat de type eutectoïde ; elle génère des produits dont la morphologie est fondamentalement différente de celles des constituants apparus dans le domaine supérieur de température. Ce nouveau produit s'appelle bainite.

La transformation commence par la germination de la ferrite dans les joints des grains de l'austénite. Des colonies de germes apparaissent le long des joints et provoquent la formation de plaquettes de ferrite qui poussent parallèlement, la cémentite précipite entre elles.

On distingue deux types de bainite comme le montre la figure 5 :

La bainite supérieure (dans la zone supérieure du domaine bainitique). Formée par des plaquettes de ferrite rassemblées en groupes dans lesquels elles sont disposées parallèlement. Les précipités de cémentite étant dispersés entre elles et disposés aussi parallèlement à la même direction principale, ce qui confère à ces constituants de mauvaises caractéristiques de résilience.

La bainite inférieure aciculaire (dans la zone inférieure du domaine bainitique). Les carbures de fer précipitent à l'intérieur des aiguilles de ferrite sous forme de plaquettes très fines conduisant à un durcissement par précipitation. La bainite inférieure présente un excellent compromis entre la limite élastique et la résilience.

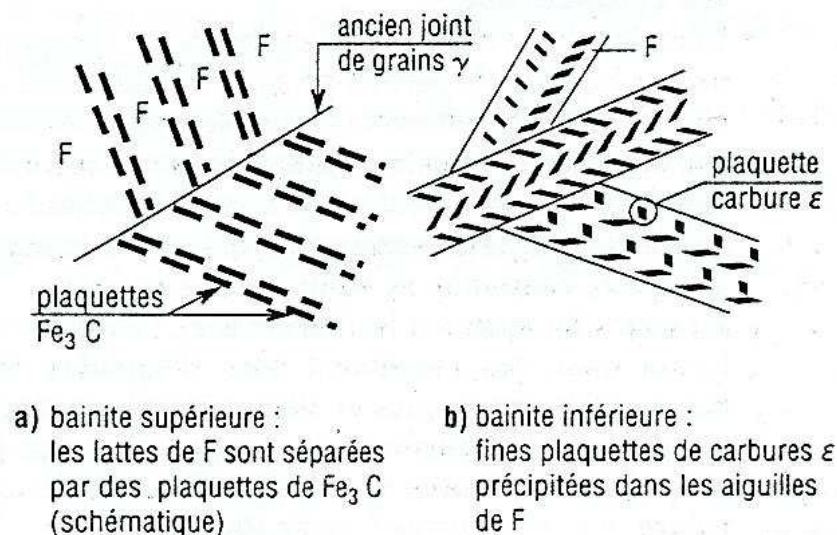


Fig. 5 structure du bainite a) supérieure, b) inférieure

3.2. Transformation sans diffusion ou martensitique

Lorsque la température de maintien est inférieure à la température du point M_s (Martensite Start), dépendant de la composition chimique et des conditions d'austénitisation, la transformation de l'austénite prend un caractère très différent et donne naissance à une nouvelle phase aciculaire particulière, communément appelé la martensite.

La martensite est obtenue par cisaillement complexe du réseau de l'austénite. Elle apparaît à l'échelle micrographique sous forme d'aiguilles. La diffusion n'intervenant pas dans cette transformation ce qui fait que la martensite a la même composition chimique que l'austénite initiale. La martensite est sursaturée en carbone par rapport à une ferrite d'équilibre.

La transformation de la martensite correspondant au passage d'une structure CFC à une la structure quadratique centrée (figure 6) qui est moins compacte, elle se fait donc avec augmentation de volume.

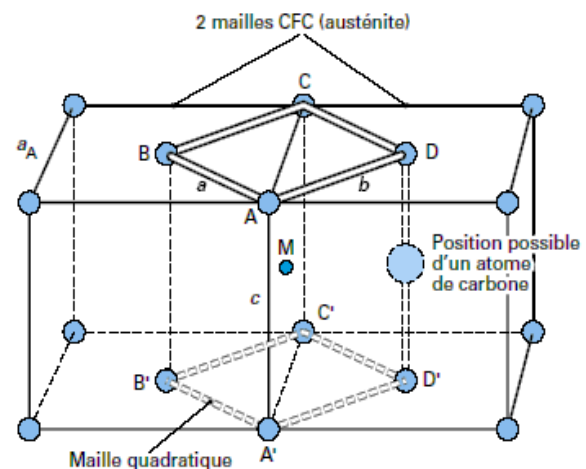


Fig. 6 Formation de la maille quadratique centrée de la martensite

La transformation martensitique est quasi instantanée et à chaque température $T < M_s$, une fraction déterminée d'austénite se transforme en martensite. Un maintien isotherme ne modifie pas le taux d'avancement de la réaction. Les courbes iso-austénitiques sont donc des parallèles à l'axe des temps.

La valeur de M_s peut être déterminée à l'aide des relations de type :

- ✓ $M_s = 550 - 361 C - 39 Mn$: aciers non alliés,
- ✓ $M_s = 541 - 474 C - 33 Mn - 17 Cr - 6 Mo$: aciers faiblement alliés.

Le point M_f désigne la température en dessous de laquelle il ne se forme plus de martensite. M_f ne peut être strictement déterminée et on considère souvent que : $M_f = M_s - 215^\circ C$.

La martensite des aciers est très dure et très résistante mais extrêmement fragile. La dureté de la martensite des aciers est essentiellement due à la présence du carbone en insertion. Cette dureté croît en même temps que le pourcentage en carbone (figure 7).

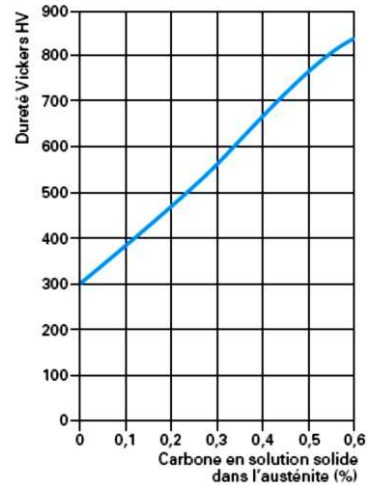


Fig. 7 Évolution de la dureté de la martensite en fonction de la teneur en carbone

Chapitre 5

LES TRAITEMENTS THERMIQUES ISOTHERMES

1. Les courbes TTT ou courbes iso-austénitiques

Les lois de décomposition de l'austénite hors d'équilibre sont très importantes pour les traitements thermiques isothermes. Il est d'usage, pour représenter ces lois, d'utiliser des réseaux de courbes dites courbes TTT (Température – Temps – Transformation), tracées en portant en ordonnées la température et en abscisses les logarithmes du temps. Un diagramme TTT est valable pour une composition chimique donnée, une température d'austénitisation donnée et une taille de grain donnée. La forme et la position des courbes TTT sont très sensibles à la composition chimique de l'acier.

Une courbe TTT est le lieu des points correspondant à une fraction massique constante d'austénite transformée, appelé courbe iso-austénitique (figure 1). En général, on trouve :

- La courbe correspondante au début de la décomposition de l'austénite ;
- La courbe correspondante à la fin de la décomposition de l'austénite ;
- La courbe correspondante à 50% d'austénite transformée généralement en pointillé.

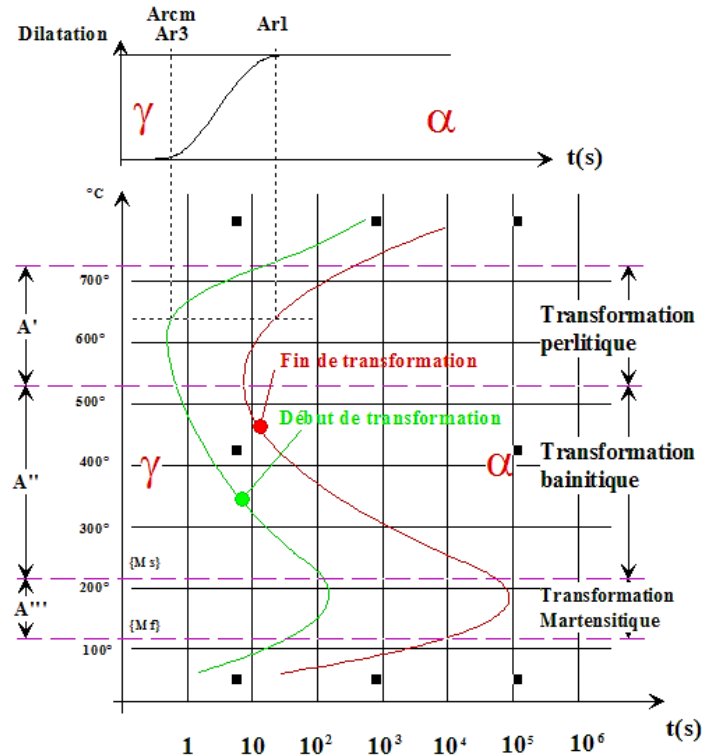


Fig. 1 Diagramme TTT schématisé

Sur la figure 2 on trouve le diagramme TTT de l'acier hypoeutectoïde 45 Mn Si 6 correspondant au cas de certains aciers alliés. On y trouve les informations suivantes :

La désignation normalisée de l'acier, la composition chimique, la température d'austénitisation accompagnée du temps de maintien recommandé et l'indice de la grosseur du grain.

L'axe des ordonnées, à gauche du diagramme, est exprimé avec une échelle linéaire des températures. A droite, en ordonnée, sont indiqués les duretés généralement en HRC ou HRB.

L'axe des abscisses est exprimée en logarithmes des temps couvrant un intervalle allant d'une seconde jusqu'à 24 heures. Les principaux domaines présents dans le diagramme sont :

- Le domaine repéré 1, (A+F), est le domaine de ferrite proeutectoïde ;
- Le domaine repéré 2, (A+F+C), est le domaine perlitique ;
- Le domaine repéré 3, (A+F+C), est le domaine bainitique ;
- Le domaine repéré 4, (A+M), est le domaine martensitique.

45 Mn Si 6

C%	Mn%	Si%	S%	P%	Ni%	Cr%	Mo%	Cu%	V%
0,45	1,5	1,34	<0,01	0,017	0,03	0,03	<0,01	0,09	0,04

Austénitisé à 925 °C 30mn

Grosesur du grain : 8-10

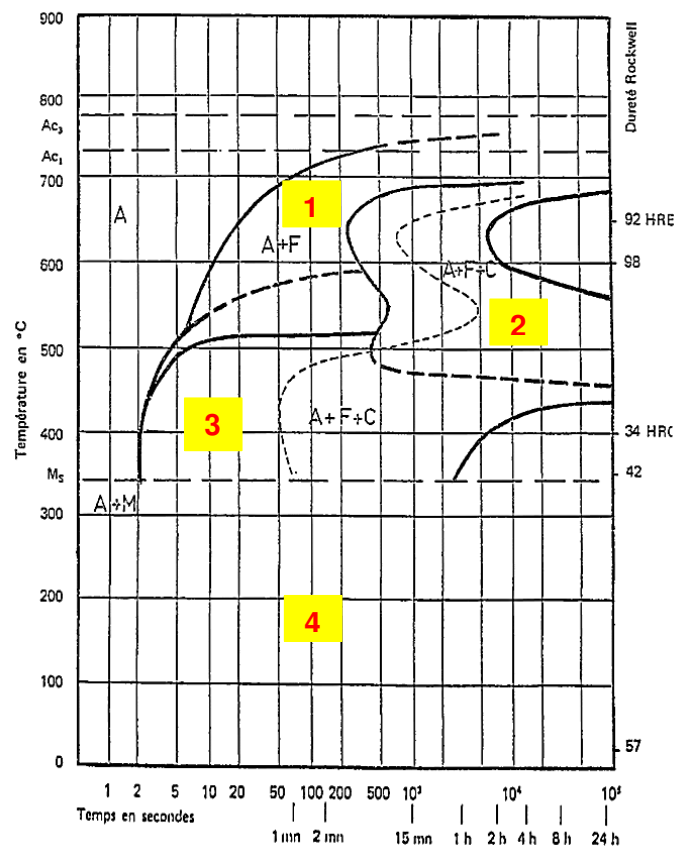


Fig. 2 Diagramme TTT d'un acier hypoeutectoïde du type 45 Mn Si 6

La lecture des diagrammes TTT se fait uniquement suivant une horizontale (isotherme).

La vitesse de refroidissement entre la température d'austénitisation et la température de maintien isotherme est souvent considérée comme très rapide. On représentera donc le refroidissement par une verticale (il est évident que pour des pièces massives, le refroidissement n'est pas immédiat).

2. Influence des éléments d'alliages sur le diagramme TTT

Les éléments d'alliage influent sur les courbes constituant les diagrammes TTT. Ils agissent sur les courbes et sur la température du point Ms. nous devons distinguer les éléments d'alliage en fonction de leur pouvoir carburigène.

2.1. Influence de la teneur en carbone

Généralement tant que la teneur en carbone reste inférieure à la composition de l'eutectoïde, cet élément repousse les courbes vers la droite, c'est-à-dire augmente à la fois les temps d'incubation et les durées de maintien nécessaires pour achever la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ et, cela, sans modifier la forme de l'ensemble des courbes.

2.2. Éléments d'alliage non carburigènes, Mn, Si, Ni, Cu

Ils décalent les courbes vers la droite des diagrammes TTT donc ils augmentent le temps d'incubation. Le seul élément qui fait exception à cette règle est le cobalt qui provoque un effet opposé.

2.3. Éléments d'alliage carburigènes Cr, Mo, V, W, Ti

Ils décalent eux aussi les courbes vers la droite du diagramme TTT, par ailleurs, ils interviennent dans le processus de précipitation du carbone provoquant l'apparition de précipités aux formes nouvelles tels que les carbures fibreux et les carbures fins.

3. Les traitements thermiques isothermes industriels des aciers

La trempe classique est caractérisée par un refroidissement rapide jusqu'à la température ambiante. Elle présente donc divers inconvénients résultant du fait que les diverses régions de la pièce ne subissent pas tous la même vitesse de refroidissement, notamment si la pièce à traiter est massive ou présentant des formes complexes. Par conséquent, ces régions peuvent ne pas subir la même transformation ou pas en même temps. L'accroissement de volume qui accompagne la transformation martensitique à l'intérieur de la pièce se heurtera à la résistance des couches externes déjà transformées, d'où apparition de tensions internes et même de tapures. Les méthodes de trempes étagées évitent donc ces inconvénients.

3.1. La trempe étagée martensitique (Martempering)

Après austénitisation, on trempe la pièce à traiter dans un bain à une température juste supérieure à Ms (figure 3). Au cours de la période d'incubation qui précède, éventuellement la transformation bainitique, la pièce a le temps de diminuer l'écart de température entre le cœur

et la surface et peut atteindre parfois un équilibre des températures si les courbes TTT sont suffisamment décalées vers la droite. Il est possible, lorsque cet équilibre est réalisé, de refroidir la pièce de façon à obtenir une transformation martensitique sans que la transformation bainitique ait commencé. La pièce étant en équilibre de température, on obtient une martensitique sans contrainte et le risque de tapures est pratiquement nul.

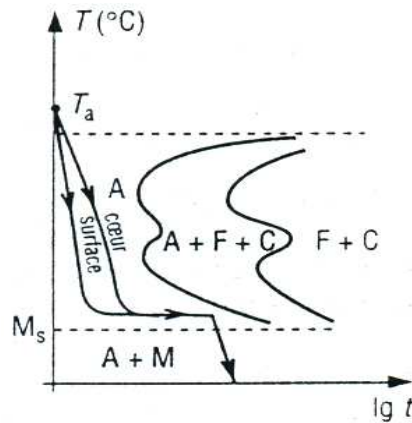


Fig. 3 Principe de la trempe étagée martensitique

3.2. La trempe étagée bainitique (Austempering)

Si on donne au bain de trempe une température favorable pour une transformation bainitique. Si on maintient la pièce, dans ce bain, le temps nécessaire à l'achèvement de la transformation, on aura une transformation bainitique complète (figure 4). La structure obtenue est partiellement résistante et tenace.

Lorsqu'on atteint 50% d'austénite transformée en bainite on peut placer la pièce à une température en dessous de M_s pour transformer les 50% d'austénite restante en martensite et avoir ainsi une structure mixte formée de 50% bainite et 50% martensite.

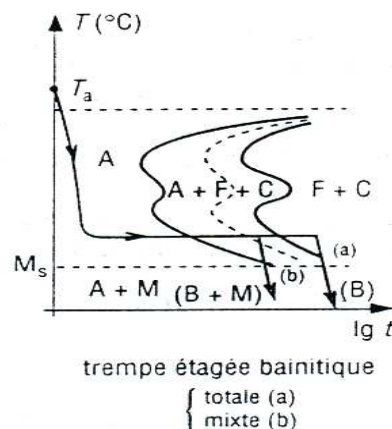


Fig. 4 Principe de la trempe étagée bainitique

3.3. La trempe étagée perlitique ou recuit isotherme

On peut effectuer un maintien isotherme dans le domaine de la perlite, laisser la transformation s'achever puis refroidir (figure 5). La structure obtenue est perlitique, ses propriétés sont comparables à celles d'un acier trempé et revenu à haute température, mais le traitement ainsi réalisé est plus rapide et par suite plus économique. Toutefois, ce traitement conduit à des résiliences plus faibles, à dureté égale, que les traitements de trempe et revenu usuels.

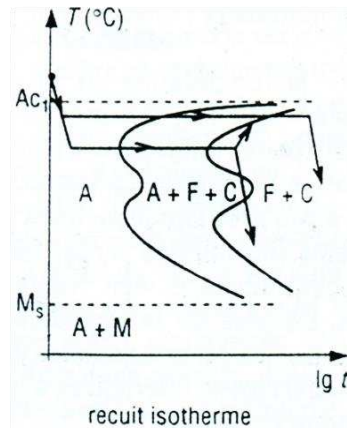


Fig. 5 Principe du recuit isotherme

3.4. La trempe étagée austeniformage

C'est un traitement thermomécanique qui consiste à une déformation plastique intense (forgeage, laminage, etc.) dans le domaine austénitique avant la transformation martensitique. Cela exige d'utiliser une nuance dont le diagramme présente des domaines perlitiques et bainitiques séparés par une zone de très grande stabilité d'austénite permettant la réalisation de la déformation plastique souhaitée. Cet important écrouissage augmente considérablement la densité des dislocations de la phase austénitique conduisant ensuite à une martensite beaucoup plus fine et à des caractéristiques améliorées après revenu. Le gain sur Re et Rm peut être de 25 à 50%.

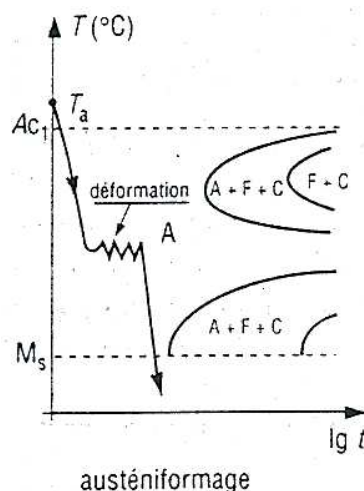


Fig. 5 Principe de l'austéniformage

Chapitre 6

LES TRAITEMENTS THERMIQUE ANISOTHERMES

1. Introduction

Les courbes TTT étudiées au chapitre précédent ont été établies en conditions isothermes. En pratique, les traitements thermiques comportent, très fréquemment, un refroidissement continu depuis la température d'austénitisation jusqu'à la température ambiante dans des milieux de refroidissement tels que l'eau, l'air et l'huile. Les débuts et fins de transformations obtenues en refroidissement continu, ne coïncident pas avec ceux obtenus en condition isotherme.

Dans ces conditions et pour faire l'étude de la trempe des aciers, Il paraît utile de prendre, non pas les courbes TTT établies en conditions isothermes, mais les courbes TRC (Trempe en Refroidissement Continu).

2. Les courbes TRC

Dans ce qui suit, on va présenter et étudier un exemple de diagramme TRC relatif à la nuance d'acier 36CrNiMo4 (figure 1).

Chaque diagramme TRC est valide pour une composition chimique donnée, des conditions d'austénitisation fixées et une grosseur de grain donnée. Ces informations ainsi que la désignation normalisée de l'acier, figurent habituellement en haut du diagramme.

un diagramme TRC se compose d'un axe des ordonnées exprimées en échelle linéaire de température en degré Celsius, un axe des abscisses exprimées en échelle logarithmique des temps, des courbes de refroidissements partant toutes de la température d'austénitisation pour atteindre finalement la température ambiante et un tableau qui donne une valeur approximative de la dureté (HV et/ou HRC) après trempe.

Comme pour les diagrammes TTT, les courbes de début et de fin de transformation figurent en traits pleins tandis que celle correspondant à la fraction 50% d'austénite transformée est tracée, généralement, en pointillés.

En températures décroissantes, les domaines sont :

- ✓ A+F : domaine ferritique proeutectoïde ;
- ✓ A+F+C : domaine perlitique ;
- ✓ A+F+C : domaine bainitique ;
- ✓ A+M : domaine martensitique.

La lecture des diagrammes TRC s'effectue le long des courbes de refroidissement $T=f[\log(t)]$. A la sortie de chaque domaine et sur chaque courbe de refroidissement figure un nombre qui représente le pourcentage d'austénite transformé à l'intérieur du domaine traversé.

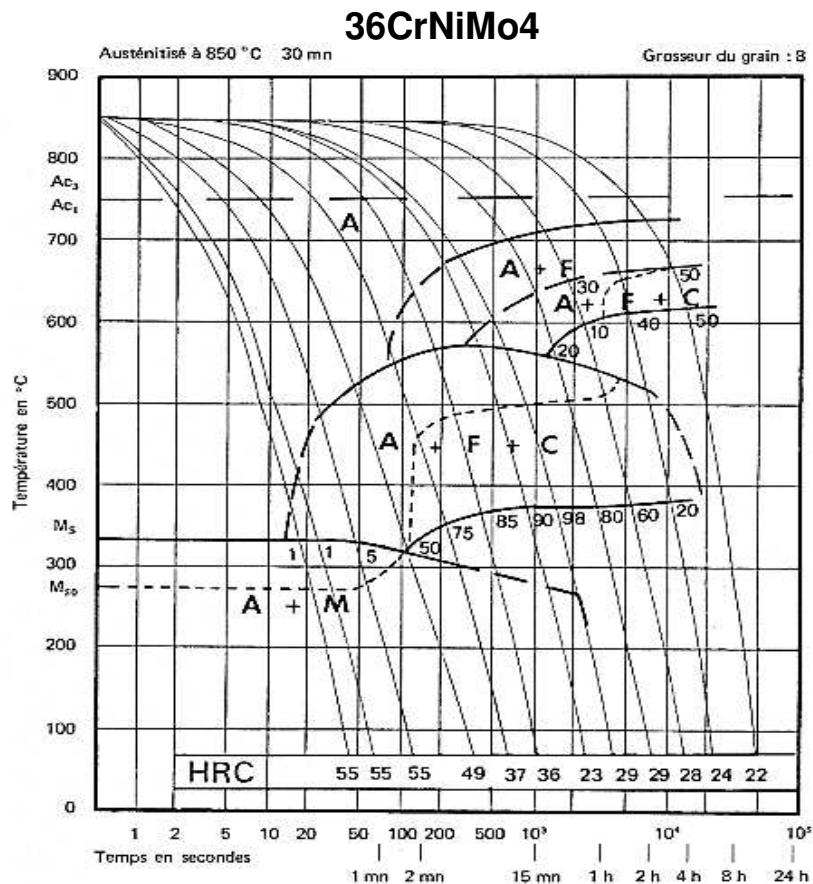


Fig. 1 Diagramme TRC de l'acier 36CrNiMo4

Chaque courbe de refroidissement représente, en effet, une vitesse de refroidissement (figure 2) qu'on peut calculer ainsi :

La vitesse moyenne de refroidissement correspondant à chaque courbe $T = f[\log(t)]$ sera définie dans l'intervalle de température entre 700 et 300°C de la manière suivante :

$$V_{300}^{700} = \frac{(700 - 300)}{(t_{300} - t_{700})} [^{\circ}\text{C}/\text{s}]$$

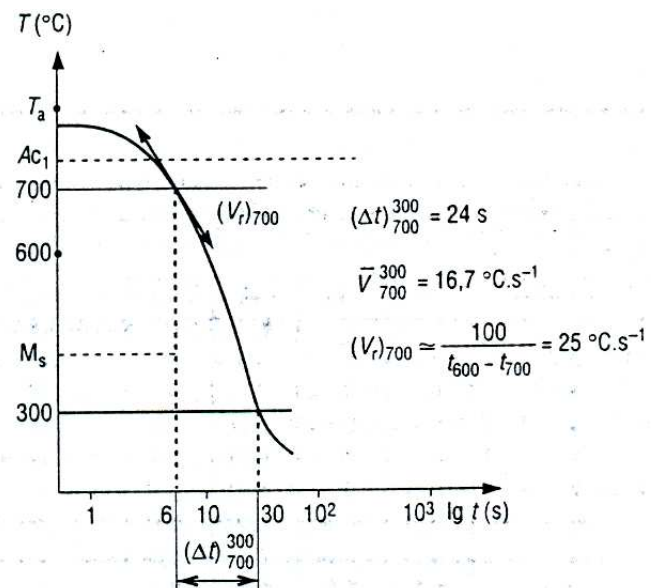


Fig. 2 Méthode de calcul des vitesses de refroidissements

3. Vitesse critique de trempe

Un rond est considéré comme trempé quand il acquit par refroidissement une structure à **plus de 50% de martensite au cœur**.

La vitesse de refroidissement qui donne une structure de 50% de martensite au cœur est dite vitesse critique de trempe (V_{CT}). Cette dernière caractérise l'aptitude de l'acier à prendre la trempe. Plus cette vitesse est faible, plus il est facile de tremper l'acier et ce en réduisant les risques de tapures. Les aciers non alliés ont des V_{CT} élevées qui ne peuvent être réalisées que par refroidissement énergétique, trempe à l'eau par exemple. Les aciers alliés ont, au contraire, des V_{CT} faibles. Certains aciers alliés ont même des V_{CT} assez faibles pour qu'elles puissent être trempées par simples refroidissement à l'air calme, ces aciers sont dits autotrempants.

À partir d'un diagramme TRC on peut estimer la V_{CT} et ce on la calculant sur la loi de refroidissement la plus lente mais qui ne traverse pas les domaines de transformations avec diffusion (figure 3).

On peut aussi estimer de la même manière la vitesse critique bainitique V_{CB} et la vitesse critique de recuit V_{CR} qui est la vitesse la plus rapide mais qui donne des structures d'équilibre.

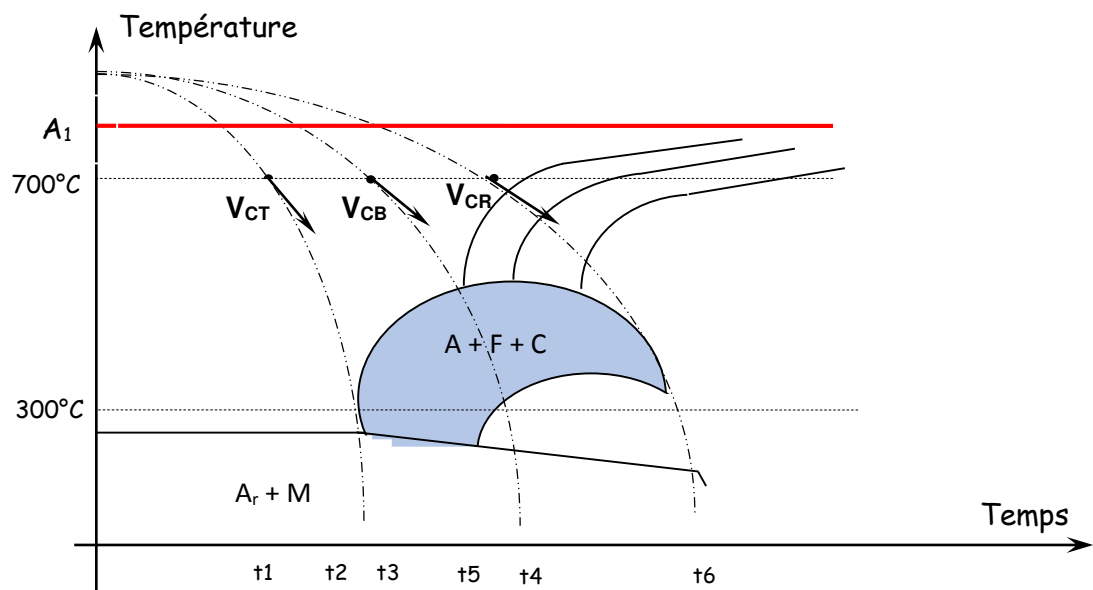


Fig. 3 Estimation graphique des vitesses critiques : martensitique, bainitique et de recuit

4. Influence des éléments d'alliages sur le diagramme TRC

L'influence des éléments d'alliage sur la position et la forme des courbes TTT, déjà vue au chapitre précédent, s'applique aussi aux diagrammes TRC.

- Tous les éléments d'alliage, à l'exception du Co, décalent les courbes vers la droite ;
le cobalt les décalant vers la gauche ;

- Les éléments carburigènes font apparaître une discontinuité, voire une séparation entre le domaine supérieur (ferrite + perlite ou carbure + perlite) et le domaine bainitique.

Chapitre 7

CARACTERISATION DE LA TREMPABILITÉ ESSAI JOMINY

1. Introduction

La trempabilité est définie par la norme NF A 20-010 comme étant : « l'aptitude d'un produit ferreux à donner lieu aux transformations martensitique et/ou bainitique ».

Parmi les méthodes utilisées pour définir une expression quantitative de la trempabilité on distingue l'essai Jominy qui est décrit par la norme NF A 04-303

2. Principe de l'essai Jominy

L'essai Jominy est réalisé sur une éprouvette normalisée dans le but de soustraire, en une seule opération, une indication globale sur la trempabilité d'un acier. L'essai est mené en trois étapes :

- L'austénitisation de l'éprouvette normalisée (Figure 1) à une température T_a (selon la nuance)
- Refroidissement par le bout, comme le montre la figure 2, par un jet d'eau à l'aide d'une buse verticale de diamètre 12.5 mm située à 12.5mm du bout inférieur de l'éprouvette et débitant de l'eau à une température comprise entre 15 et 25°C sous une pression déterminée ;
- Réalisation d'un méplat sur lequel seront mesurés des duretés le long d'une génératrice (figure 3). Les points de mesure de la dureté sont situés à 1,5 – 3 – 5 – 7 – 9 – 11 – 13 – 15 – 20 – 30 – 40 – 50 – 60 – 70 – 80 mm de l'extrémité arrosée et sont désignés par $J_{1,5}$, J_3 , ... J_x .

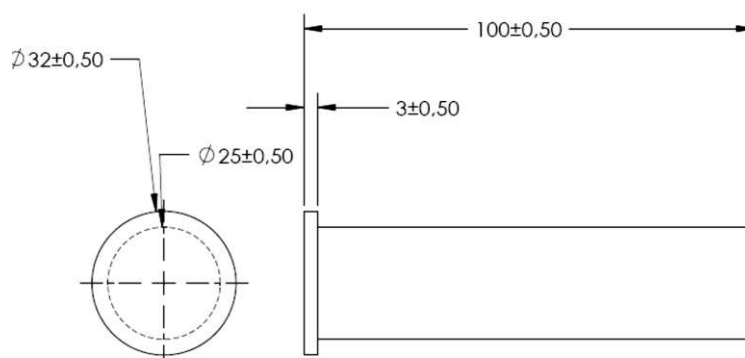


Fig. 1 Dimensions normalisées de l'éprouvette Jominy.

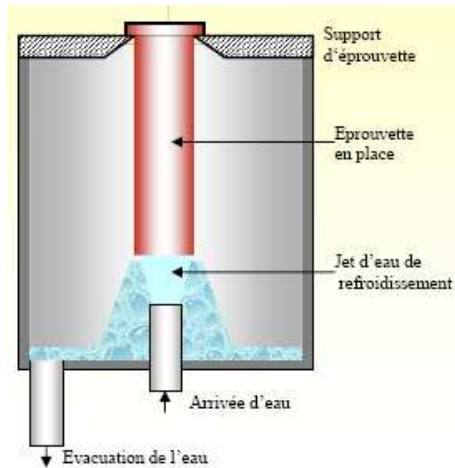


Fig. 2 Dispositif de l'essai Jominy

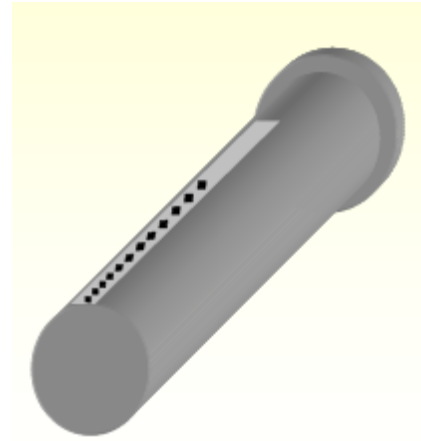


Fig. 3 Mesures de dureté sur le méplat effectué sur l'éprouvette Jominy

Le résultat d'un essai est présenté graphiquement par la courbe dureté = $f(J_x)$ comme on le voit sur la figure 4.

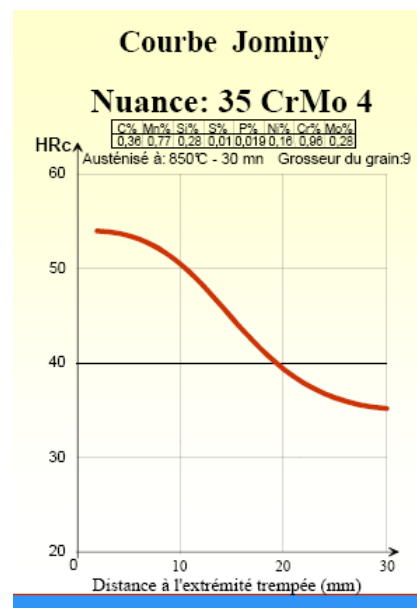


Fig. 4 : Courbes Jominy pour l'acier 35CrMo 4

3. Exploitation des courbes Jominy

La connaissance des courbes Jominy de diverses nuances permet une comparaison rapide de leur trempabilité (figure 5). Pour les aciers de mauvaise trempabilité (XC55) la dureté est maximale à la surface puis elle chute très rapidement vers la dureté du matériau de base. La couche affectée par la trempe est très réduite dans ce cas. La courbe Jominy des aciers de mauvaise trempabilité possède une forte inflexion matérialisant la différence de la dureté enregistrée entre le cœur et la surface de la pièce.

Dans le cas des aciers de bonne trempabilité, la courbe Jominy gagne une allure horizontale (30NiCrMo12) ce qui traduit une bonne pénétration de tremp caractérisée par une différence faible de la dureté enregistrée à la surface et le cœur de la pièce.

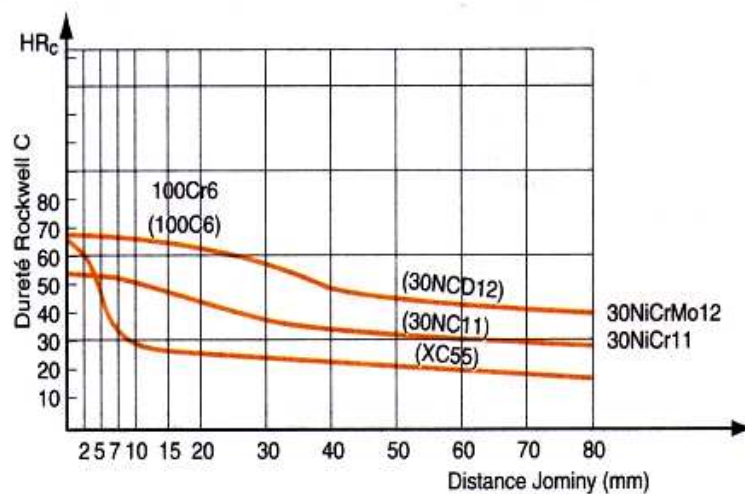


Fig. 5 : Courbes Jominy pour plusieurs nuances d'acier

4. Facteurs influençant la courbe Jominy

La courbe Jominy qui traduit la trempabilité de l'acier est sensible à tous facteurs agissant sur la vitesse de germination de la ferrite et du carbure. La présence des éléments d'alliages en solution solide dans l'austénite (sauf le Cobalt) retarde la germination des carbures ce qui augmente sensiblement la trempabilité. Ceci explique la nette différence de trempabilité entre les aciers alliés et non alliés.

Le grossissement de grains austénite améliore la trempabilité mais dégrade la plupart des propriétés mécaniques, on n'emploie donc jamais ce moyen pour augmenter la trempabilité d'un acier.

5. Courbe de pénétration de tremp (courbe en U)

Lors de la tremp d'une pièce, les différents points ne subissent pas la même vitesse de refroidissement donc chaque profondeur subit une loi de refroidissement et par la suite une dureté différente.

Cette pénétration de tremp peut être quantifiée par mesure de la dureté après traitement en fonction de la position dans la pièce généralement le long d'un diamètre. La courbe obtenue sur des pièces cylindriques est communément appelée « courbe en U ».

Il est possible d'établir une correspondance entre les points d'une pièce et les points équivalents de l'éprouvette Jominy. Les abaques proposés par Wyss permettent de tracer la courbe en U d'un rond d'un matériau donné qui a subi une tremp avec une sévérité donnée.

La figure 6 suivante explique le principe de la correspondance entre la courbe Jominy et la courbe en U via l'abaque de Wyss.

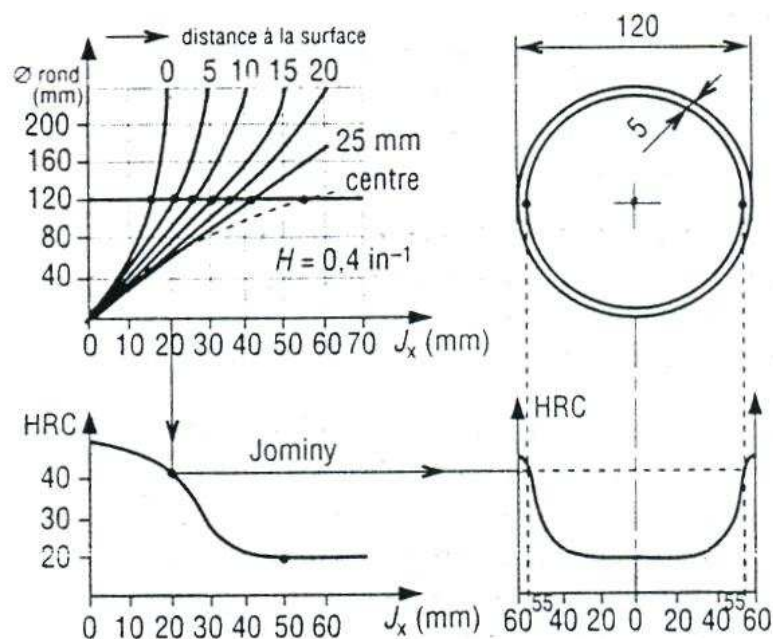


Fig. 6 détermination de la courbe en U en fonction des courbes de Jominy et de Wyss

Chapitre 8

REVENU ET RECUIT DES ACIERS

1. Le revenu des aciers

1.1. Principe et but du traitement de revenu

Lorsqu'un acier subi un traitement thermique de trempe par refroidissement continu, il est souvent caractérisé par :

- **Sa constitution** : selon sa trempabilité et les conditions de refroidissement utilisées, il peut contenir de la martensite, bainite, ferrite, etc.
- **Son état de contrainte interne ou résiduelle due au traitement thermique** : la trempe anisotherme est en général un traitement conduisant à un métal résistant et dure du fait de la présence recherchée de la martensite, mais dont la ductilité (A%) et la résilience (Kcv) sont très faibles pour la même raison. Si on tient compte également d'un niveau de contraintes internes souvent important, il est évident qu'un acier ne peut être mis en service directement à l'état trempé.

L'opération de revenu est destinée à provoquer un retour plus ou moins marqué vers l'état stable et d'atténuer ainsi la fragilité des pièces trempées tout en conservant une dureté suffisante. Le revenu permet aussi de diminuer notablement, voire supprimer, les contraintes résiduelles provoquées par la trempe. Cette suppression de contraintes est d'autant plus marquée que la température du revenu est plus élevée. Pour résumer, le revenu conduit à un métal disposant des caractéristiques convenables montrant un compromis satisfaisant entre les propriétés de résistance (R_m , R_e , dureté, etc.) et les propriétés de déformabilité (A%, Kcv, etc.).

Pratiquement, le revenu est un traitement thermique effectué essentiellement après trempe. Il consiste en :

- Un chauffage à une température T_R en dessous de la température A_{C1} ;
- Un maintien isotherme à la température T_R de durée t_R ;
- Un refroidissement jusqu'à la température ambiante de préférence lentement.

Le choix de T_R et t_R permet de contrôler ce retour plus ou moins complet vers l'état d'équilibre. La température de revenu conditionne la diffusion de carbone dissous dans la martensite.

La figure 1 représente schématiquement un cycle de traitement thermique combiné Trempe + Revenu.

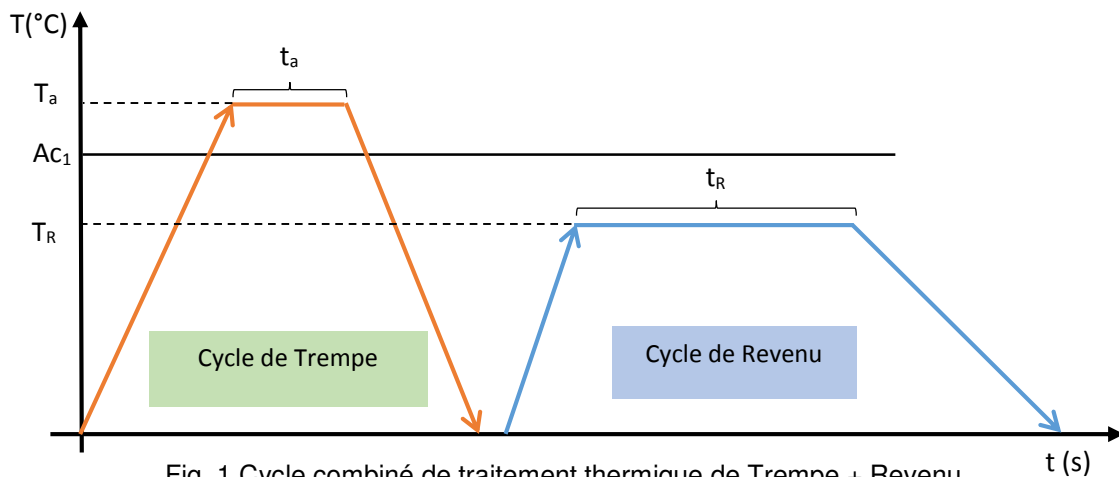


Fig. 1 Cycle combiné de traitement thermique de Trempe + Revenu

1.2. Les Différents types de revenu

En fonction du résultat recherché, on distingue plusieurs types de revenu :

- Revenu de relaxation ou de détente ;
- Revenu de structure ou classique ;
- Revenu de durcissement.

1.2.1. Revenu de relaxation

Il s'effectue entre 180 et 250°C. Il ne provoque aucune modification de structure mais une relaxation des contraintes résiduelles dues au refroidissement brusque pendant la trempe et au changement de phase austénite / martensite qui s'accompagne par une dilatation volumique à cause de la différence de compacité entre les deux phases. Il provoque une légère diminution de la dureté et une légère remontée de la résilience. Il est applicable sur des pièces soumises à des fortes sollicitations sans choc ou devant conserver une forte dureté superficielle.

La vitesse de refroidissement après revenu, a une influence faible sur l'état des contraintes résiduelles. Néanmoins plus le refroidissement est lent, plus les contraintes résiduelles sont faibles. Un refroidissement rapide dans l'eau à partir de 600 °C peut produire des contraintes résiduelles nouvelles.

1.2.2. Revenu de structure ou classique

Dans ce cas, le revenu s'effectue entre 500°C et Ac_1 . Il y a précipitation des carbures très fins qui subissent par la suite un phénomène de coalescence. La martensite se transforme en sorbite¹. On observe une augmentation des caractéristiques de déformabilité A%, Kcv et Z% et une diminution plus importante des caractéristiques de résistance R_e , R_m et la dureté.

¹ Ce constituant n'est pas un produit de décomposition directe de l'austénite puisqu'il correspond, en fait, à un stade de décomposition de la martensite pour des températures supérieures à environ 400°C. C'est un mélange complexe de carbure finement réparti dans une matrice ferritique distordue. Elle conduit à des propriétés mécaniques intéressantes.

Ce type de revenu permet d'établir un compromis entre les caractéristiques mécaniques suivant l'emploi des aciers.

1.2.3. Revenu de durcissement

Effectué entre 450 et 600 °C sur des aciers alliés pouvant provoquer un durcissement appelés durcissements secondaires (cas des aciers au chrome) comme le montre la figure 2. Le mécanisme de durcissement commence d'abord par la précipitation des carbures complexes maintenu en solution dans l'austénite résiduelle puis une déstabilisation de cette dernière qui se transforme en martensite au moment du refroidissement. Ces deux transformations successives vont donc nécessiter un second revenu pour éviter que la martensite secondaire ne provoque une fragilité excessive.

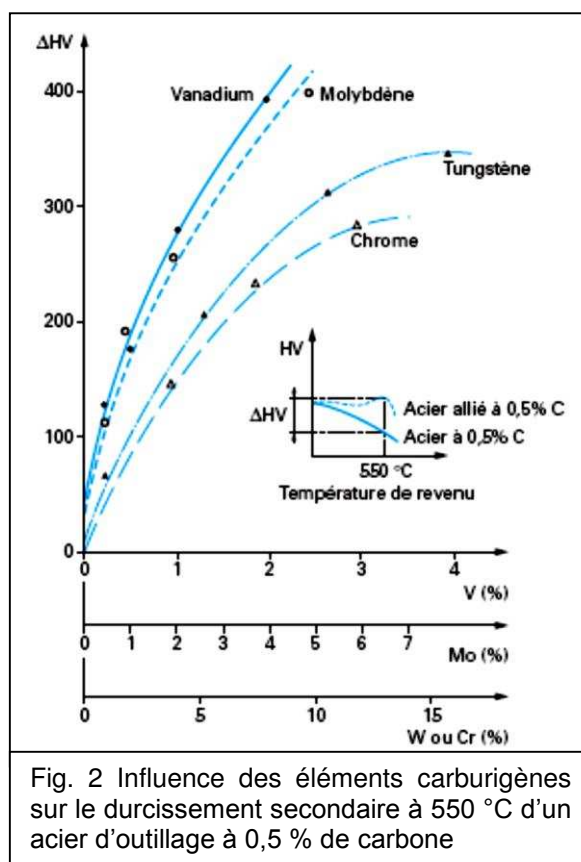


Fig. 2 Influence des éléments carburigènes sur le durcissement secondaire à 550 °C d'un acier d'outillage à 0,5 % de carbone

1.2.4. Évolution des propriétés mécaniques au cours de revenu

Les modifications structurales décrites ci-dessus ont des conséquences importantes sur les propriétés mécaniques. La variété des structures obtenues explique que le revenu constitue un moyen efficace et très souple pour obtenir un ensemble des propriétés ajustées aux exigences de fonctionnement. Cependant, chacun des phénomènes aura des influences propres sur les caractéristiques et il faut envisager des interférences possibles pour expliquer finalement les variations des propriétés obtenues.

La figure 3 schématise l'évolution des propriétés R_m , R_e , K et $A\%$ d'un acier au Ni-Cr en fonction de la température de revenu T_R et pour une durée $t_R = 2$ heures.

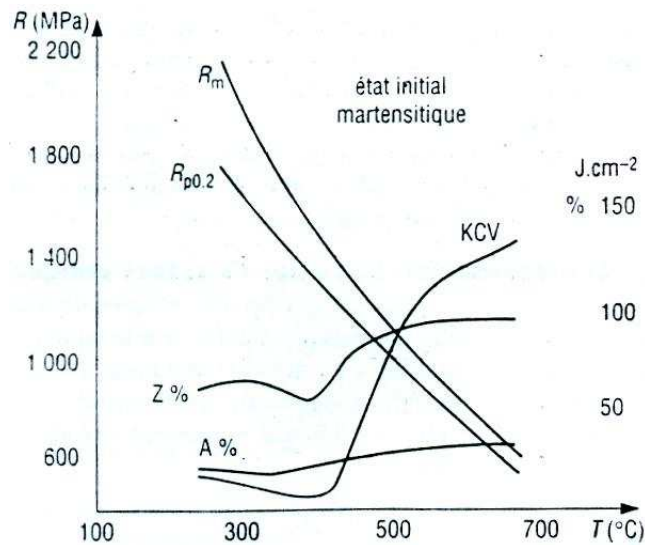


Fig. 3 Évolution des propriétés mécaniques en fonction de la température de revenu

2. Le recuit des aciers

2.1. Principe et but du recuit

Le recuit est un traitement thermique réalisé sur des pièces mécaniques dans le but de :

- Supprimer les effets sur la structure
 - De la solidification ;
 - D'une déformation plastique ;
 - D'un soudage ;
 - D'un traitement thermique antérieur ;
- Mettre le métal dans un état adouci ou de le faire tendre vers cet état si la structure a été perturbée par des traitements antérieurs ;
- Provoquer la formation des structures favorables à l'usinage ou à la déformation à froid ;
- Éliminer ou réduire les contraintes internes dans la pièce ;
- Atténuer les hétérogénéités de la composition chimique.

Le traitement de recuit comporte essentiellement :

- Un chauffage jusqu'à une température de recuit qui dépend du type de correction à apporter ;
- Un maintien isotherme à la température de recuit ;
- Un refroidissement à l'air calme ou suivant une loi programmée.

2.2. Les différents types de recuits

On distingue différents types de recuit selon la correction à apporter :

2.2.1. Recuit où la température maximale atteinte est supérieure à A_{c3}

2.2.1.1. Le recuit d'adoucissement

Ce type de recuit se compose d'un chauffage puis un maintien à une température $T = A_{c3} + 50^{\circ}\text{C}$ suivi d'un refroidissement lent à l'air libre ou dans le four. Il est appliqué sur des pièces ayant subi des traitements thermiques et mécaniques variés afin de faciliter leur déformation à froid ou leur usinage.

2.2.1.2. Le recuit d'homogénéisation (ou de diffusion)

Les aciers bruts de coulée et les aciers moulés portent les traces du phénomène de la ségrégation. Le carbone et les éléments d'alliage sont répartis de manière hétérogène à l'échelle du grain austénitique. Pour réduire cette hétérogénéité, on maintient le métal à haute température dans le domaine austénite et l'homogénéisation du métal s'exécute par diffusion des éléments ségrégués. La température du traitement d'homogénéisation est de l'ordre de $A_{c3} + 200^{\circ}\text{C}$.

Un maintien prolongé à haute température, provoque un grossissement des grains ce qui rend nécessaire un recuit de régénération ultérieur.

2.2.1.3. Le recuit de régénération (ou affinage structural)

Il permet de régénérer les structures surchauffées (cœur des pièces cémentées, zone affectée thermiquement en soudage, etc.). Il se compose essentiellement de :

- Un chauffage sans maintien prolongé à une température légèrement supérieure à A_{c3} de façon à obtenir une austénite à grains fins,
- Un refroidissement à vitesse convenable conduisant à une structure ferrito-perlitique fine.

2.2.2. Recuit où la température maximale atteinte est inférieure à A_{c3}

2.2.2.1. Le recuit de coalescence

Les aciers hypoeutectoïdes présentent après un refroidissement lent une perlite lamellaire. Celle-ci a tendance à craquer lors des opérations de mise en forme et présente une mauvaise résistance à l'usure. Pour pallier à ces insuffisances, on fait recourt au recuit de coalescence qui comprend :

- Un chauffage au voisinage de A_{c1} suivi d'un maintien prolongé à cette température ;
- Un refroidissement lent.

La structure obtenue confère l'usinabilité optimale aux aciers contenant plus de 0.5%C. La cémentite globulaire constitue la structure offrant la meilleure déformabilité pour tous les modes de déformation à froid.

2.2.2.2. Le recuit de recristallisation

Le travail à froid ($T < \frac{T_f}{3}$) d'un métal par déformation plastique conduit à des niveaux élevés d'écrouissage associé à une augmentation des propriétés de résistance et une diminution de la déformabilité et la résilience. Une structure écrouïte est caractérisée par des grains fortement orientés et une forte densité de dislocation. Il est parfois nécessaire de procéder à des recuits de recristallisation pour régénérer de nouveaux grains, diminuer la densité des dislocations et redonner l'aptitude à la déformation plastique au métal.

Le cycle thermique du recuit de recristallisation comprend un chauffage à une température $500^{\circ}\text{C} < T < 700^{\circ}\text{C}$, suivi d'un maintien prolongé à cette température puis un refroidissement lent.

Bibliographie

PRECIS DE METALLURGIE : ELABORATION, STRUCTURE, PROPRIETES ET NORMALISATION, J. Barralis, G. Maeder, édition AFNOR, septembre 1997.

TRAITEMENT THERMIQUES DES ACIERS, Michel Burckel. Édition du renouveau pédagogique CANADA 1983.

METALLURGIE GENERALE, J. Bernard, A. Michel, J. Philibert et J. Talbot édition Masson et Cie 1969.

METALLURGIE (DU MINERAI AU MATERIAU), J. Philibert, A. Vignes, Y. Brichet, P. Combrade édition Masson 1997.

MATERIAU (TOME 2 : MICROSTRUCTURES ET MISE EN ŒUVRE), M. F. Ashby, D. R. H. Jones. édition DUNOD 1992.

TRAITE DES MATERIAUX (INTRODUCTION A LA SCIENCE DES MATERIAUX), W. Kurz J. P. Mercier, G. Zambelli. Presse polytechniques et universitaire Romandes 1995.

TRAITE MATERIAUX METALLIQUES, Techniques de l'Ingénieur.

METALLURGIE, ELABORATION DES METAUX, C. Chaussin et G. Hilly, édition Dunod Paris, 1972.

MATERIAUX, tome 1 et 2, N. Bouaoudja, édition OPU, 1992.

MATERIAUX, J. Lignon et M. Mijon, édition librairie Delagrave, 1967.

TECHNOLOGIE, S. bensaada, D. feliachi, première partie

MATÉRIAUX MÉTALLIQUES, Michel Colombié et coll., 2^{ème} édition Dunod, Paris, 2001, 2008, ISBN 978-2-10-053918-5

MEMOTECH - Génie des matériaux, édition Educalivre, Date de parution : 28/11/2001

http://couteaux.free.fr/acier_technique/acier.html

<http://www.calameo.com/read/000118872c125a93b2024>