

**SAID BENSAADA
NADIA BENDRIHEM
BARAA BENSAADA**

SCIENCE DES MATERIAUX

Première partie



PREFACE

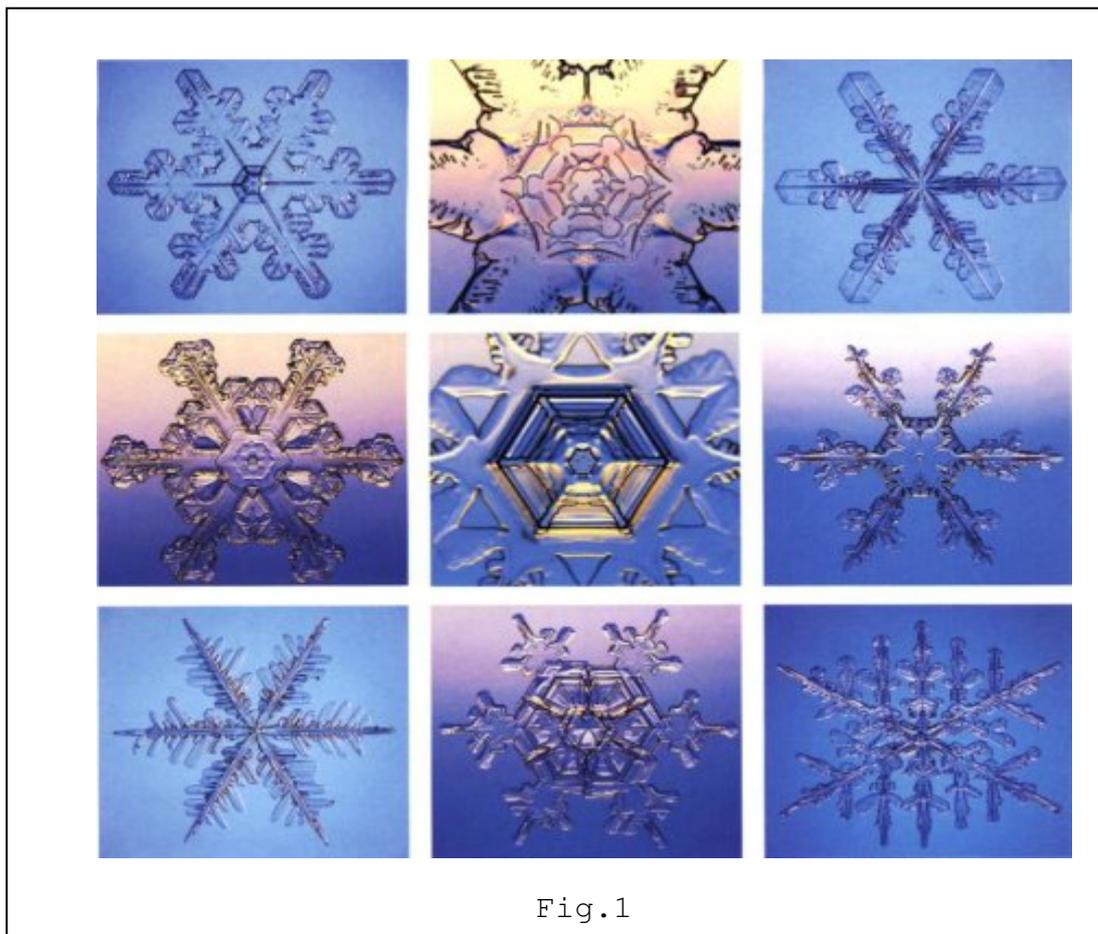
La genèse d'une innovation technologique est constituée par l'ensemble des faits scientifiques et techniques qui ont concouru à sa formation. La connaissance approfondie de cette phase préalable, difficile à observer quand elle est en cours, mais pourrait se reconstituer, à posteriori, est essentielle pour tenter de prévoir et de diriger le flux des changements techniques tout le long des différentes étapes des développements scientifiques. Cette première partie traite les fondements technologiques et les aspects purement métallurgiques des sciences des matériaux. L'étudiant aura à s'imprégner de l'ensemble des techniques et des opérations nécessaires à l'extraction, à l'élaboration et à l'affinage des métaux et leurs alliages. Elle étudie l'aspect technologique des fontes et aciers, les différents alliages, leurs diagrammes d'équilibre, l'influence des éléments d'alliages, les compositions chimiques et les propriétés mécaniques, ainsi que leurs classifications, leurs désignations et leurs utilisations. Cependant, à travers ce premier tome de science des matériaux, nous avons essayé de porter toute l'attention et le soin voulus, du point de vue pédagogique et didactique, afin de vous exposer, de manière utile, les bases fondamentales de la science des métaux quant à leurs différents modes d'élaboration, leurs caractéristiques et leurs emplois dans la conception de la fabrication en génie mécanique et métallurgique au service des étudiants de la filière technologique.

Les Co-auteurs

1. Notions de cristallographie

La cristallographie est une science qui étudie les cristaux c-a-d la formation, la croissance, la forme extérieure, la structure interne et les propriétés physiques de la matière cristallisée. Le mot cristal à son origine grec—►glace. C'est au 19^{ème} siècle que la cristallographie se dégaga progressivement de la minéralogie et se rapprocha de la physique et de la chimie en devenant une science indépendante. Les figures 1 et 2 représentent respectivement :

- des cristaux de neige.
- des cristaux de bloc d'aluminium refroidit, dont la surface est polie et attaquée par un agent chimique, les cristaux allongés sur le contour à partir desquels le refroidissement est parti et les petits grains de cristaux au cœur.



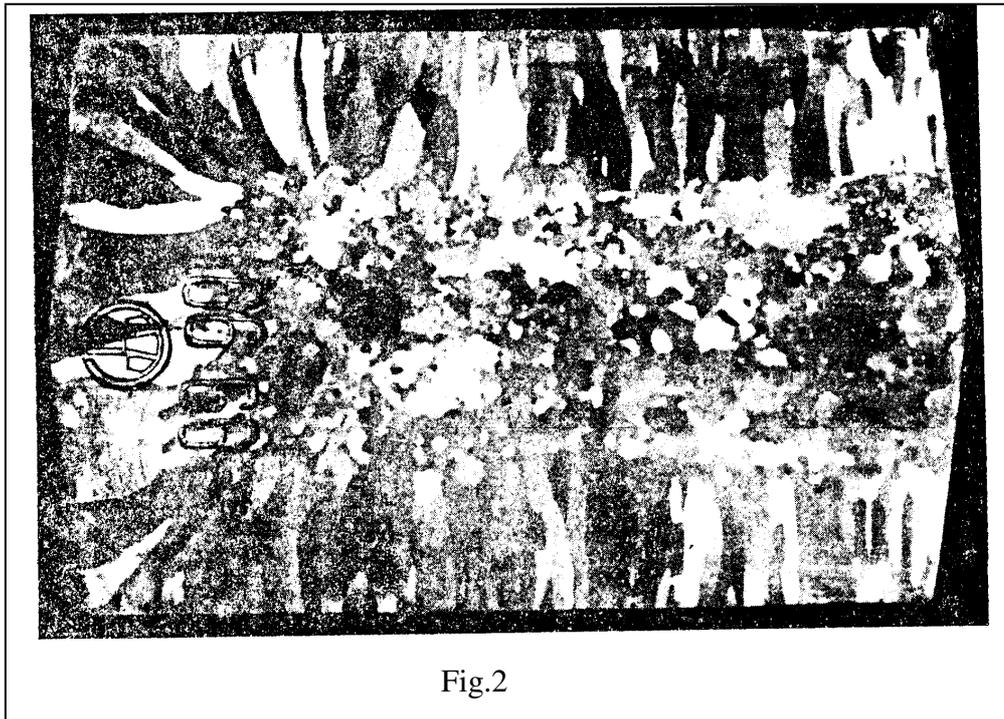


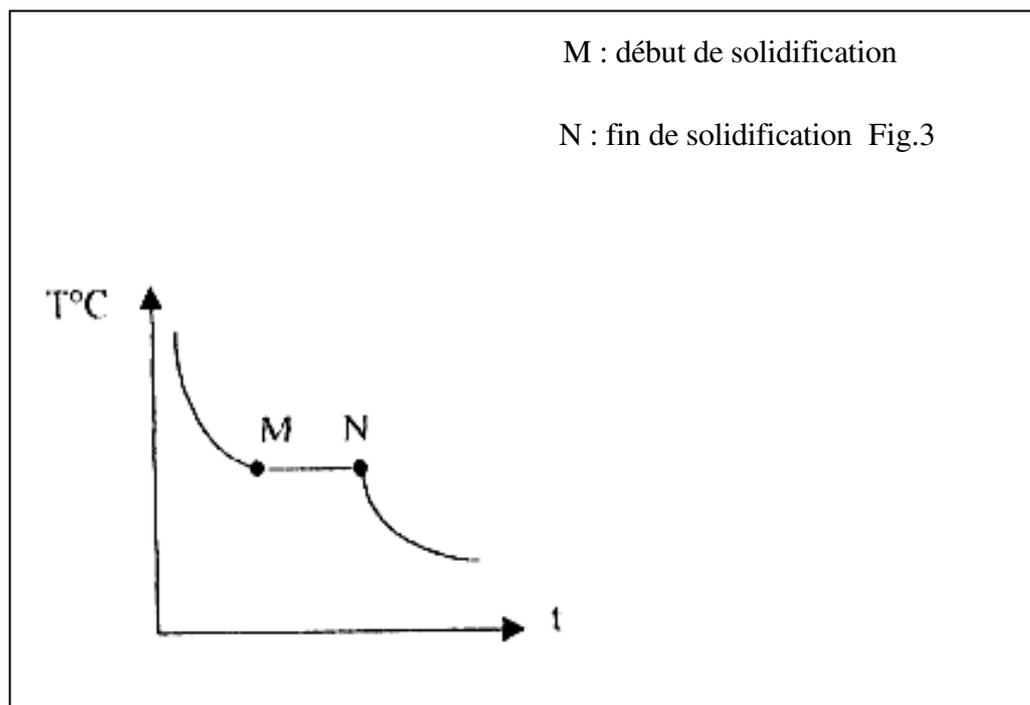
Fig.2

1.1. Corps cristallins et corps amorphes

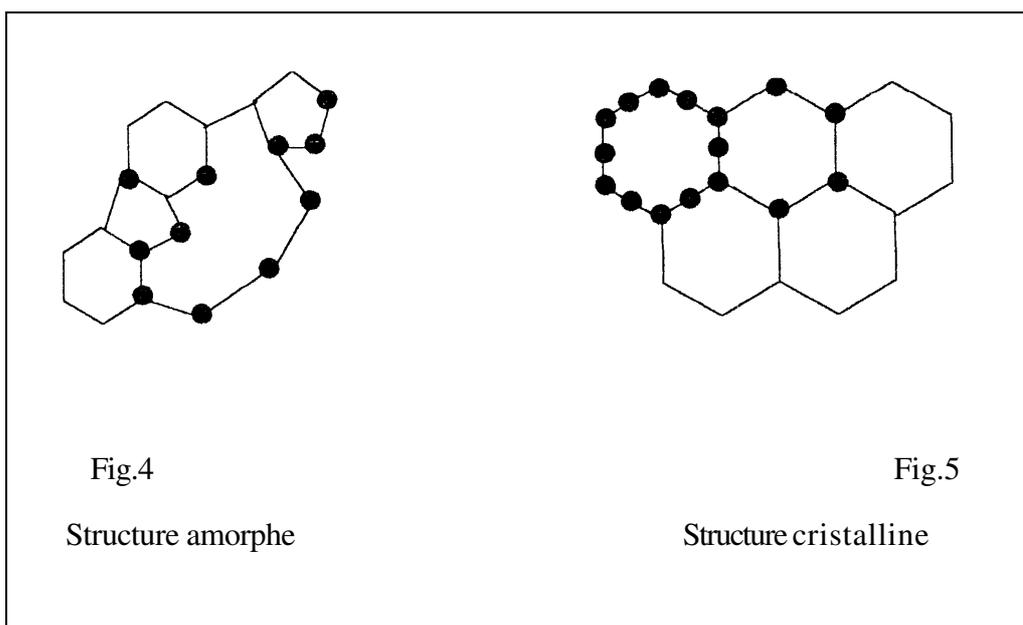
Par structure cristalline on entend l'arrangement des atomes dans un cristal. Un cristal est défini comme étant un corps solide qui a une structure réticulaire et se composant d'atomes (ions) répartis suivant une succession déterminée qui se produit périodiquement dans les trois dimensions. L'absence de structure réticulaire caractérise le corps amorphe. Les propriétés des corps amorphes diffèrent largement de celle des corps cristallin. Les corps amorphe sont caractérisés par la disposition chaotique de leurs atomes ce qui donne une structure interne désordonnée (comme un liquide). Un corps amorphe n'a pas de forme géométrique naturelle, ils sont assimilés à des liquides figés.

Les corps amorphes sont caractérisés par :

- L'absence d'une température de fusion nettement déterminée.
- L'isotropie (mêmes propriétés dans les différentes directions) surtout les propriétés physiques.
- On trouve ainsi une différence caractéristique dans les courbes de refroidissement des corps amorphes et cristallin, le refroidissement des corps amorphes se traduit par une courbe décroissante et continue (fig.3) :



Tandis que celui des corps cristallin présente un palier en température qui marque début et fin de solidification (cristallisation) : Tous les corps solides peuvent être amorphes ou cristallins, il existe un grand nombre de corps solides amorphes. Les verres représentent un exemple bien connu des corps amorphes, les SiO_4 composants les verres sont désorientés les uns par rapport aux autres (fig.4) dans un solide ils seraient répartis régulièrement (fig.5).



Aujourd'hui les solides amorphes représentent un grand intérêt dans le domaine de la technologie. Les semi-conducteurs amorphes peuvent remplacer des composants électroniques. Des mémoires d'ordinateurs ont été élaborés à partir de matériaux amorphes.

Dans le même ordre d'idée, les liquides ne sont pas tous amorphes. Certains d'entre eux présentent une organisation périodique et les molécules s'orientent les unes par rapport aux autres au sein du liquide. C'est le cas des cristaux liquides dont les propriétés optiques dépendent étroitement des perturbations extérieures (température, pression, champ électrique ou magnétique). Ils permettent la transformation de signaux de nature diverses en signaux optiques, le cas de la télévision ultraplat s'accrochant au mur.

1.2. Propriétés des corps cristallins

Les corps cristallins sont caractérisés par les propriétés suivantes :

- a) ils sont caractérisés par une certaine anisotropie (les propriétés physiques ne sont pas les mêmes dans les différentes directions) l'anisotropie peut être constatée à l'échelle macro et microscopique.
- b) Un matériau cristallin peut présenter soit :
 - un monocristal (cristal unique) par ex : cristal de quartz, de calcite, de diamant etc...
 - ou un polycristal ou une agglomération de petits cristaux (échantillon d'acier).
- c) Les cristaux sont caractérisés par des faces planes, des arêtes rectilignes et des sommets tels que :

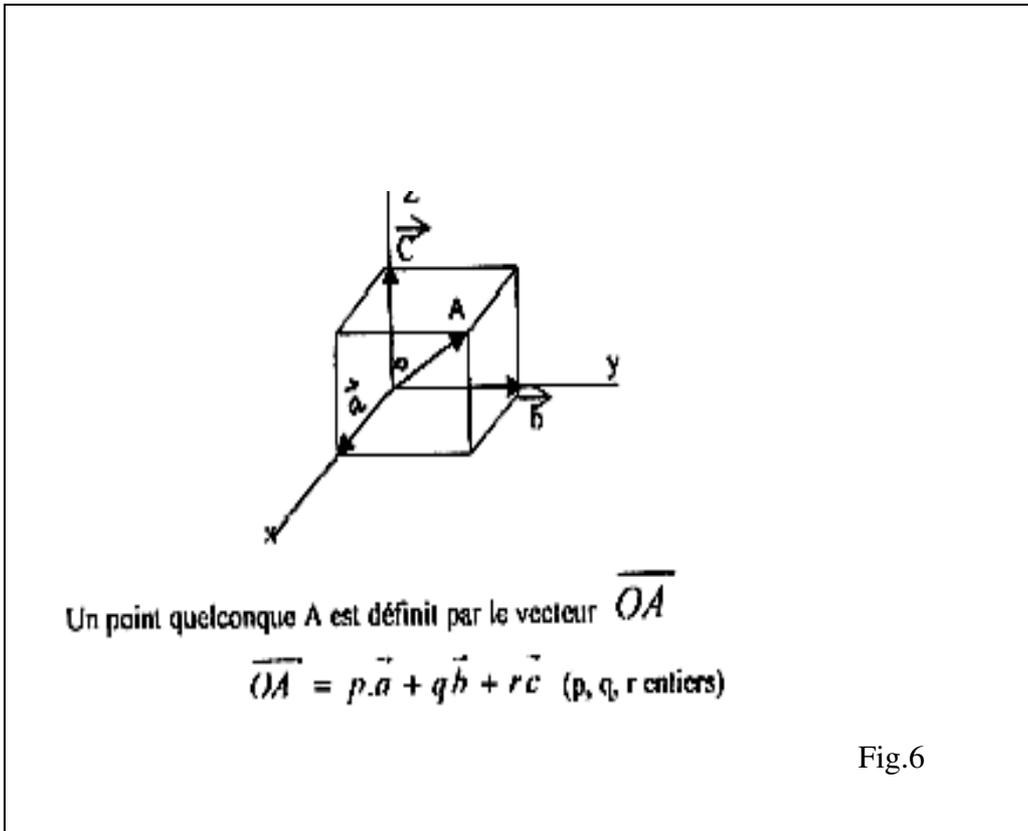
$F - i - S - A + 2 F$: faces, S : sommets, A : arêtes. Les faces sont caractérisées par deux lois :

- Si l'on rapporte les différentes faces d'un cristal à un système de coordonnées à 3 dimensions, la position d'une face quelconque peut toujours être exprimée par trois nombres entiers simples. Si on fait intervenir la notion du réseau tridimensionnel la position de tout point du réseau peut être indiquée par des coordonnées par rapport à un système d'axe dont l'origine est placée en un nœud du réseau (fig.6).

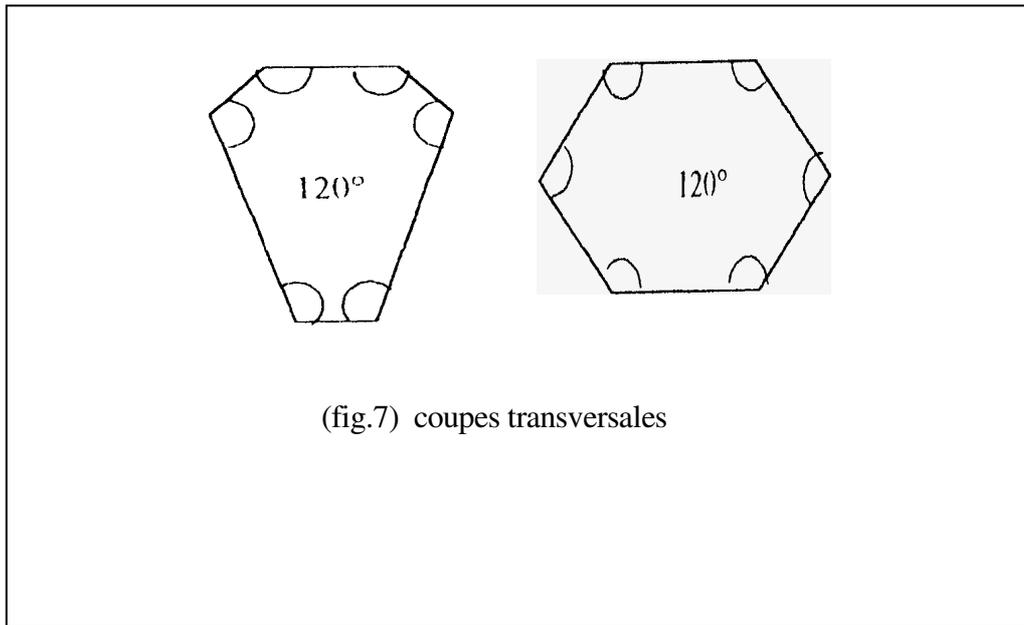
Aujourd'hui les solides amorphes représentent un grand intérêt dans le domaine de la technologie. Les semi-conducteurs amorphes peuvent remplacer des composants électroniques. Des mémoires d'ordinateurs ont été élaborés à partir de matériaux amorphes.

Dans le même ordre d'idée, les liquides ne sont pas tous amorphes. Certains d'entre eux présentent une organisation périodique et les molécules s'orientent les unes par rapport aux

autres au sein du liquide. C'est le cas des cristaux liquides dont les propriétés optiques dépendent étroitement des perturbations extérieures (température, pression, champ électrique ou magnétique). Ils permettent la transformation de signaux de nature diverses en signaux optiques, le cas de la télévision ultraplat s'accrochant au mur.



d) Constante des angles dièdres : l'angle formé par deux faces déterminées est constant dans tous les cristaux d'une même espèce chimique. Si nous coupons un cristal de quartz perpendiculairement à l'axe vertical on obtient plusieurs configurations mais avec des angles rigoureusement égaux (120°), (fig.7).



e) La plupart des cristaux se comportent d'une façon inattendue par rapport à la lumière. Les rayons lumineux se propagent à des vitesses différentes dans les milieux cristallins.

f) Les propriétés d'un cristal peuvent avoir la même valeur dans plusieurs directions et l'on décèle suivant ces directions une symétrie de diverses natures.

1.3. Structure réticulaire

Pour expliquer les particularités observées dans les cristaux on doit admettre que tout corps cristallin a une structure ordonnée réticulaire qui est indépendante de la nature et de la forme des particules matérielles élémentaires constituant le cristal. Donc pour représenter schématiquement une structure cristalline on emploie un réseau à trois dimensions (fig.8), l'exemple du réseau de NaCl.

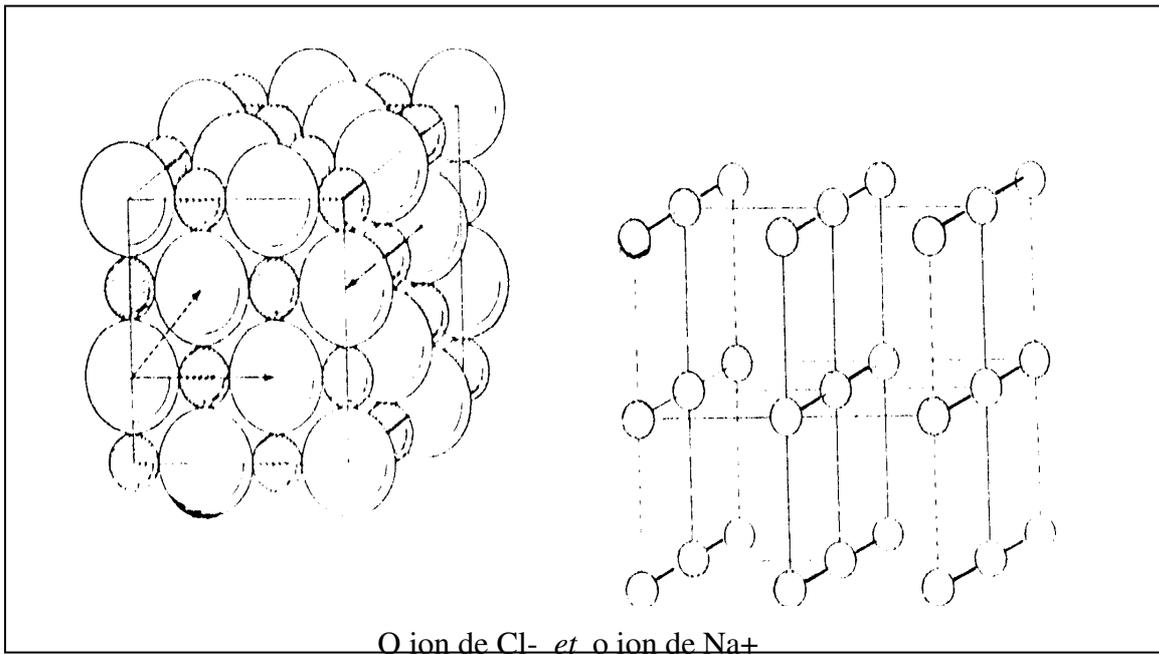
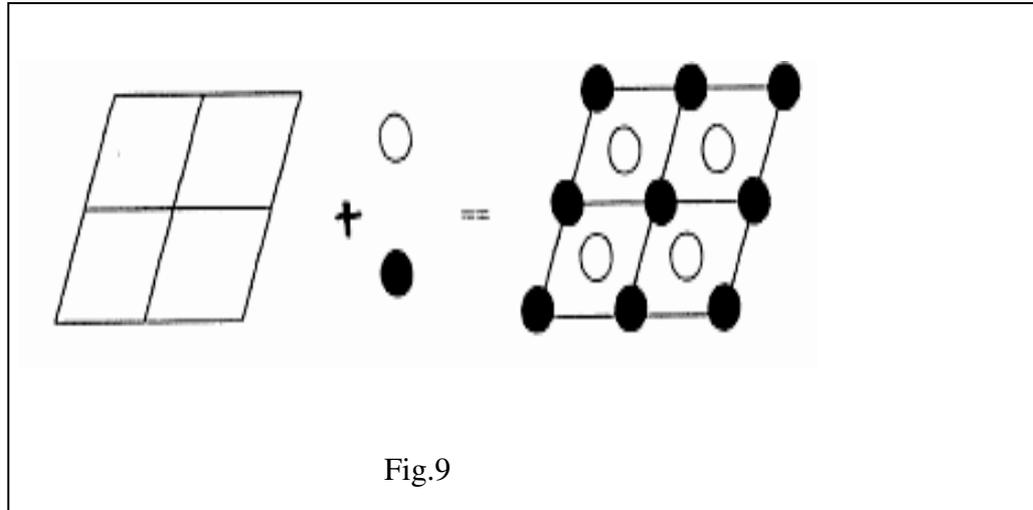


Fig.8

Un réseau cristallin est constitué par un assemblage d'atomes (ions) arrangés suivant un motif qui se reproduit périodiquement dans les trois dimensions. Donc un réseau cristallin est un réseau spatial imaginaire ayant pour nœud les atomes (sommets des parallélépipèdes) les droites passant par ces nœuds sont appelés rangés. Tous les nœuds sont groupés dans des plans parallèles équidistants appelés plans réticulaires, la distance entre deux plans voisins de la même famille est la distance interréticulaire.

Tous les parallélépipèdes qui ont pour sommets les nœuds sont appelés maille du réseau c-a-d le volume minimal d'un cristal qui permet déjuger de la structure atomique du volume tout entier s'appelle maille cristalline élémentaire (fig. 9) :

Réseau cristallin + motif = structure cristalline



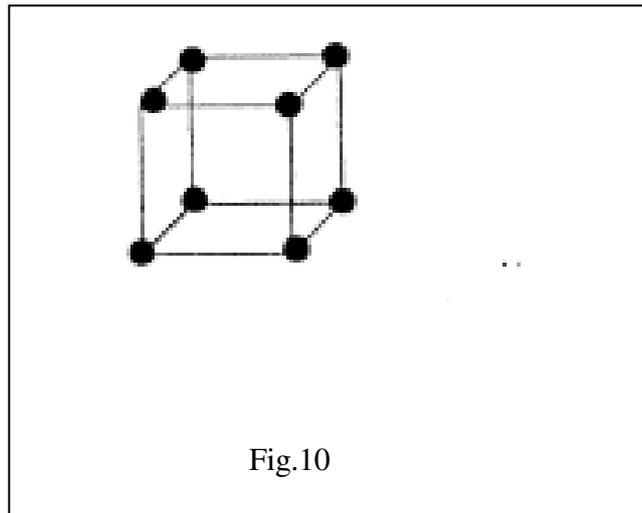
La maille élémentaire : c'est aussi le plus petit parallélépipède qui permet de reproduire tous les réseaux tridimensionnels par translation continue de ces éléments suivant les trois directions. Un réseau cristallin d'un solide est composé d'un nombre infini de mailles élémentaires à l'intérieur desquelles les atomes sont disposés dans un ordre bien défini.

Motif : c'est la reproduction indéfiniment et régulièrement des atomes ou ions dans le cristal, l'ensemble régulier de motifs est appelé réseau.

- contrairement au motif le nœud n'a pas de réalité physique.
- La rangée du réseau est un ensemble de nœuds alignés, c'est une droite passant par des nœuds du réseau. La distance qui sépare deux nœuds consécutifs d'une rangée est appelée période ou paramètre de rangée
- **Maille du réseau** : Le réseau est théoriquement infini, ainsi pour le décrire, on choisit une unité structurale qui le reproduit par translation. Cette unité c'est la maille élémentaire. On distingue la maille simple ou primitive et la maille multiple.

a) Maille simple ou primitive

Dont les sommets sont constitués de huit nœuds tous voisins quelque soit la rangée considérée, elle ne contient de nœuds ni dans son volume, ni sur ses faces, ni sur ses arêtes. On désigne la maille primitive par la lettre P, il y a autant de maille P que de nœuds dans le réseau, en effet chaque nœud est commun à huit mailles P et chaque maille P correspond à huit nœuds. A chaque maille on peut donc associer un nœud.



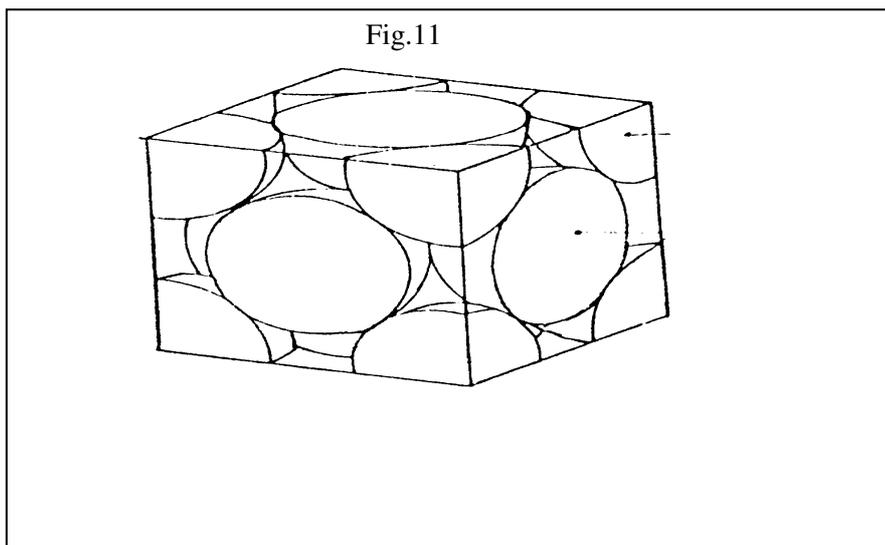
Si chaque nœud est commun à 8 mailles P donc cette dernière contient : $1/8 \times 8 = 1$ atome

Pour toute maille élémentaire :

- Les nœuds à l'intérieur des mailles comptent pour 1.
- Les nœuds aux sommets des mailles comptent pour $1/8$.
- Les nœuds sur les arêtes des mailles comptent pour $1/4$.

Les nœuds sur une face de maille comptent pour $1/2$.

La figure 11 ci-dessous nous montre une coupe schématique d'une maille cubique à faces centrées montrant la proportion $1/8$ au niveau de chaque sommet et la proportion $1/2$ pour chacun des atomes situés sur les faces

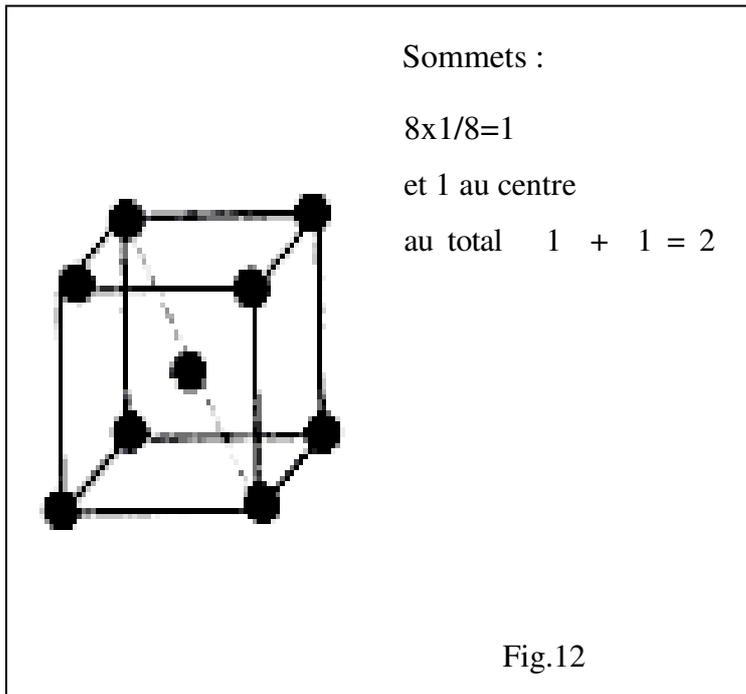


b) Mailles multiples

Dans la catégorie des mailles multiples en plus des huit sommets du parallélépipède, elles contiennent des nœuds dans le volume ou sur les faces, d'où on distingue :

Maille multiple centrée

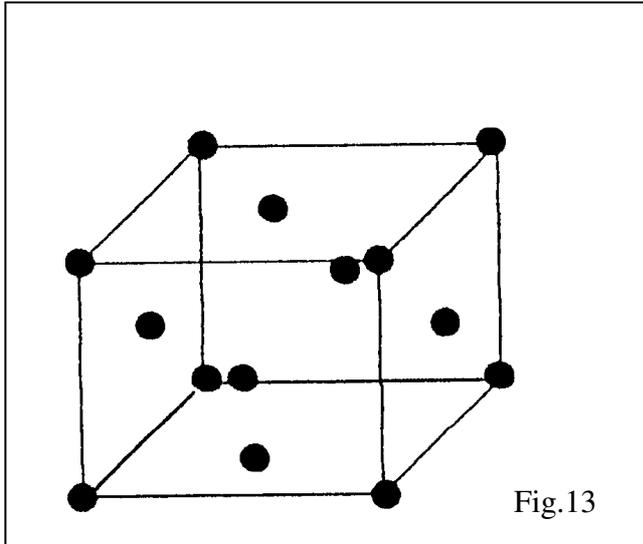
Elle est désigné par l'abréviation I elle contient des nœuds aux sommets et un nœud au centre du parallélépipède, c'est une maille double.



Maille multiple à faces centrées

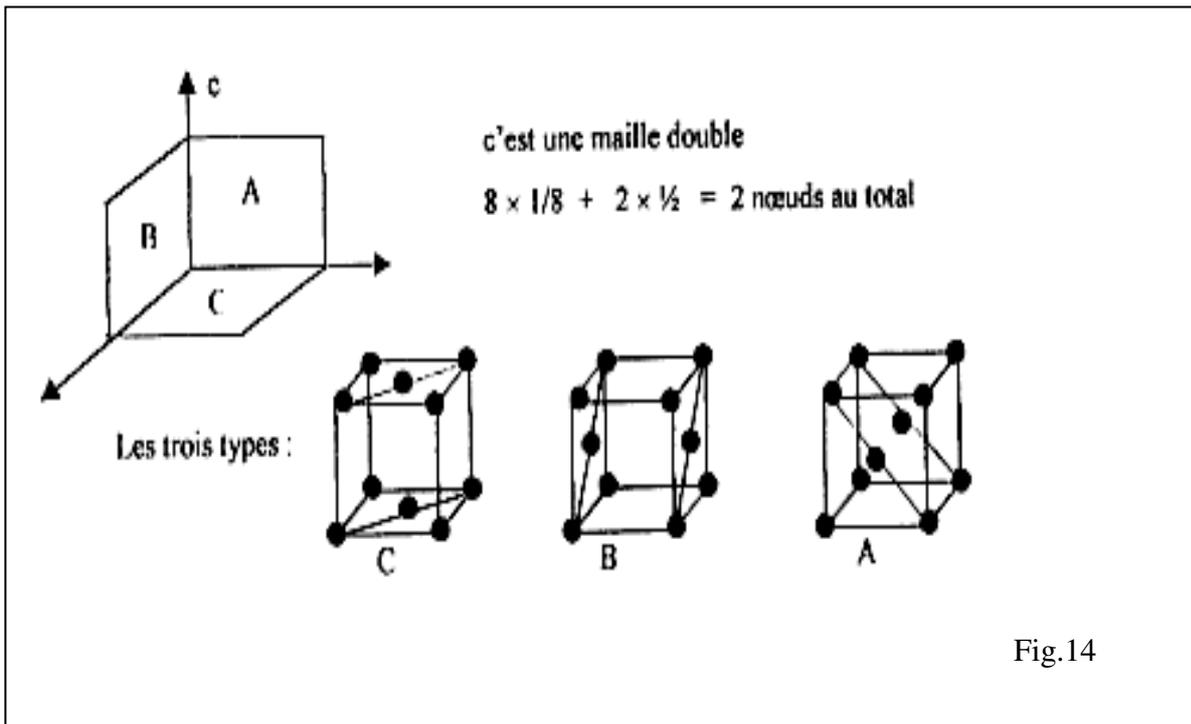
Désignée par la lettre F, et contient huit nœuds aux sommets et six aux centres des faces c'est une maille quadruple.

$8 \times \frac{1}{8} + 6 \times \frac{1}{2} = 4$ nœuds au total, les nœuds des faces comptent pour $\frac{1}{2}$



Mailles multiples à bases centrées

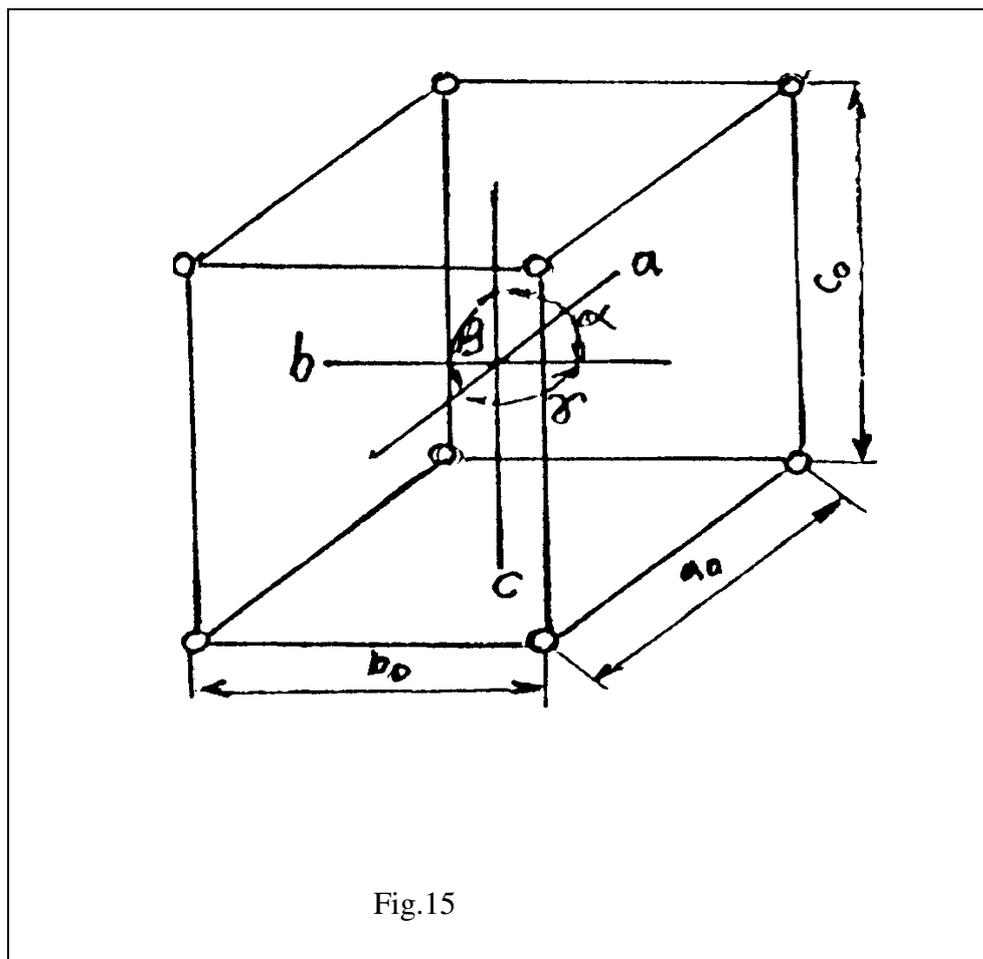
Elle contient des nœuds aux sommets et sur l'une des espèces de bases A, B ou C.



1.4. Systèmes cristallins (les 14 réseaux de Bravais)

A partir de la maille cristalline élémentaire on peut décrire de façon simple les systèmes cristallins existant dans la nature. En combinant les différentes relations entre les paramètres a , b , c et les angles α , β , γ du trièdre de référence (paramètres angulaire), Bravais a déterminé 14 réseaux tridimensionnels fondamentaux. Ils sont de quatre modes différents (multiplicité).

- Réseaux simples ou primitifs P.
- Réseaux à bases centrées A, B ou C selon le type de faces centrées.
- Réseaux centrés I.
- Réseaux à faces centrées F.



Les sept systèmes cristallins qui existent et qui forment les réseaux de Bravais sont (fig.16):

A : Système triclinique : Le cristal fondamental est un parallélépipède oblique. Il n'admet qu'un seul centre de symétrie à l'intersection des diagonales. Il possède donc :

- 1 centre de symétrie.
- $a \neq b \neq c$
- $\alpha \neq \beta \neq \gamma$ ($\neq 90^\circ$, inégaux, mais voisins de 90°).
- 1 seul mode qui est le primitif

B: Système monoclinique : Le cristal fondamental est un prisme droit sur une base rhombique (en losange) incliné dans une seule direction. Il admet :

- 1 centre de symétrie.
- 1 seul axe de symétrie.
- $a \neq b \neq c$
- $\alpha = \beta = 90^\circ$
- $\gamma = 90^\circ$
- 2 réseaux de Bravais : primitif (P) et à bases centrées (C).

C : Système orthorhombique : La forme géométrique est un prisme droit à base rectangulaire. Il possède :

- 3 axes d'ordre 2
- 1 seul axe de symétrie
- $(a = b) \neq c$
- $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
- 4 réseaux de Bravais : primitif (P), à bases centrées (C), centré (I), et à faces centrées (F).

D: Système quadratique: Le cristal fondamental est un prisme droit à base carrée. Il admet :

- 3 axes d'ordre 4
- 4 axes d'ordre 2 : dont deux sont orthogonaux entre eux.
 - $(a = b) \neq c$
 - $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$

- 2 réseaux de Bravais : primitif (P) et centré (I).

E : système cubique : La forme fondamentale est un cube. Il a :

- 3 axes d'ordre 4
- 4 axes d'ordre 3
- 6 axes d'ordre 2
- $a = b = c$
- $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
- 3 réseaux de Bravais : primitif (P), centré (I), et à faces centrées (F)

F : Système rhomboédrique : la géométrie fondamentale est limitée par 6 losange égaux.

Il admet :

- 1 centre de symétrie
- 1 axe d'ordre 3
- 3 axes d'ordre 2
- $a = b = c$
- $\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$
- 1 seul réseau de Bravais : primitif (P).

G : Système hexagonal : le cristal est un prisme droit à base hexagonale. Il a :

- 1 centre de symétrie
- 1 axe d'ordre 6
- 6 axes d'ordre 2
- $(a = b) \neq c$
- $\alpha = \beta = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$
- 1 seul réseau de Bravais : (P).

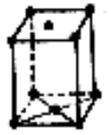
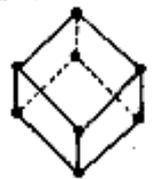
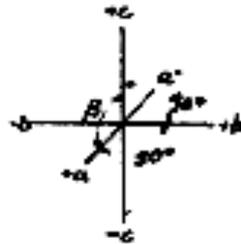
Systèmes	P	C	I	F
Cubique		—		
Quadratique ou Tétragonal		—		—
Orthorhombique				
Hexagonal		—	—	—
Monoclinique			—	—
Triclinique		—	—	—
Rhomboédrique		—	—	—

Fig.16

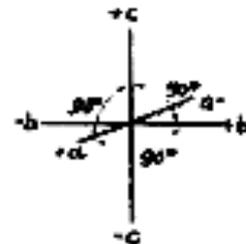
Les systèmes d'axes cristallographiques



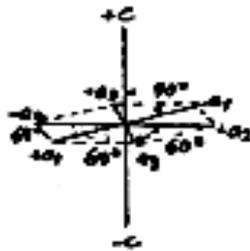
Triclinique



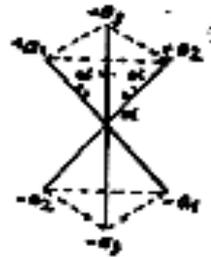
monoclinique



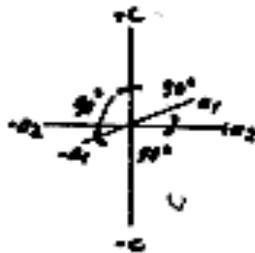
orthorhombique



Hexagonal



rhomboédrique



Tétragonal



cubique

Fig.17

Le réseau de la majorité des métaux utilisés dans l'industrie s'établit d'après un des systèmes suivant à symétrie élevée et à empilement compact des atomes : cubique centré, cubique à faces centrées et hexagonal.

Les métaux qui ont le réseau

Cubique centrée :

Rb, K, Na, Ti β , TL β , Zr β , Ta, W, V, Fe α , Cr, Nb, Ba, etc..

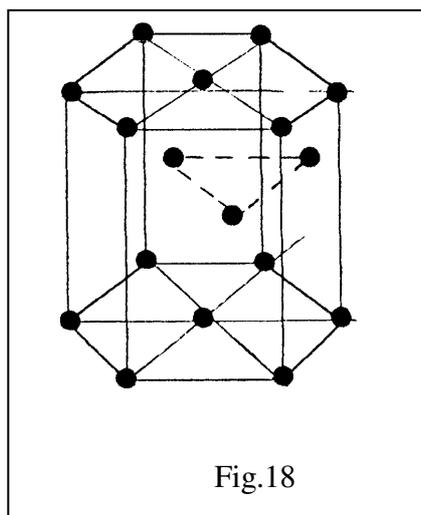
Cubique à faces centrées :

Ca α , Ce, Sra, Th, Pb, Se, Ni, Ag, Au, Pd, Pt, Rh, Ir, Fe γ , Cu, Co α etc..

Hexagonal

Hf α , Mg, Ti α , Cd, Re, Os, Ru, Zn, Co β , Be, Ca α , V, La α , TL α , Zr α etc..

Un réseau hexagonal est composé d'atomes placés aux sommets et au centre des bases hexagonales du prisme, trois atomes se trouvent dans le plan médian du prisme, donc il compte 17 atomes.



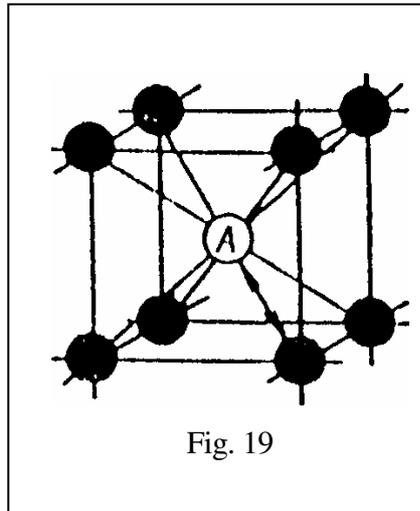
Le réseau hexagonal ne contient pas d'atomes au plan médian. La maille élémentaire d'un réseau hexagonal compte 6 atomes :

$$12 \times \frac{1}{6} + \frac{1}{2} \times 2 + 3 = 6 \text{ atomes}$$

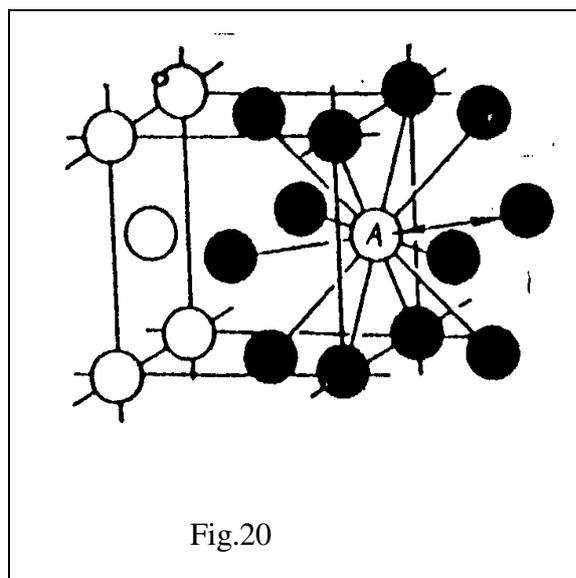
1.5 Densité du réseau

La densité du réseau cristallin c-a-d le volume occupé par les atomes qu'on peut considérer comme des sphères suffisamment rigides est caractérisée par l'indice de coordination ou

coordination, terme qui indique le nombre d'atomes situés à une distance égale et minimale de l'atome considéré, plus la coordination est grande, plus l'empilement des atomes est compact. La distance minimale entre les atomes d'une maille élémentaire cubique correspond à $a\sqrt{3}/2$, c'est la distance qui sépare l'atome considéré de ses 8 voisins, on en déduit que la coordination de ce réseau est égale à 8 (C8) et le coefficient d'empilement (rapport du volume occupé par les atomes au volume de la maille) vaut $\approx 68\%$.



Pour une maille cubique à faces centrées, la coordination est égale à 12 (C12), chaque atome comptant 12 voisins situés à une distance minimale $d = a\sqrt{3}/2$, ce qui correspond à la compacité maximale de l'empilement sous forme de sphères.



L'indice de coordinence du réseau hexagonal compact dont le rapport $C/a = 1,633$ est 12(H12) ce qui correspond également à une densité maximale. Lorsque la valeur de C/a se distingue nettement de 1,63 (cas du zinc et du cadmium) la coordinence du réseau hexagonal est égale à 6.

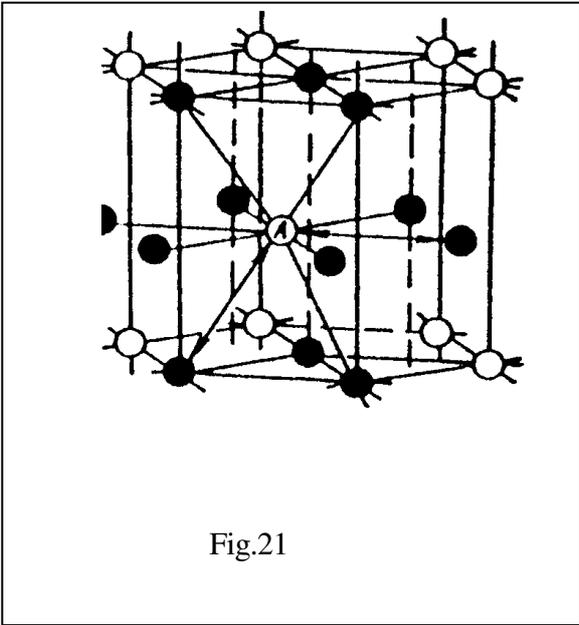


Fig.21

1.6. Notions des plans ou faces cristallographiques

On peut déterminer la position dans l'espace de chaque face cristallographique au moyen de trois nombres entiers. Pour cela on prend comme axes de coordonnées trois arêtes de la maille élémentaire et comme unité de longueur les modules de trois vecteurs de base de la maille Z .

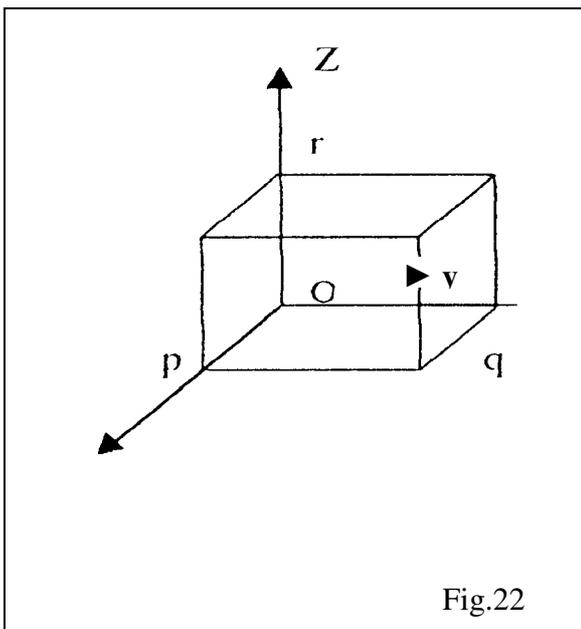


Fig.22

En 1838 Weiss proposa une méthode qui consiste après avoir défini le trièdre de référence à déterminer dans l'espace l'orientation de chaque face cristalline à l'aide de trois caractéristiques numériques p, q, et r. On peut repérer les faces du prises dans le système d'axes de coordonnées ox, oy et oz par a1 b1 c1 et a2 b3 c6 (fig.23). La face a1 b1 c1 intercepte une seule équidistance sur chacun des axes ox oy oz (fig.23).

Oa1, Ob1 et Oc1 où le rapport p :q :r = 1 :1 :1

a2 b3 c6 ou le rapport p :q :r = 2 :3 :6

L'ensemble de ces trois nombres (1, 1, 1) pour la première face et (2,3,6) pour la deuxième face sont les indices de Weiss des deux faces.

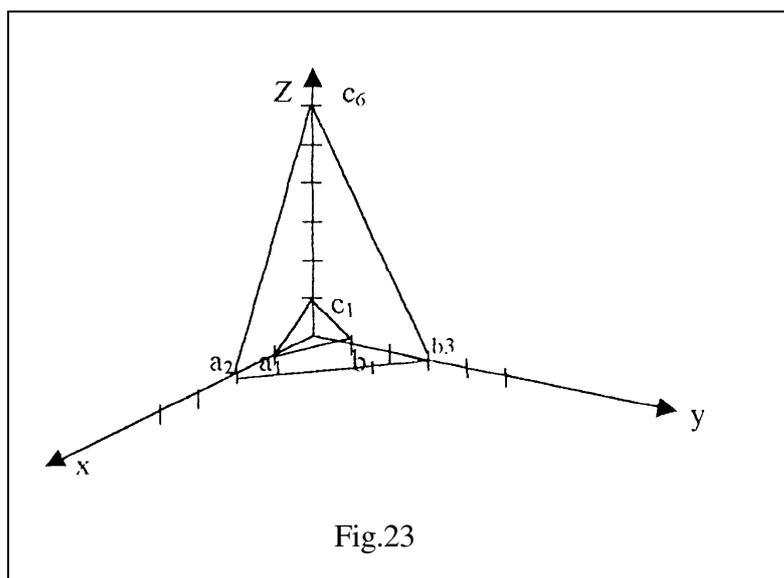


Fig.23

En 1839 Miller proposa une méthode beaucoup plus commode qui est actuellement d'un emploi universel; il a remplacé les caractéristiques numériques de Weiss p, q, r par leur inverse 1/p, 1/q, 1/r, en général on obtient 3 fractions inférieures à l'unité et dont les rapports réciproques sont exprimés par trois nombres entiers premiers entre eux appelés indices de Miller et notés (hkl)

:

$$h=1/p, \quad k=1/q, \quad l=1/r$$

Donc les indices de Weiss sont (2, 3, 6) et ceux de Miller hkl = (1/2, 1/3, 1/6)

Remarques :

- Les indices de faces ou de plans sont toujours mis entre parenthèses sans séparation.
- Un indice négatif par exemple (-h) est désigné par (h), (-2)-> (2).

c) Un plan parallèle à un axe le coupe à l'infini, son indice de Miller (valeur réciproque) correspond à cet axes est $1/QO = 0$.

d) Une famille de plans (h k l) est désignée par une accolade $\{hkl\}$.

Exemple de notation pour les plans d'un cube (fig.24)

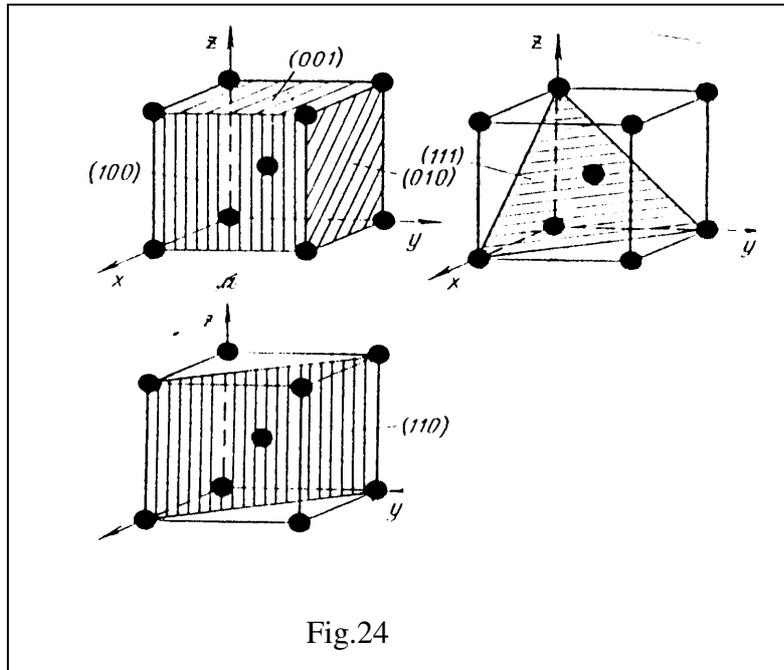


Fig.24

Chaque plan du cube ne coupe qu'un seul axe, les segments étant égaux.

Pour les faces avant, droite, supérieure ont respectivement $(1, \infty, \infty)$; $(\infty, 1, \infty)$; $(\infty, \infty, 1)$ les valeurs inversement proportionnelles aux segments tranchés sont respectivement $1, 0, 0$; $0, 1, 0$; $0, 0, 1$ mais il est d'usage de mettre les indices des plans h k l entre parenthèses et de ne pas les séparer par des virgules $(1\ 0\ 0)$, $(0\ 1\ 0)$, $(0\ 0\ 1)$ pour les faces arrières, gauche et inférieure ont respectivement (100) , (010) , (001) . Le réseau cubique, en plus des plans de cube compte des plans octaédriques (fig.24) (111) et des plans décadrhombique (fig.24) (110) .

1.7. Indices de directions

On entend par direction cristallographique, la ligne droite qui joint au minimum 2 nœuds. Pour déterminer les indices de direction dans un système d'axes de coordonnées, on choisit la ligne parallèle à la direction et qui passe par l'origine. Pour la suite on détermine les coordonnées du nœud le plus proche, les nombres ainsi déterminés sont appelés indices cristallographiques de

direction et sont notés $[uvw]$. Les droites de direction sont toujours perpendiculaires aux plans qui ont leurs mêmes indices (fig.25)

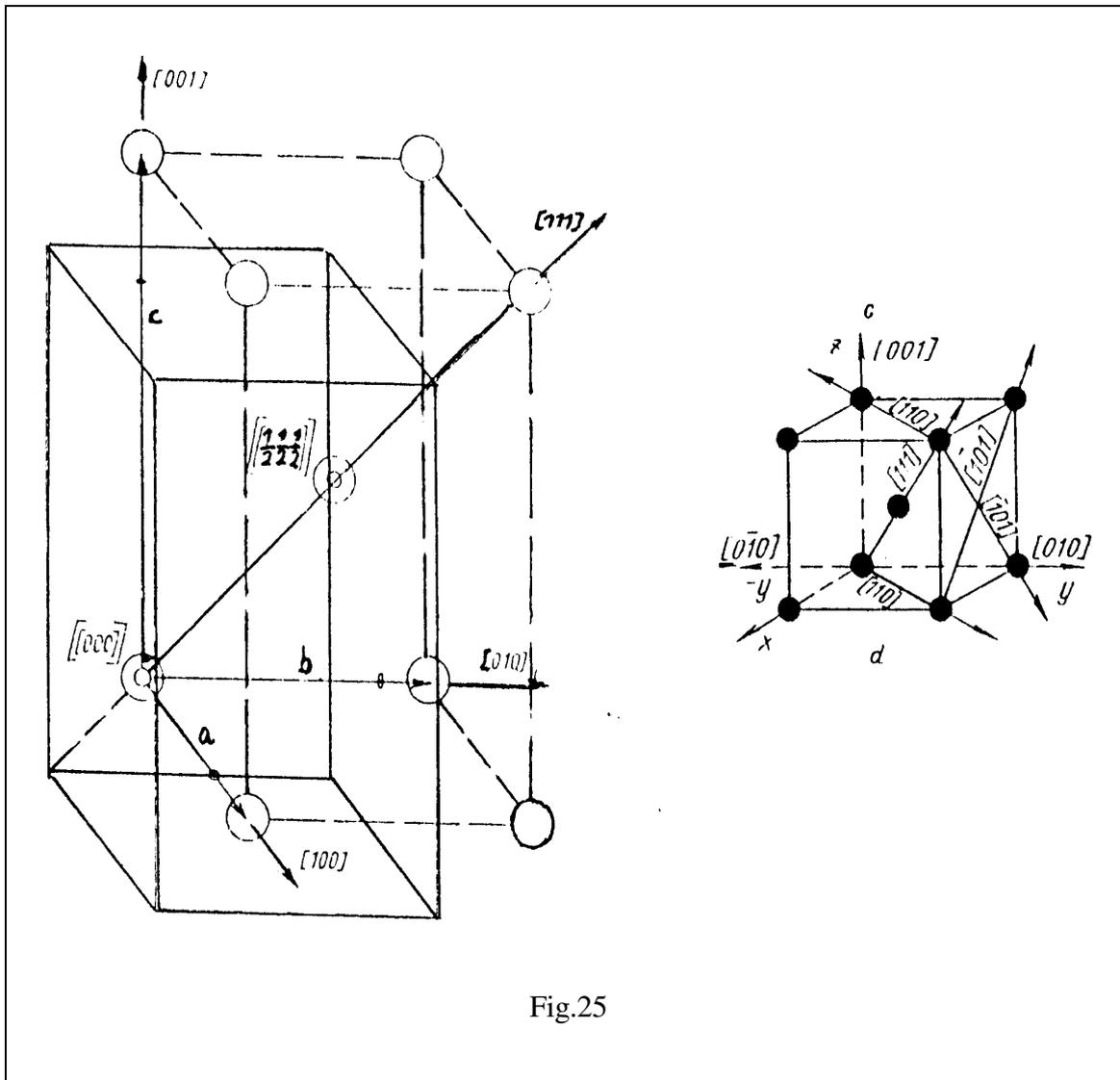


Fig.25

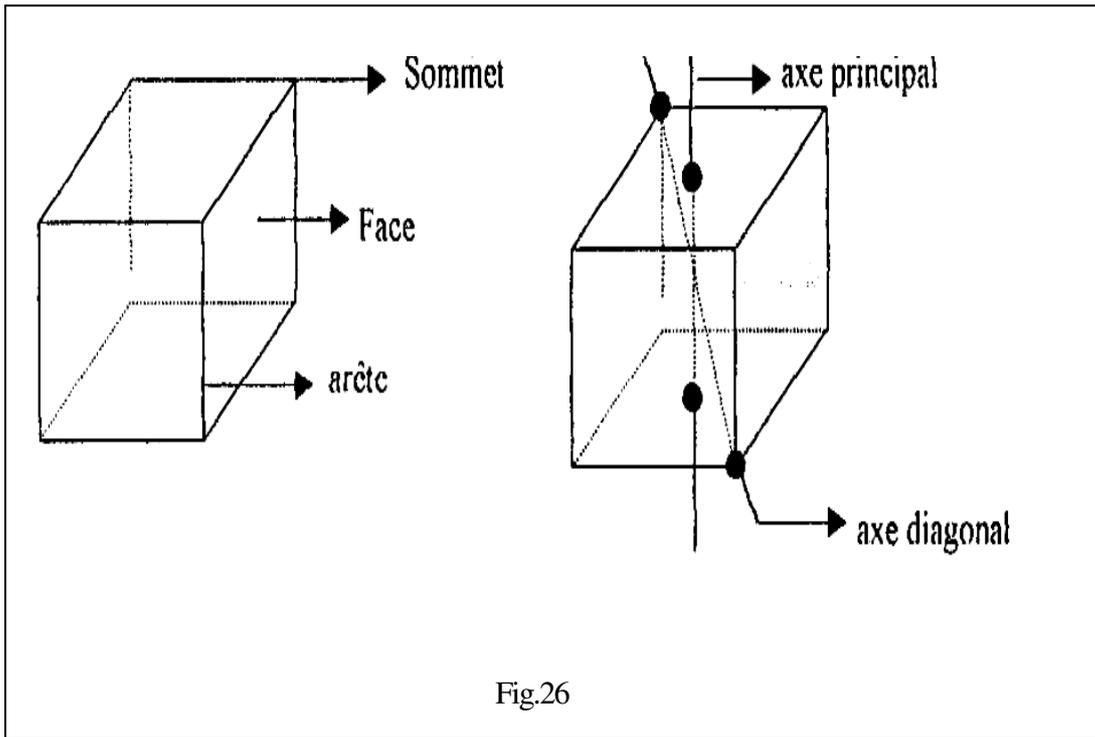
Exemples avec solutions

Exemple 1 : Donner les définitions des termes suivants, relatifs à un cristal cubique parfait :

Face, arête, sommet, axe diagonal, axe principal

Réponse 1 :

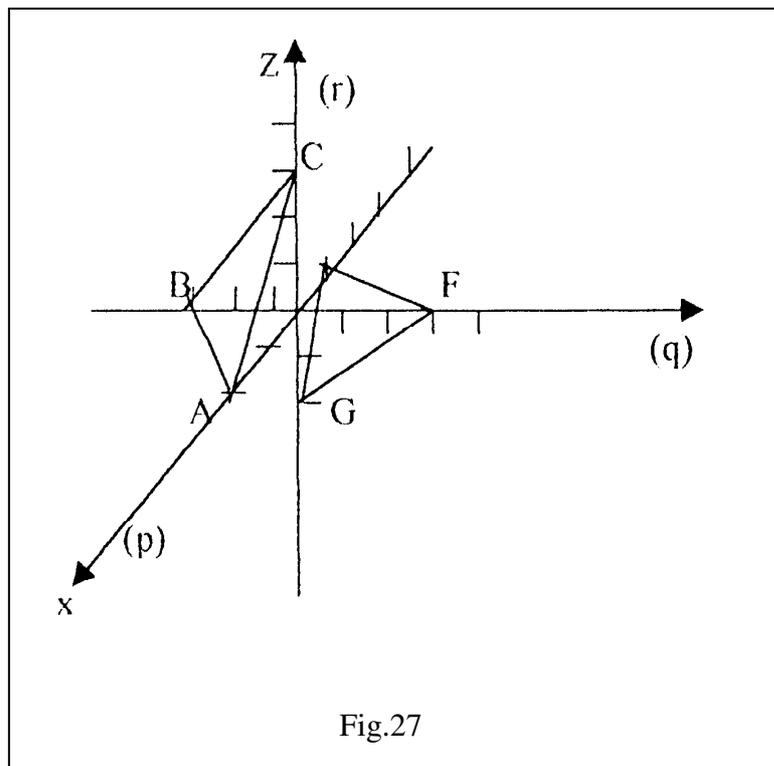
- Face —► surface plane extérieure délimitant le cristal.
- Arête —► ligne d'intersection de deux faces continues.
- Sommet —► point sur lequel se joignant 3 faces contiguës du cube.
- axe diagonal ou secondaire -► droite joignant deux sommets diamétralement opposés.
- Axe principal —► droite joignant le centre de deux faces apposées.



Donc on a :

6 faces, 12 arêtes, 8 sommets, 3 axes principaux et 6 axes diagonaux.

Exemple 2 : dans le système d'axes de coordonnées suivant, indexer les faces ABC et EFG, en appliquant la règle de Miller.



Réponse 2 : les indices de Miller sont hkl qui remplacent les caractéristiques numériques de Weiss p q r : $h = 1/p$ $k = 1/q$ $l = 1/r$

Donc on obtient trois fonctions inférieures à l'unité et dont les rapports réciproques sont exprimés par trois nombres entiers premiers :

Face ABC : $p = +2$ $q = -3$ $r = +3$

$(hkl) = (1/p \ 1/q \ 1/r) = (1/2, -1/3, 1/3)$

$hkl = (1/2 - 1/3 \ 1/3) \cdot 6 = (3 \ 2 \ 2)$

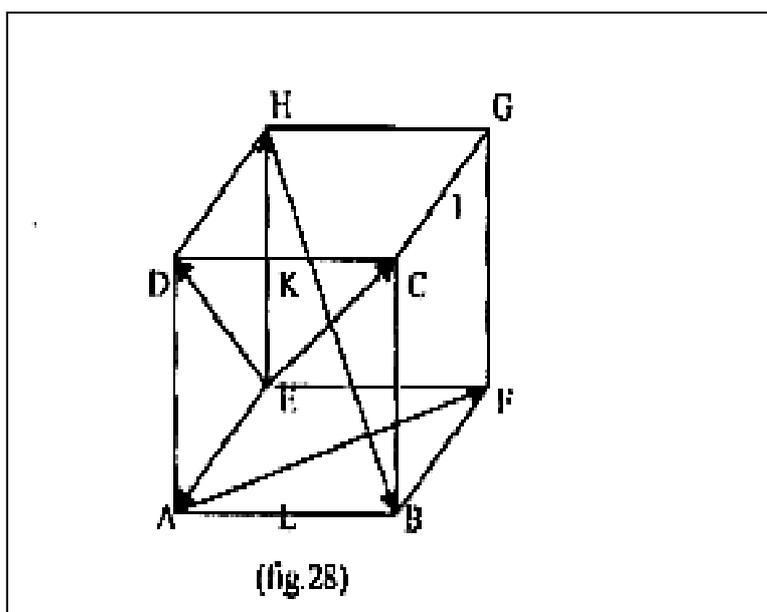
Face EFG : $p = -1$ $q = +3$ $r = -2$

$(1/p, 1/q, 1/r) = (-1, 1/3, -1/2)$

$hkl = (-1 \ 1/3 \ -1/2) \cdot 6 = (6 \ 2 \ 3)$

Exemple 3 : dans le système cubique suivant :

- Indexer les 6 faces du cube.
- Indexer les faces AEGC, EDG, AFGDI
- Identifier les faces (100), (1 10), (110), (101)
- Indiquer les directions [1 10], [1 1 1], [010], [101]



Réponse 3 :

a) les six faces du cube : AEFB = (100), DCGH = (100), BFGH = (010), AEHD ABCD = (001), EFGH = (001).

$$(p \ q \ r) = (1, \infty, \infty) \Rightarrow (hkl) = [1/p, 1/q, 1/r] = [1/1, 1/\infty, 1/\infty]$$

b) les faces AEGC, EDG, AFGD :

$$\text{AEGC} = (110), \quad \text{EDG} = (1, 1, 1) \quad \text{AFGD} = (011)$$

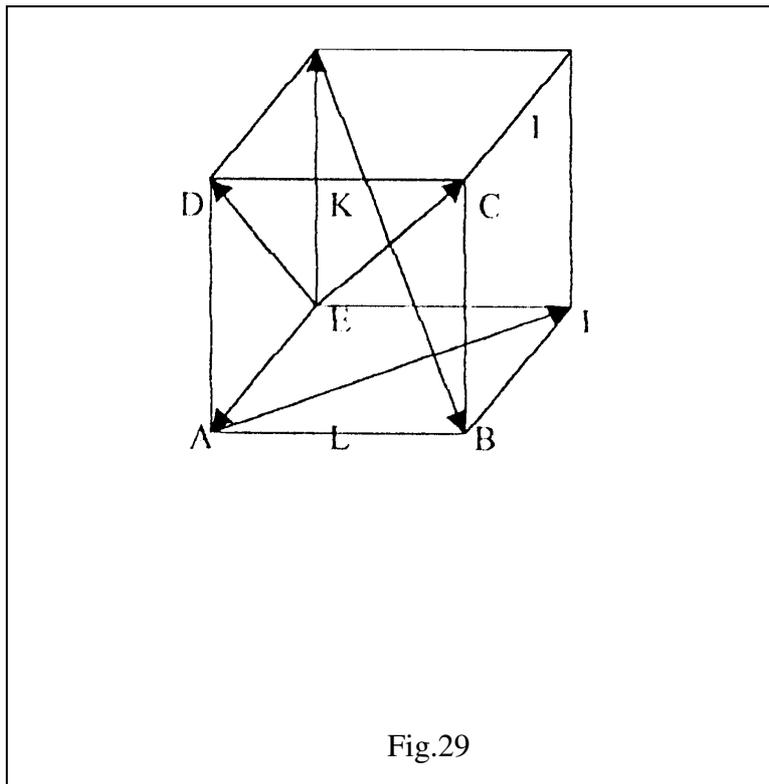
c) (100) = AEBF, (110) = AEGC, (110) = FBDH, (101) = ABGH

d) [1 10] = HF [1 11] = HB [010] = HG [101] = HA

Exemple 4

A) indexer les directions schématisées par les flèches.

B) indexer les plans HGFE, HUE, HCBE, HKLE, HDAE.



Réponse 4

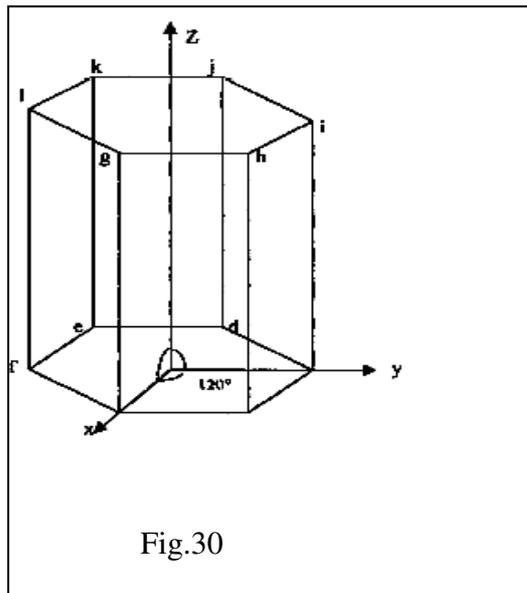
EA[100] ,ED[101], HE[001] , EC[111], HB[111] , AF[110] , EF[010]

Les plans

$HGFE = (100)$, $HIJE = (1/2 10)$,) ;:

Exemple 5 :

Indexer les 8 faces d'une maille hexagonale élémentaire.



Réponse 5

Faces latérales

abhg = (1010)

bcih= (0110)

cdji = (1100), edjk = (1010) fekl = (0110)

afig= (1100)

Bases

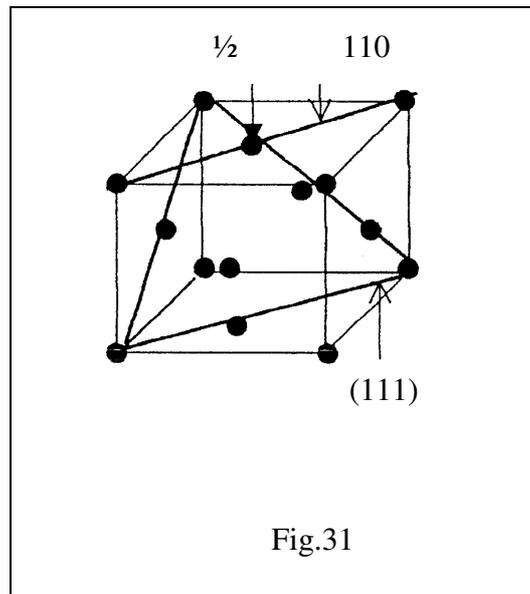
Exemple 6

Soit une maille cristalline cubique à faces centrées ayant une arête $a = 4$ déterminer :

- a) le nombre d'atomes par unité de surface dans le plan (110) et (111).
- b) La densité d'atomes par unité de longueur suivant les directions [110] et [111].

c) **Réponse 6**

Maille CFC avec les plans (110) et (111)



- a) Nombre d'atomes par unité de surface

plan (1 10)

Nombre d'atomes centre des faces : $2 \cdot (1/2) = 1$

= 2

Nombre d'atomes sommets : $4 \cdot (1/4) = 1$

Surface du plan $a \cdot \sqrt{a^2 + a^2} = a^2 \sqrt{2}$

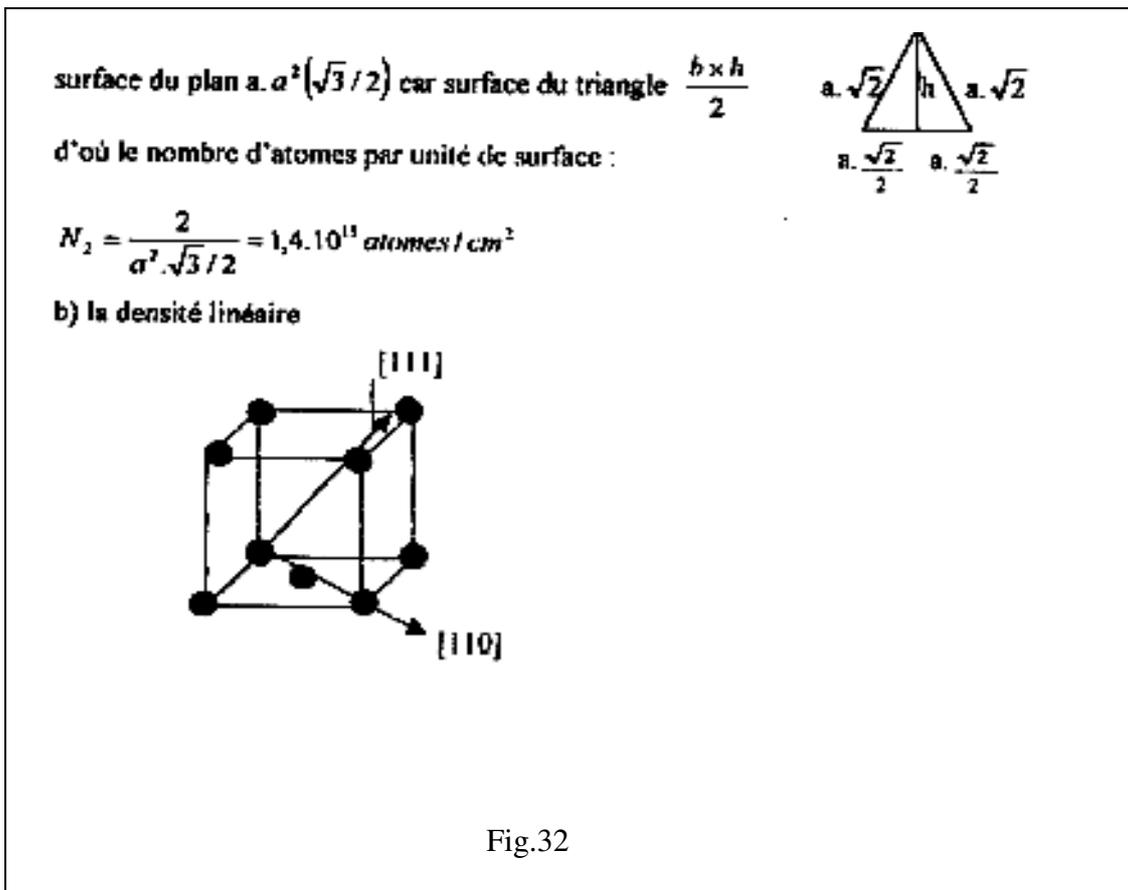
d'où le nombre d'atomes par unité de surface

$N_1 = 2 / a^2 \sqrt{2} = 89000 \text{ atomes / cm}^2$

plan (111)

Nombre d'atomes des faces : $3 \cdot (1/2) = 3/2$

Nombre d'atomes sommets : $3 \cdot (1/6) = 1/3$



La direction [110]

Longueur du vecteur : $r = \sqrt{a^2 + a^2} / 2 = a \sqrt{2} / 2$

Densité $d = 1/r = 3,54 \cdot 10^7 \text{ atomes/cm}^2$

La direction [1 1 1] :

Longueur du vecteur : $r = \sqrt{a^2 + a^2 + a^2} = a\sqrt{3}$

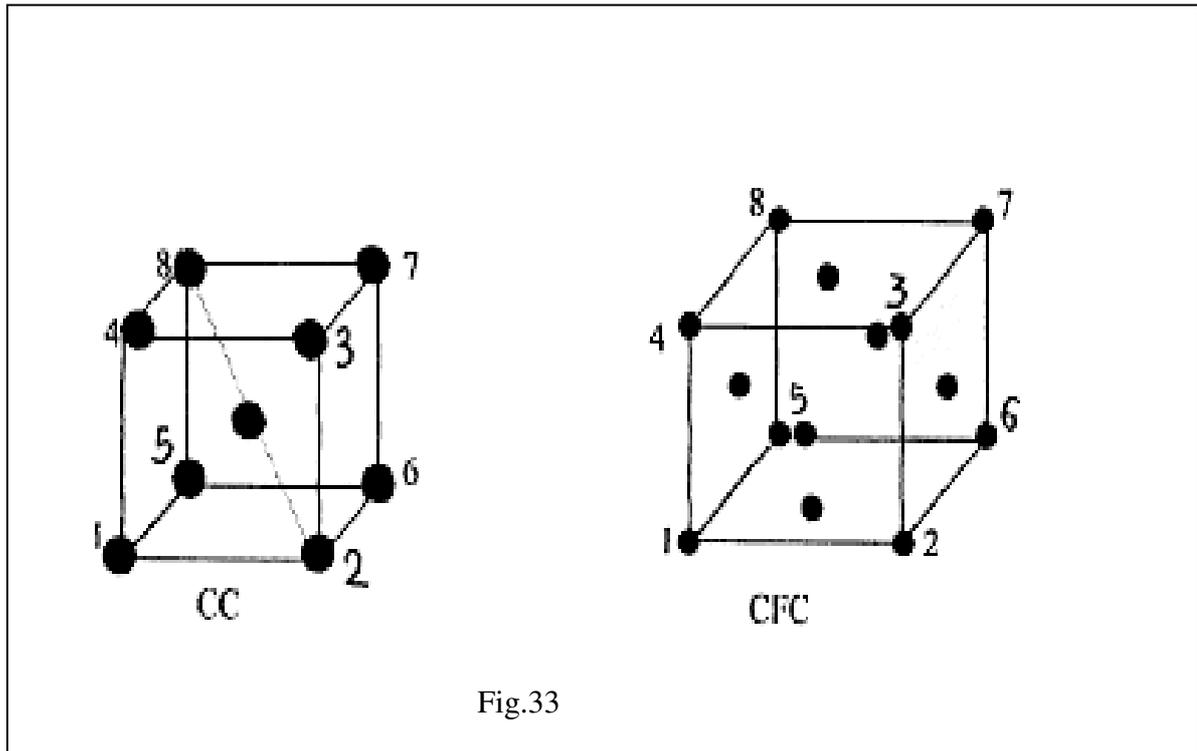
Densité $d = 1/r = 1,44 \cdot 10^7 \text{ atomes/cm}^2$

Exemple 7

Soit le système cubique centré et le système cubique à faces centrées.

- a) Indiquer dans chacun des cas, le plan de densité atomique maximale.
- b) Indiquer les directions cristallographiques de densité atomique maximale.

Réponse 7



- Système CC et CFC :

a) Plans de densité atomique maximale :

- Système CC : ce sont les plans diagonaux qui passent par l'atome central, et il y a 6:1674, 2385, 1278, 3456, 3751, 2684

- Système CFC : ce sont les plans diagonaux de type (111), et il y a 4 :425, 361, 752, 861

b) Directions cristallographiques de densité atomique maximale :

- Système CC : ce sont les directions qui passent par l'atome central, et il y a 4 :17, 28, 46, 35

- Système CFC : ce sont les directions qui passent par les atomes centrés dans les faces et il y en a 3 dans le plan (1 1 1) : 16, 18,

Exemple 8

Déterminer le nombre d'atomes par maille élémentaire des réseaux suivants :

- a) cubique simple C.S
- b) cubique centré CC

c) cubique à faces centrées C.F.C

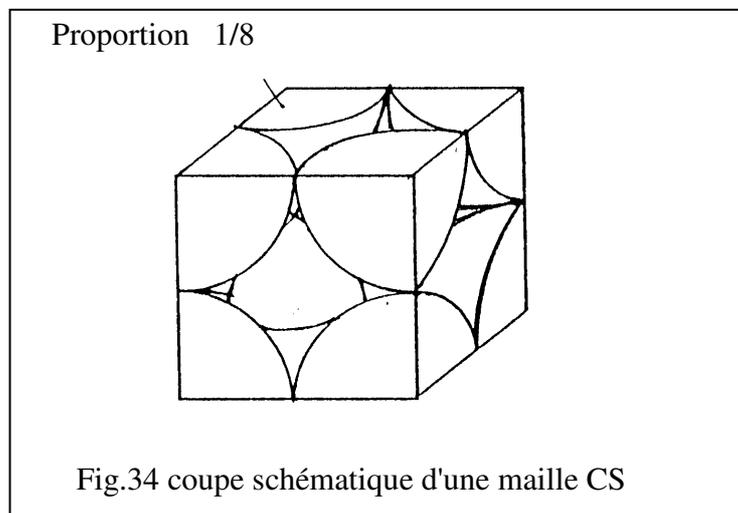
d) hexagonal compact

Réponse 8

Nombre d'atomes par maille élémentaire :

- a) Maille cubique simple CS : il y a 8 atomes disposés aux sommets et appartenant chacun à 8 mailles voisines dans la proportion 1/8. Donc la maille cubique simple contient :

$$8 \cdot (1/8) = 1 \text{ atome/maille}$$



- b) Maille cubique centrée CC : dans ce cas, on a la même disposition que dans le cas précédent plus un atome entier placé au centre de la maille. Soit au total :

$$8 \cdot (1/8) + 1 = 2 \text{ atomes/maille}$$

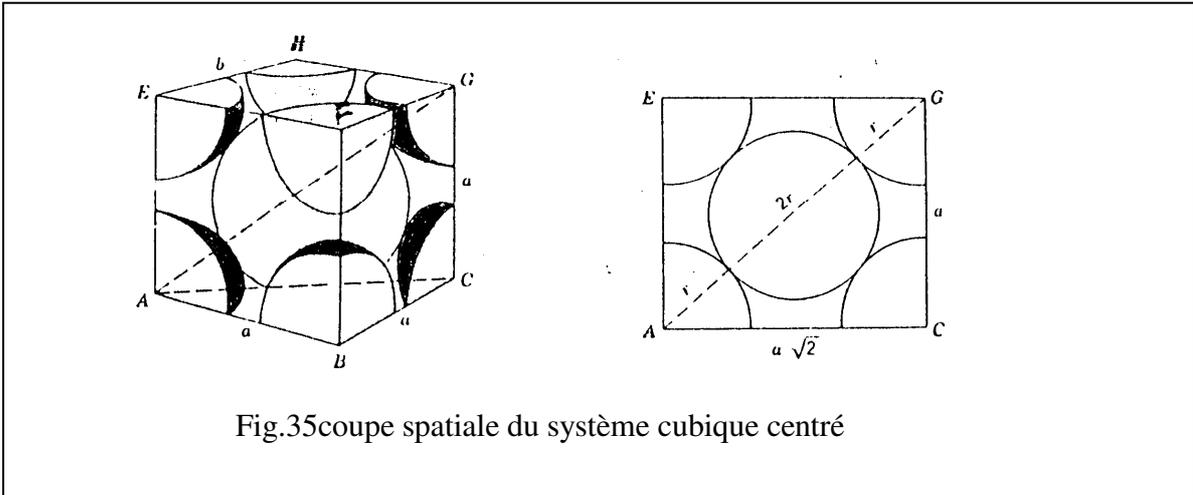


Fig.35 coupe spatiale du système cubique centré

c) Maille cubique à faces centrées (voir figure 35): au centre de chaque face est placé un atome dans le rapport V_2 , et aux sommets 8 atomes dans le rapport $1/8$. Donc au total :

$$8.(1/8) + 6.(1/2) = 4 \text{ atomes/maille}$$

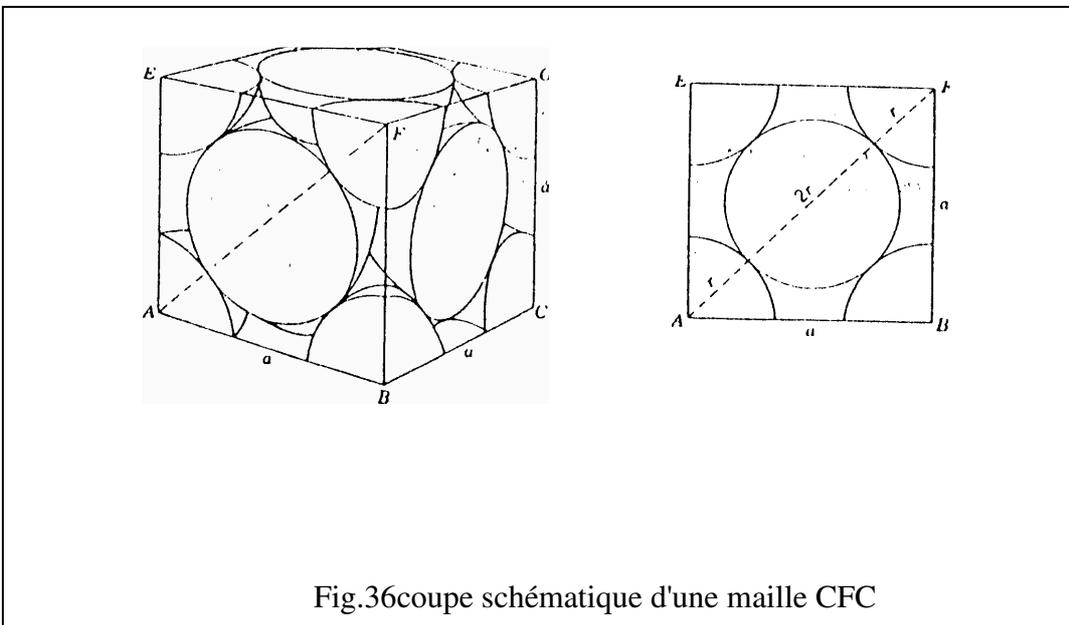


Fig.36 coupe schématique d'une maille CFC

d) Maille hexagonale compact HC : comporte 12 atomes disposés aux sommets des deux bases dans la proportion $1/6$ chacun, 3 atomes entiers placés à l'intérieur de la maille, et 2 atomes sur les bases. Donc on obtient : $12.(1/6) + 3 + 1 = 6$ atomes/maille

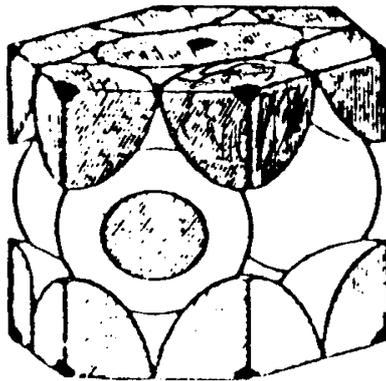


Fig.37 coupe spatiale d'une maille hexagonale compacte

Exemple 9

Quelle est la densité (compacité) du réseau cristallin d'une maille cubique simple sous les conditions que l'atome a pour rayon r.

Réponse 9

La densité du réseau est le volume occupé par les atomes qu'on peut considérer comme des sphères suffisamment rigides.

D : densité

N : nombre d'atomes par maille

V_A : volume de l'atome

V_{maille} : volume de la maille

Pour une maille primitive simple le nombre d'atome est $8 \cdot \frac{1}{8} = 1$ atome

$$V_A = \frac{4}{3} \pi r^3$$

$$V_m = a^3 = (2r)^3 \quad a = 2r \text{ longueur de l'arête}$$

$$D = \frac{N V_A}{V_m} = \frac{1 \cdot \frac{4}{3} \pi r^3}{(2r)^3} = \frac{\pi}{6} = 0,523$$

La maille cubique simple est remplie avec 52,3% d'atomes. La même méthode peut être appliquée pour déterminer la densité dans le cas des réseaux CC, CFC et HC.

2. Etablissement des diagrammes d'équilibre

Les diagrammes d'équilibre représentent l'état physique et l'état des phases d'un alliage en dépendance de la composition chimique et de la température. La majorité des diagrammes d'équilibre connus, sont valables pour une pression d'une atmosphère et sont déterminés grâce aux courbes de refroidissement. Ces diagrammes sous une forme graphique, commode, indiquent la composition des phases et la structure de l'alliage en fonction de la température et de la concentration. Les diagrammes d'équilibre sont construits à partir des conditions d'équilibre ou des conditions assez proches de celles-ci. Leur détermination, se basant sur la mesure des propriétés qui varient en fonction des transformations de phases, tels que les variations de longueurs, la susceptibilité magnétique, la résistance électrique, l'enthalpie et autres grandeurs en dépendance de la température.

Un état d'équilibre correspond à la valeur minimale de l'énergie libre. Dans les conditions d'équilibre, à la température et à la pression données, l'énergie libre d'un système ne doit pas changer, c'est à dire, le travail des forces internes doit être nul. L'état d'équilibre des alliages est dit également stable parce qu'il ne subit pas d'autovariations dans le temps. Cet état ne peut s'obtenir qu'à de très faibles vitesses de refroidissement ou avec un chauffage d'une grande durée.

D'ailleurs, il est rare que pratiquement, on réalise un équilibre réel. Dans la grande majorité des cas, les alliages se trouvent à l'état métastable, c'est à dire, à l'état dans lequel la stabilité des alliages est limitée et les interventions extérieures les font passer à l'autre état plus stable, car l'énergie des alliages est plus grande que leur énergie minimale.

2.1. Phases dans les alliages

Les alliages s'obtiennent, soit par fusion, soit par frittage de deux ou plusieurs éléments. L'addition à un métal pur, d'un ou de plusieurs éléments, métalliques ou non, peut modifier profondément ses propriétés. Les substances qui forment les alliages sont appelées : "composants". Selon le nombre de composants, un alliage peut être :

- Binaire (2 composants).
- Ternaire (3 composants).
- Quaternaire (4 composants), etc.

Les phases sont les parties homogènes du système. Elles sont caractérisées par :

- La composition chimique, le type de réseau cristallin et les propriétés résultantes.

- La présence d'une surface de séparation avec les autres parties du système appelée "interface".
- Un changement brusque de composition et de propriétés lors du passage à travers cette interface.

Parmi les phases, on distingue :

- Les solutions solides.
- Les solutions liquides
- Les combinaisons chimiques (type A_nB_n).

L'état d'équilibre d'un système correspond à la valeur minimale de l'énergie libre G dans les conditions normales d'équilibre (température T , pression P). L'énergie libre doit être constante et le travail des forces internes doit être nul.

$$dG(T, P) = 0$$

L'équilibre des alliages est dit "stable" lorsqu'il ne subit aucun changement spontané dans le temps. Cet état ne peut s'obtenir qu'à de très faibles vitesses de refroidissement ou de chauffage. D'ailleurs l'état d'équilibre réel est rarement obtenu. Dans la plupart des cas, l'équilibre est "métastable" néanmoins son état est proche de l'état stable.

Les métaux à l'état fondu, ont un grand pouvoir dissolvant vis à vis de l'état solide. C'est ainsi par exemple, que le mercure qui est liquide, à la température ambiante peut dissoudre l'or qui ne fond qu'à 1063°C . Après dissolution, le liquide obtenu est plus ou moins homogène, il est appelé "alliage liquide".

2.2. Règle des phases ou loi de Gibbs

Quand un corps fond, il y a changement de phase (et de réseau), puisqu'il passe de l'état solide à l'état liquide. La règle des phases établit la relation entre le nombre de degrés de liberté V (variance), le nombre de composants C et le nombre de phases Φ :

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

La variance désigne le nombre de facteurs d'équilibre indépendants que l'on peut faire varier arbitrairement sans que le nombre et la nature des constituants physico-chimiques varient.

n = nombre de facteurs extérieurs (température, pression).

Si on se limite aux diagramme de phases métalliques, on prend $n=1$, parce que la pression dans ce cas n'influe pas de manière significative sur les points de transformation et l'on obtient alors :

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

Comme la variance ne peut être inférieure à zéro, ni à un nombre fractionnaire, on en déduit que :

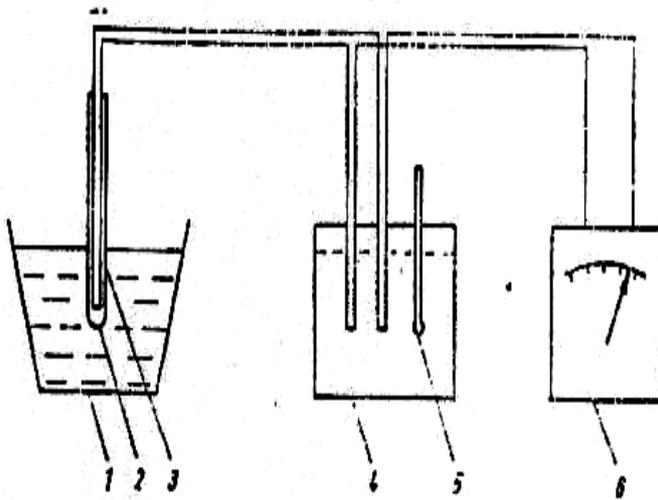
$$C - \Phi + 1 > 0 \quad \text{soit} \quad \Phi < C + 1$$

Autrement dit, le nombre de phases d'un alliage en équilibre ne peut dépasser le nombre de composants $C + 1$, cela veut dire qu'un système binaire ne peut avoir plus de trois phases en équilibre, un système ternaire ne peut avoir plus de quatre, etc.

- Lorsque $V = 0$, le système est dit invariant : la transformation de l'alliage commence et se termine à la même température et à la même composition.
- Lorsque $V = 1$, le système est dit monovariant.
- Lorsque $V = 2$, il est dit bivariant, etc.

2.3. Cristallisation des matériaux métalliques

Pour l'étude des transformations de phases il n'est pas exigé d'acquérir la quantité de chaleur exacte en calorie, mais il est suffisant d'arrêter la variation de la température en fonction du temps sous forme de courbes de refroidissement. Cette méthode est introduite par TAMMAN et désignée par l'analyse thermique. Le principe d'une analyse thermique est représenté sur la figure 38.



1. Four de fusion.
2. Verre de protection des thermo-éléments.
3. Thermo-éléments.
4. Thermostat pour maintenir la température constante
5. Thermomètre.
6. Instrument de mesure de la tension thermique.

(fig. 38)

Pour la détermination des lignes de phases dans le diagramme d'équilibre, une série d'alliages, avec différentes compositions du système à étudier, sont fondus et successivement refroidis avec l'enregistrement des courbes de refroidissement correspondantes dans un intervalle de temps déterminé.

Si on refroidi un corps ne subissant aucune transformation, on pose :

- T : température du corps.
- T_0 : température ambiante.
- C : capacité calorifique du corps.

Une faible baisse de température dT correspond au dégagement d'une quantité de chaleur dq telle que :

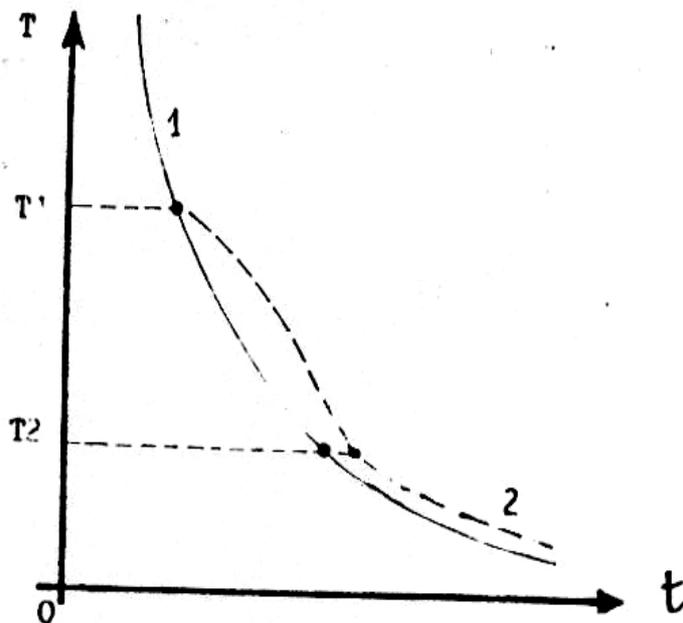
$$dq = - C.dT$$

Si l'on admet que la quantité dq est proportionnelle au temps dt , d'une part et à la différence de température $\Delta T = T - T_0$, d'autre part, on peut écrire :

$$dq = - c.dT = K(T - T_0).dt$$

$$\frac{DT}{T} = \frac{K}{C} dt \quad \Rightarrow \quad T = T_0. \exp \left[- \frac{K}{C} t \right]$$

Cela veut dire que la variation de la température du corps en fonction du temps est une fonction exponentielle, (fig. 39). Si le corps étudié subit une transformation avec changement de phase, un dégagement de chaleur se produit et modifie l'allure de la courbe de refroidissement.



Courbe de refroidissement : $T = f(t)$.

(1) : sans changement de phase.

(2) : avec changement de phase entre T_1 et T_2

T_1 : indique le début de la transformation et T_2 la fin de cette transformation

(fig. 39)

Pour étudier la cristallisation d'un corps, on le fond, puis on le place à l'état liquide dans un creuset, lui même enfermé dans une enceinte isotherme, afin de limiter la vitesse de refroidissement. La température à l'intérieur du creuset est mesurée à l'aide d'un thermocouple qui est relié à un enregistreur, ce dernier permet de tracer la courbe de refroidissement $T = f(t)$.

2.3.1. Cristallisation d'un métal pur

Pour un métal pur, la température reste constante pendant toute la durée de la solidification conformément à la règle des phases. En effet entre T_1 et T_2 , le corps est à l'état liquide, il y a un seul constituant (le corps pur) et une seule phase (la phase liquide).

$$V = 1 - 1 + 1 = 1$$

Il y a un seul degré de liberté, par conséquent, on peut choisir, à son gré, la température dans cet intervalle sans affecter l'équilibre physico-chimique.

A la température T_1 , apparaissent les premiers cristaux solides. Ainsi, la constituant reste la

même, alors qu'il y a deux phases : le corps liquide et le corps solide.

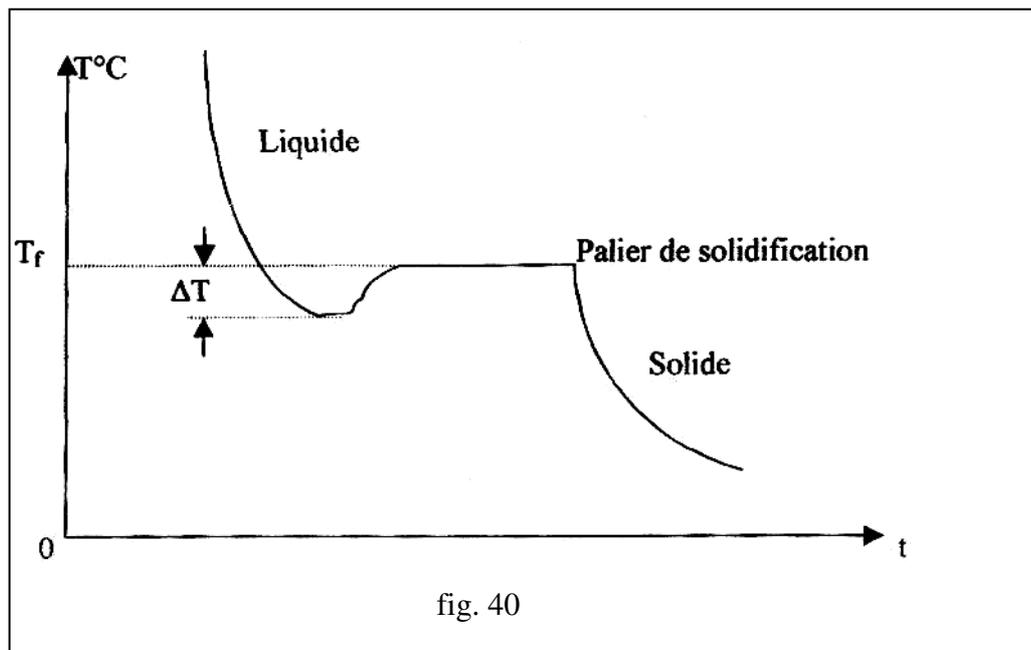
$$V = 1 - 2 + 1 = 0$$

La variance est nulle et la température reste constante pendant toute la durée de la solidification. Ceci est traduit par un palier sur le courbe $T = f(t)$, appelé "palier de solidification". La longueur de ce palier est proportionnelle à la quantité de métal solidifié.

Les métaux à l'état pur, ne cristallisent que difficilement.. La cristallisation ne s'amorce qu'en dessous de la température de fusion T_f , voir (fig. 93). On dit que le métal est en "sursufusion".

Lorsque le refroidissement est très lent, le niveau de sursufusion est faible et la cristallisation se produit à une température voisine de celle de l'état d'équilibre. Le degré de sursufusion est déterminé par la nature et la pureté du métal. Le plus souvent $\Delta T = (10 \text{ à } 30^\circ\text{C})$, sauf pour les métaux très purs, par exemple $\Delta T(\text{Sn}) = 118^\circ\text{C}$ et $\Delta T(\text{Sb}) = 135^\circ\text{C}$.

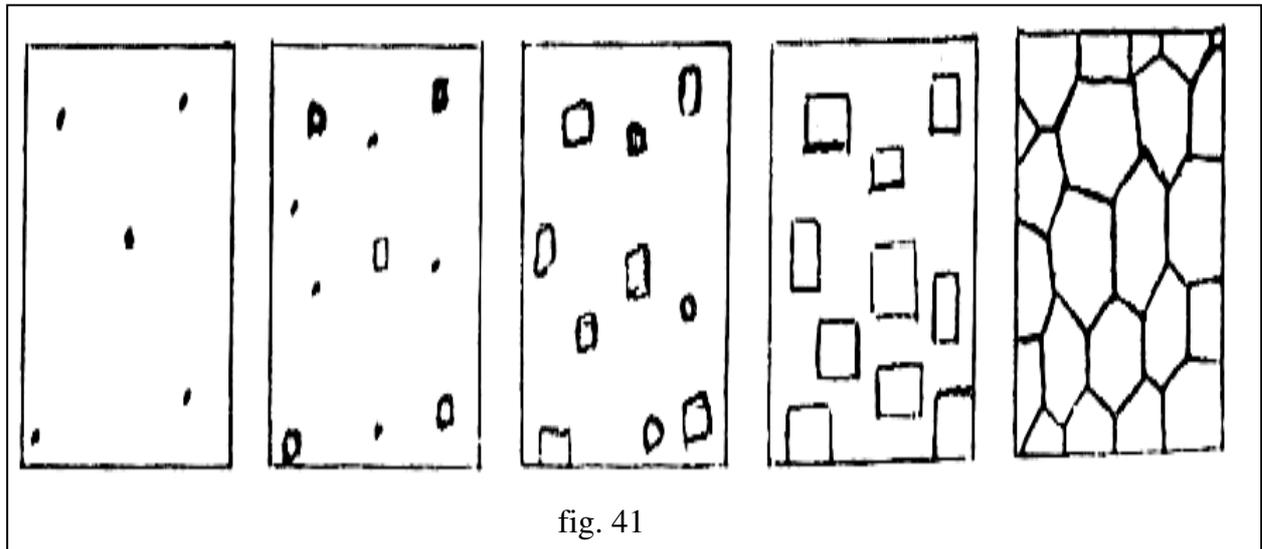
La figure 40 représente une courbe de refroidissement d'un système mono-constituant pur.



La cristallisation commence par la formation de germes et se poursuit avec leur développement et l'augmentation de leur nombre.

La figure 41, schématise les étapes de cristallisation d'un métal au cours du refroidissement. Tant que les cristaux en formation s'accroissent librement, leur forme géométrique est régulière, mais lorsqu'ils entrent en contact avec d'autres cristaux, leur forme régulière se perturbe et la croissance se poursuit dans la direction qui laisse passer le liquide

d'alimentation. Les cristaux primitifs deviennent irréguliers et prennent l'appellation de grains ou cristallites.



2.3.2. Cristallisation d'un alliage

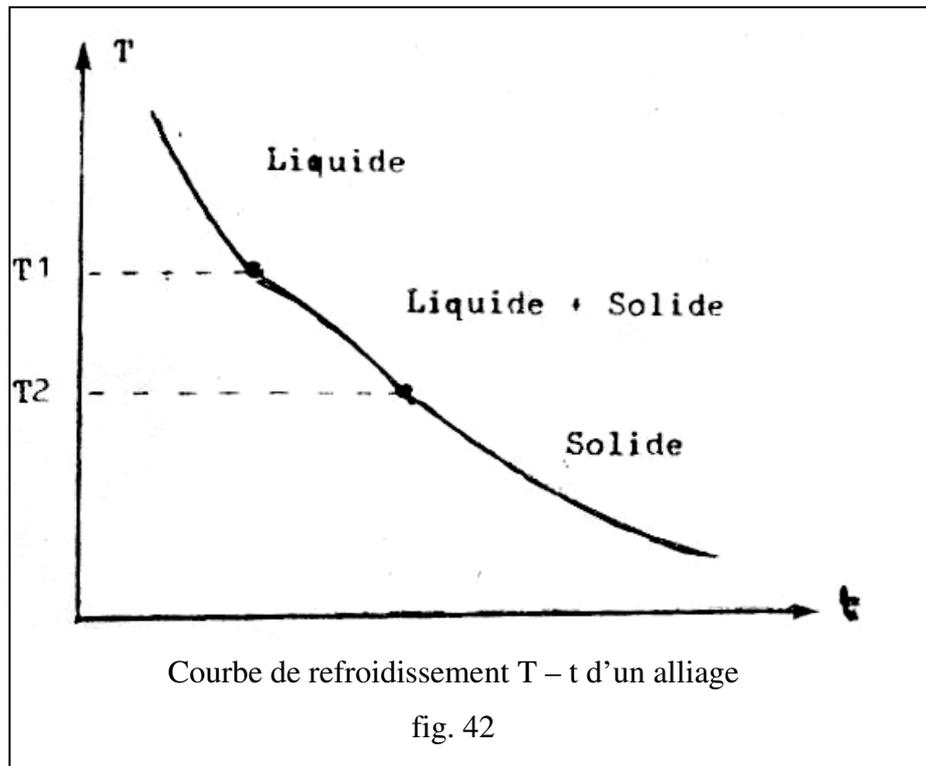
Par alliage, on entend un mélange homogène de deux métaux A et B. A l'état liquide, la solubilité de la plupart des métaux qui forment une solution liquide monophasée est illimitée. Il n'y a que quelques métaux comme le fer et le plomb qui, à l'état liquides sont presque non miscibles l'un dans l'autre et se séparent en fonction de leur densité en deux couches.

La cristallisation d'un alliage ne se poursuit qu'en cas de surfusion et de formation de germes stables (aptés à la croissance). La composition des phases d'un alliage découle de celle de la solution liquide mère. C'est pourquoi les fluctuations structurales et énergétiques d'un alliage ne suffisent pas pour produire un germe stable.

La solidification d'un alliage impose en plus, des fluctuations de concentrations, il s'agit des écarts momentanés de la composition chimique, de petits volumes isolés par rapport à sa composition moyenne. L'origine des fluctuations est, sans doute, liée à la migration des atomes par diffusion, suite à l'agitation thermique de la solution liquide.

L'analyse thermique dans ce cas, permet de suivre la solidification d'un alliage de l'état liquide à l'état solide. Un exemple du type de courbe de refroidissement qui en résulte est schématisé par la figure 42.

A la température T_1 , débute la solidification qui se manifeste sur la courbe "T - t", par un changement de pente. Entre T_1 et T_2 , on a un domaine biphasé : une phase solide qui se développe au dépens de la phase liquide à mesure que la température baisse. A partir de T_2 , et jusqu'à la température ambiante, la phase présente est complètement solidifiée. Ce genre de courbe de refroidissement peut être établi pour n'importe quelle composition de l'alliage.



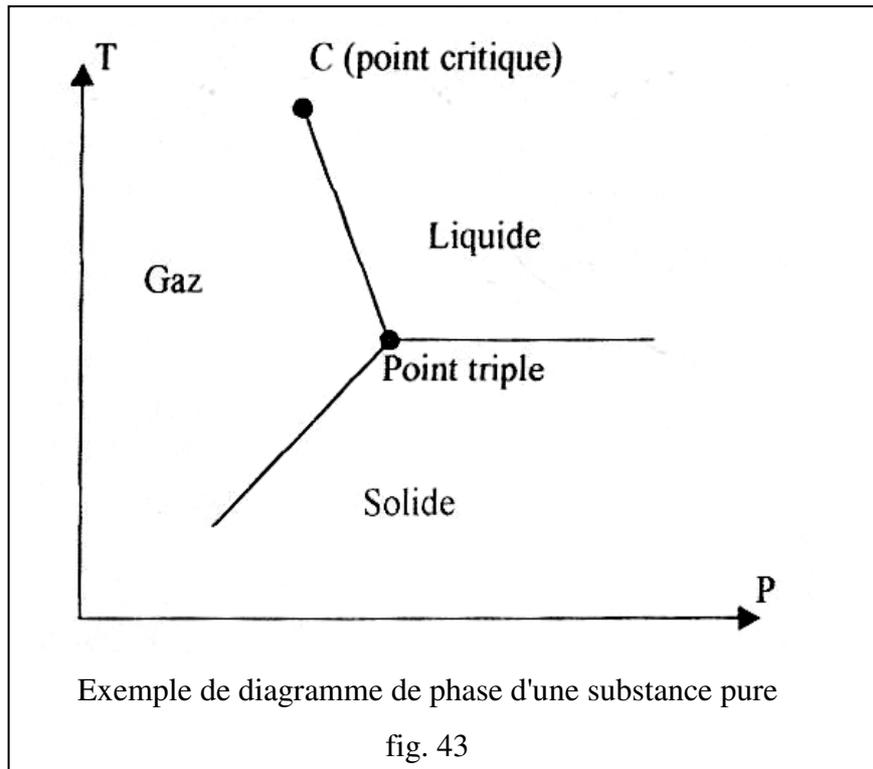
2.4. Diagramme de phase d'une substance pure

C'est le cas où il n'y a pas de variables de composition. Les seules variables sont la température T et la pression P. En général on met en abscisse la température T et en ordonnée la pression P. Nous choisissons le cas contraire dans l'exemple qui suit (fig. 43), pour la conformité avec les autres types de diagrammes.

Dans les cas de cet exemple, les trois branches du diagramme délimitent les trois états du corps correspondant :

- Un état gazeux dans la zone haute température, basse pression.
- Un état solide dans la zone basse température, haute pression.

- Un état liquide dans la zone haute température, haute pression.



2.5. Diagrammes d'équilibre

Pour la détermination des lignes de phases dans le diagramme d'équilibre, une série d'alliages avec différentes compositions du système à étudier sont fondus et successivement refroidis avec l'enregistrement des courbes de refroidissement correspondantes dans un intervalle de temps déterminé (analyse thermique).

Le refroidissement doit s'effectuer très lentement, afin d'avoir, le plus possible, l'état d'équilibre. Dans le domaine de transformation de phases, la variation de la température avec le temps montre une allure discontinue. Il apparaît des points de flexion et d'arrêt dans la courbe de refroidissement.

Un type de courbe de refroidissement, pour différents alliages d'un système, dont les composants sont totalement miscibles à l'état solide et liquide, est représenté sur la figure 44.

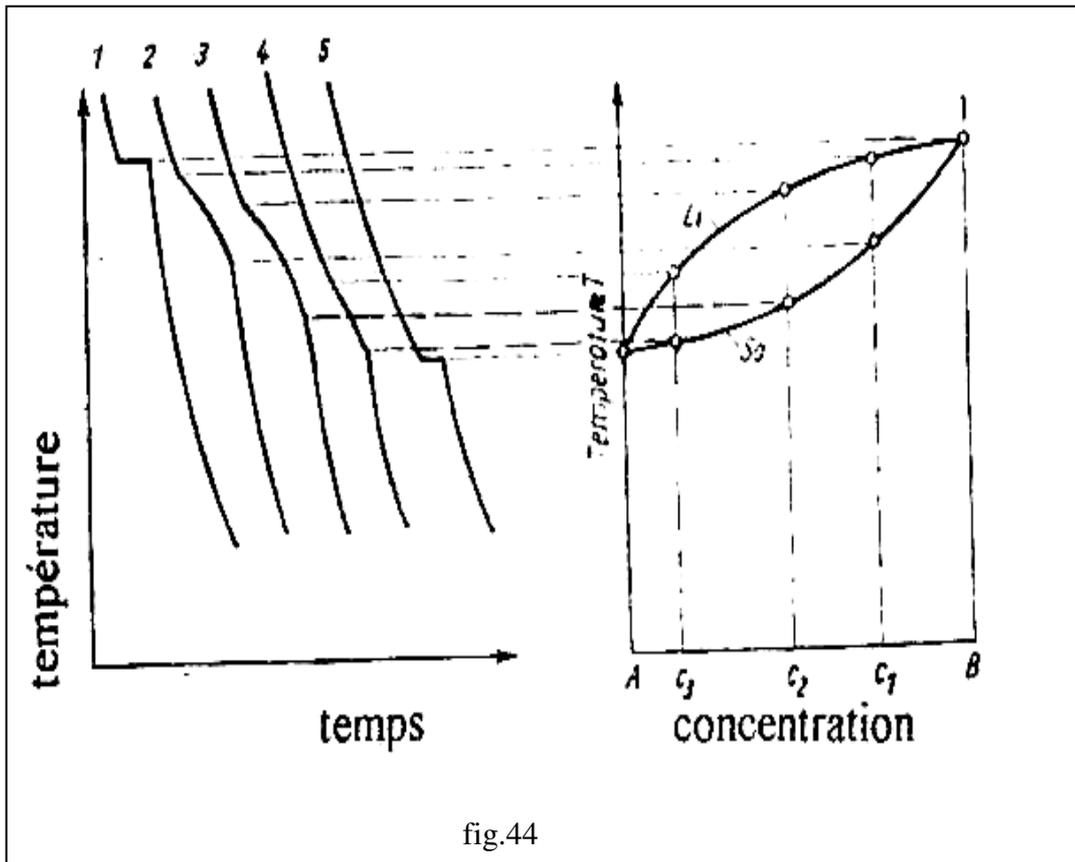


fig.44

Les valeurs de température-concentration, donne les points avec lesquels les lignes de limites de phases peuvent être construites et les domaines d'existence de chaque phase peuvent être représentés graphiquement. Les conditions pour que apparaissent les points de flexion et d'arrêt dans les courbes de refroidissement sont déterminées par le nombre de phases se trouvant en équilibre les unes avec les autres, c'est à dire, par le nombre de degrés de liberté du système.

Pour la détermination des transformations des phases à l'état solide, on utilise le plus souvent, outre l'analyse thermique, le procédé de dilatométrie, surtout dans le cas où on ne peut pas obtenir les résultats envisagés avec l'analyse thermique. Cette méthode est utilisée pour la mesure des variations des volumes spécifiques liés avec la transformation des phases. On ne mesure pas directement la variation, mais la dépendance de la température suite aux variations de volumes (variation de dimensions) de l'éprouvette.

A cause des dimensions des longueurs à mesurer, qui sont relativement petits (10^{-4} à 10^{-5} mm), on utilise des méthodes d'enregistrement avec amplification mécanique, optique ou électronique. La figure 45 représente la courbe dilatométrique du fer.

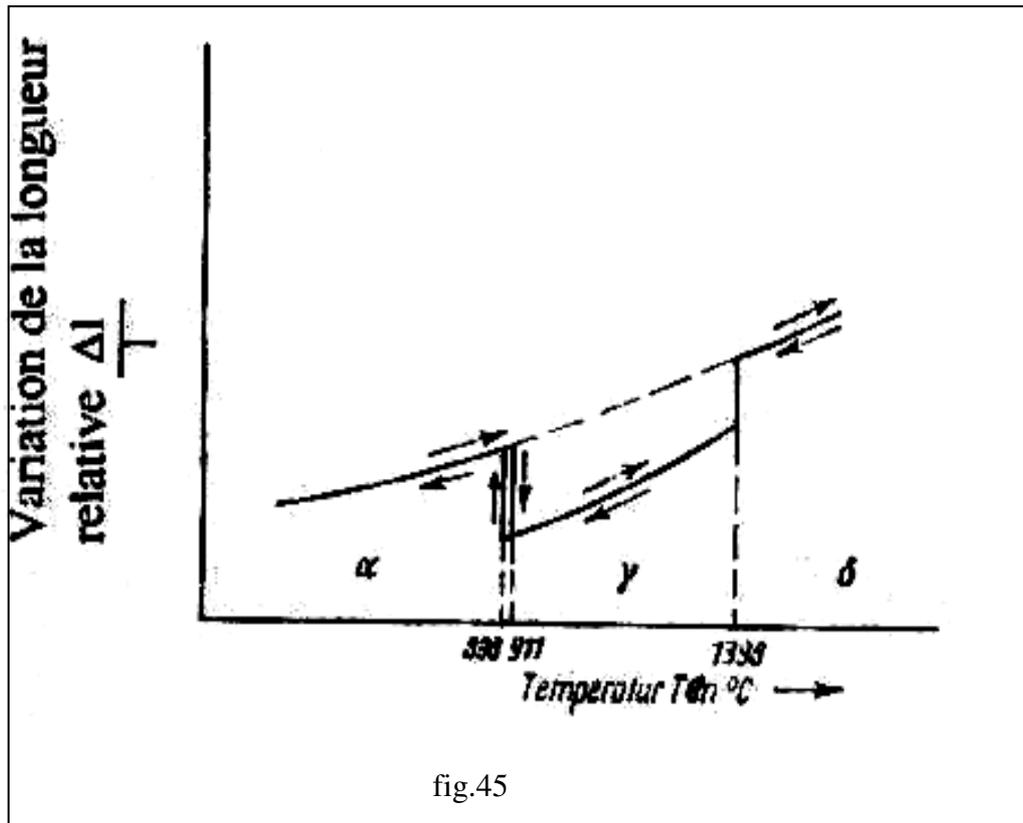


fig.45

La diminution du volume (raccourcissement de l'éprouvette), lors de la transformation des phases α et δ (cubique centré) en phase γ (cubique à faces centrées), est due à l'empilement très compact de la phase γ . Les températures de transformation des phases α et δ sont différentes selon qu'il s'agisse d'un chauffage ou d'un refroidissement.

Les températures de transformation obtenues à partir des courbes de dilatométrie, peuvent être dévaluées lorsque la composition est modifiée par l'addition d'autres éléments d'alliages. Les méthodes représentées pour la détermination des points de transformation de phase sont valables uniquement pour les systèmes pour lesquels l'état d'équilibre thermodynamique, peut être mis au point dans un intervalle de temps très court.

Si l'état d'équilibre n'est atteint qu'après un temps très lent à cause de la vitesse de réaction qui est très faible (dans le cas des systèmes de silicates), dans ce cas, on utilise la méthode de trempe qui consiste à refroidir le système dans un milieu de trempe à l'eau, à l'huile, etc.

Les phases obtenues pour les différentes températures à l'équilibre sont fixées pour chaque éprouvette à la température ambiante. Elles peuvent être identifiées à l'aide du microscope ou par rayon X.

2.5.1. Principaux types de diagrammes d'équilibre du système binaire

2.5.1.1. Diagramme d'équilibre d'un système avec miscibilité totale des composants à l'état solide et liquide.

Le type de ce diagramme est représenté sur la figure 46 avec la courbe de refroidissement et la structure de la miscibilité des composants A et B.

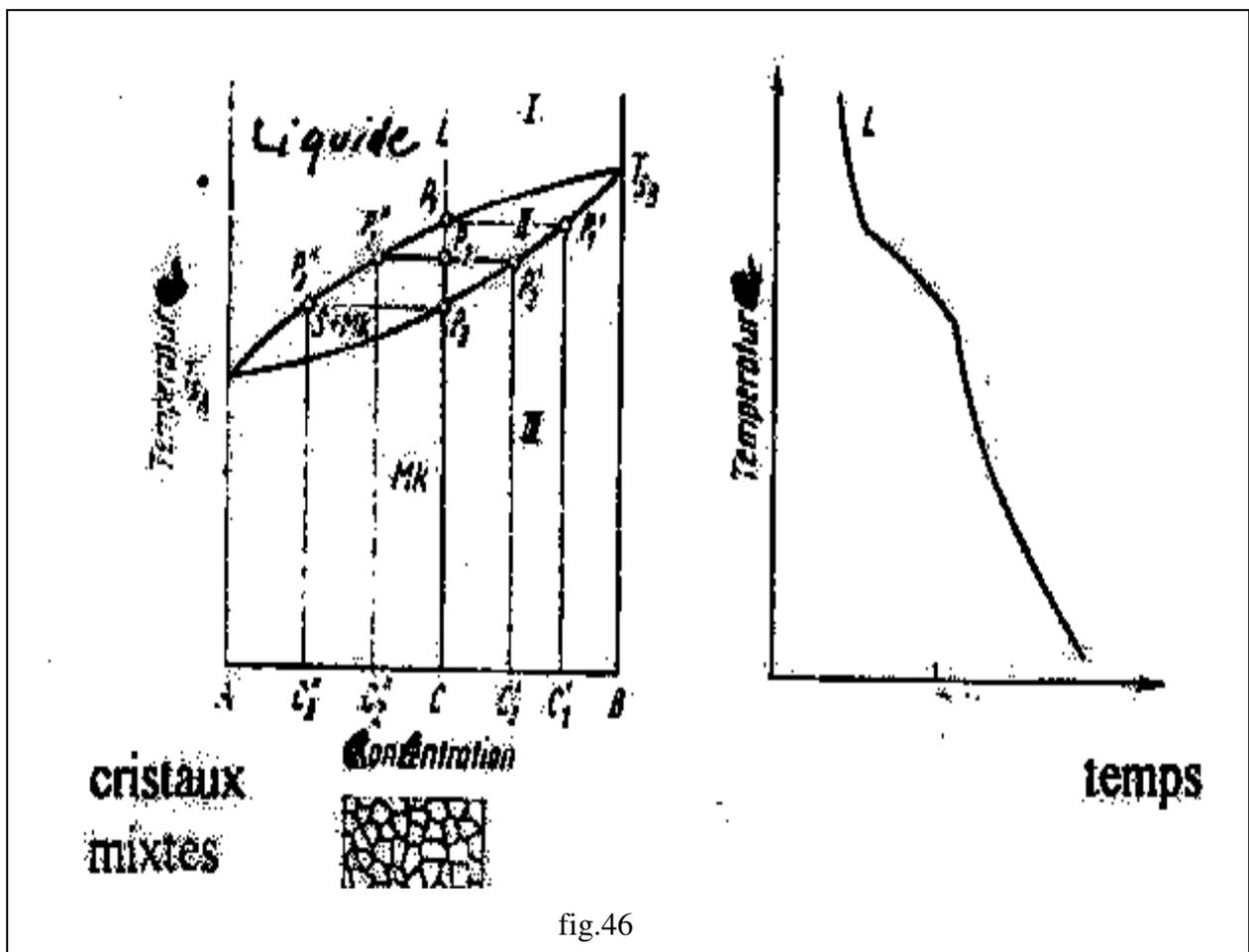


fig.46

Les lignes liquidus et solidus délimitent dans ce diagramme trois domaines :

Dans le domaine I, et aux températures supérieures à la ligne liquidus, se présente uniquement une phase qui est le liquide homogène.

Dans le domaine II, entre le liquidus et le solidus, existent le liquide et les cristaux mixtes comme phase thermodynamiquement stable.

Dans le domaine III, au dessous de la ligne solidus, où se trouve seulement une phase solide, les cristaux mixtes de substitution dont les paramètres du réseau sont linéaires et dont la composante A pure peut passer dans la composante B pure. Pour un système homogène, la loi de Gibbs donne une relation entre le nombre de composants K, le nombre de phases P et le nombre de degré de liberté F.

$$F = K + 2 - P$$

Le nombre de degrés de liberté F signifie le nombre de grandeurs d'état (pression, température, concentration) qu'on peut choisir librement et lesquelles peuvent varier indépendamment l'une de l'autre sans que le nombre de phases varie.

Si on considère la pression constante ($P = \text{cst}$), l'équation de Gibbs peut s'écrire :

$$F = K + 1 - P$$

Pour ce système, on peut déterminer le nombre de degrés de liberté dans chaque domaine. Pour le domaine I, où ($K = 2$, $P = 1$) et $F = 2$, cela signifie que la concentration et la température peuvent être choisies librement dans ce domaine. Les mêmes rapports se trouvent dans le domaine II, où le nombre de degrés de liberté $F = 1$ (pour $K = 2$ et $P = 2$). Cela signifie qu'on peut varier librement une seule grandeur d'état soit la température ou la concentration. Si on considère la courbe de refroidissement d'un alliage L (figure ci-dessous) avec une composition C, à l'état d'équilibre, on peut constater les phénomènes suivants :

Dans le domaine I, il existe un liquide homogène, sa composition correspond à la concentration C ou $1 - C$ correspondant respectivement à la composante B ou A dans l'alliage. Lors du refroidissement, et lorsque le point P_1 , de la ligne liquidus est atteint, il y a précipitation des cristaux mixtes à partir du liquide.

La composition de ces cristaux mixtes est C'_1 , elle est déterminée sur les coordonnées de concentrations du point P'_1 , représentant l'intersection de $P_1P'_1$ avec la ligne solidus. La vitesse de refroidissement diminue avec l'énergie libre de cristallisation. La courbe de refroidissement est caractérisée par un point de flexion.

Les cristaux mixtes ayant la concentration C'_1 , contiennent plus d'atomes B que la composition de l'alliage correspondant. Avec la diminution de la température, se précipitent encore les cristaux mixtes riches en composante B et la concentration de la composante B dans le liquide diminue. Lorsque la température de l'alliage aura atteint le point P_2 , les

cristaux mixtes ont la concentration C'_2 , tandis que la concentration dans le liquide est C''_2 . Les concentrations C'_2 et C''_2 sont obtenues par l'intersection $P''_2 P'_2$ avec la ligne solidus et liquidus.

Au point P_3 , la température solidus de l'alliage est atteinte, la concentration des composants dans les cristaux mixtes correspond à la composition de l'alliage et le liquide résiduel (non solidifié) possède la concentration C''_3 . Au dessous de la température solidus, existent uniquement les cristaux mixtes solides. La vitesse de refroidissement est de nouveau élevée, car il n'y a pas de chaleur de cristallisation libre et dans la courbe de refroidissement l'on a encore un point d'inflexion. Pendant la solidification, la composition des cristaux mixtes varie de la concentration C'_1 à C'_2 .

La compensation de concentration s'effectue selon un processus de changement de place, si leur compensation totale n'est pas possible à cause de la rapidité de refroidissement, il se forme à l'intérieur des cristallites, une différence de concentration, appelée ségrégation de cristaux (ce genre de cristallite est appelé cristaux mixtes zonaux).

Les quantités des phases liquides et cristaux mixtes se trouvant au point P_2 , sont déterminées par la position de ce point par rapport aux lignes solidus et liquidus.

La quantité de la phase liquide est désignée par m_L et la quantité de la phase de cristaux mixtes est désignée par m_C . Donc la quantité unitaire totale de l'alliage sera :

$$m_L + m_C = 1$$

La concentration C de la composante B dans l'alliage total se détermine à partir de la quantité B se trouvant dans le liquide et dans les cristaux mixtes en tenant compte de la concentration d'équilibre dans les deux phases C''_2 et C'_2 . Et selon la loi de levier on peut déterminer m_C et m_L :

$$m_L C''_2 + m_C C'_2 = C$$

$$m_C = 1 - m_L$$

$$m_L = \frac{C'_2 - C}{C'_2 - C''_2}$$

$$m_C = \frac{C - C''_2}{C'_2 - C''_2}$$

$$\frac{m_C}{m_L} = \frac{C - C''_2}{C'_2 - C}$$

Donc le diagramme d'équilibre permet, non seulement, de définir le nombre et type de phases existant pour les différentes températures et concentration mais aussi de déterminer les quantités de ces phases dans la structure. La miscibilité totale des deux composantes à l'état solide et liquide présente un cas limite de la formation d'alliages.

2.5.1.2. Diagramme d'équilibre d'un système avec miscibilité totale des composantes à l'état liquide et non miscibilité totale à l'état solide.

Le diagramme d'équilibre, les courbes de refroidissement des alliages L_1 et L_3 , ainsi que leur structure sont représentés sur la figure 47.

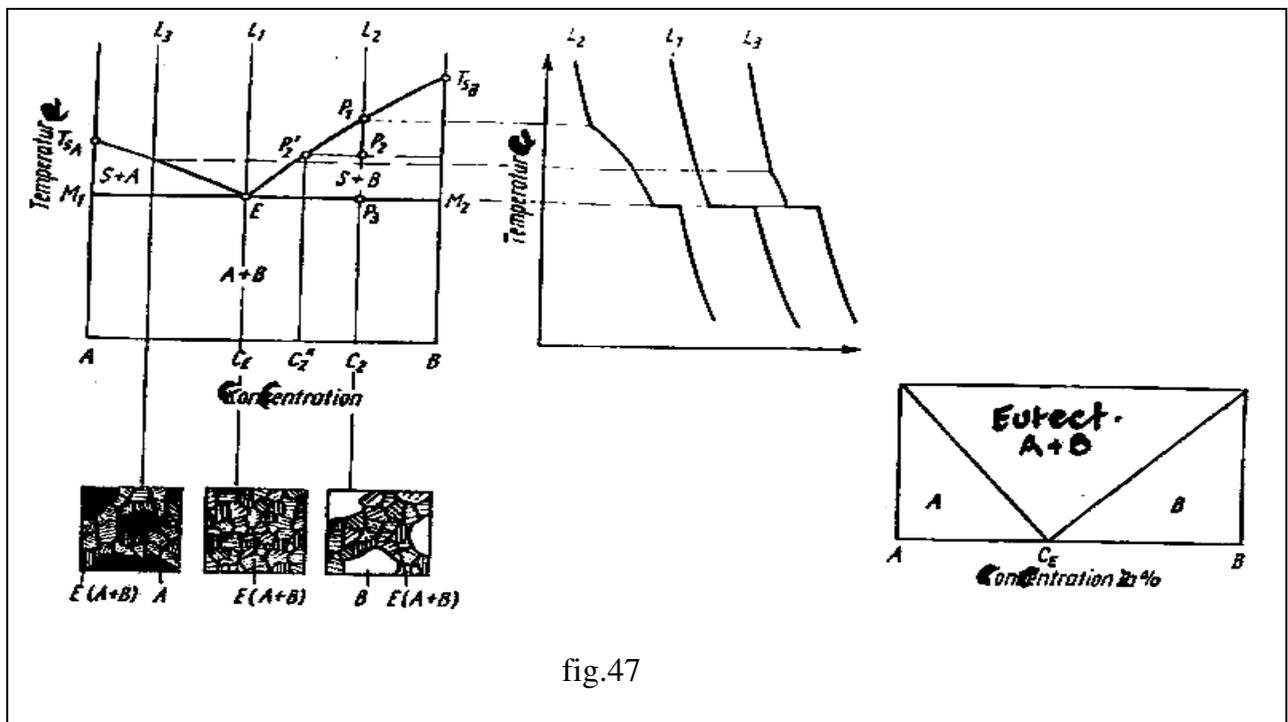


fig.47

Ils existe quatre lignes limites de phases formant quatre domaines séparés. Au dessus de la ligne liquidus, T_{SA} , E et T_{SB} existe le domaine du liquide homogène Les températures de solidification des composantes pures T_{SA} et T_{SB} diminuent avec l'addition de la deuxième composante.

La température du liquidus de l'alliage en dépendance de la concentration peut être déterminée selon Roozeboom, à partir du point de solidification de la composante B pure.

$$T_{SC} = \frac{T_{SB} \cdot U_B}{U_B - R \cdot T_{SB} \cdot \ln C}$$

T_{SB} : température de solidification de la composante B.

T_{sc} : température de liquidus de l'alliage.

R : constante des gaz.

U_B : chaleur de fusion molaire de la composante B.

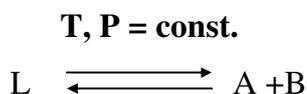
C : concentration de la composante B dans l'alliage.

La même expression est valable pour la composante A. Cette relation nous fournit des courbes qui décroissent avec l'augmentation de la concentration de la deuxième composante. Elles se coupent au point E du diagramme d'équilibre. Le point E désigne le point eutectique et auquel se trouvent trois phases en état d'équilibre, l'une avec l'autre (liquide, phase A et phase B).

En utilisant la loi des phases, on obtient à ce point $K = 2$, $P = 3$, et le nombre de degrés de liberté $F = 0$.

Si on considère l'allure de la courbe de refroidissement de l'alliage L_1 avec la concentration C_E . L_1 est un alliage eutectique, à la température T_E , il y a cristallisation des phases solide A et B. Les phases solides des composantes A et B sont identiques, car les composantes représentent une non miscibilité totale à l'état solide.

La courbe de refroidissement de cet alliage présente un point d'arrêt à la température eutectique T_E à cause de $F = 0$, c'est à dire la température T_E reste longtemps constante jusqu'à ce que la totalité du liquide soit consommée selon la réaction eutectique :



Puisque la température de solidification de l'eutectique se trouve très au dessous de la température de solidification des composantes pures, il se forme une infinité de germes de cristallisation qui s'empêchent de s'accroître et ce qui donne, le plus souvent, une structure lamellaire à grains fins, tels que l'exemple des aciers hypereutectoïdes représentés sur la figure 48.

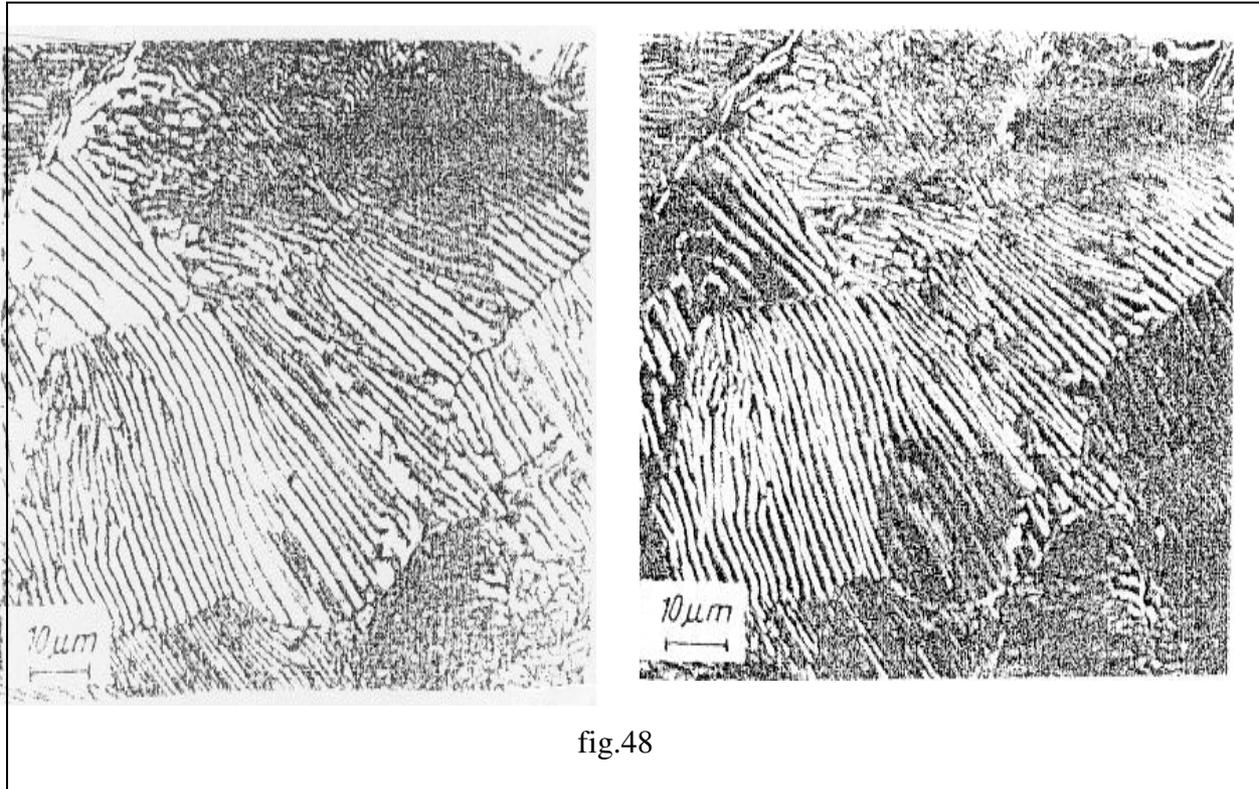


fig.48

Les alliages eutectiques sont les plus utilisés dans l'industrie, à cause de leur point de fusion faible, leur structure fine et leurs bonnes propriétés mécaniques. Au dessous de le ligne liquidus, deux phases séparées l'une de l'autre par l'eutectique, où les cristaux de la composante A et B se trouvent en état d'équilibre avec le liquide. La règle de phase de Gibbs donne pour les deux domaines de phases, le nombre de degré de liberté $F = 1$.

Si on commence le déroulement du refroidissement de l'alliage L_2 avec la concentration C_2 et lorsque l'alliage L_2 aura atteint le point P_1 de la ligne liquidus, à cet instant, commence la précipitation des cristaux de la composante pure B à partir du liquide à cause de la chaleur libre de cristallisation, la vitesse de refroidissement de l'alliage diminue et un point d'inflexion apparaît dans la courbe de refroidissement.

La précipitation des cristaux de la composante B continue à augmenter avec la diminution de la température, ce qui fait changer la composition du liquide. Lorsque le point P_2 de la ligne liquidus est atteint, la concentration est C''_2 . Selon l'équation de Roozboom, la température de solidification du liquide diminue avec la diminution de la concentration de la composante B.

Au point P_3 , la température de solidification T_E de l'eutectique est atteinte et le liquide restant, possède la composition eutectique C_E , à ce moment se précipitent simultanément les

cristaux de la composante B et A, c'est à dire la solidification du liquide restant, s'effectue eutectiquement. Dans la courbe de refroidissement de l'alliage L_2 apparaît à la température T_E , un point d'arrêt où $P = 3$, $K = 2$ et $F = 0$.

Dans la structure de l'alliage L_2 existe à côté des cristaux primaires de la composante B, l'eutectique se composant de cristaux fins des composantes A et B. Les rapports analogues sont valables pour les alliages à intervalle de concentration $0 \leq C \leq C_E$, dans ce cas, les cristaux primaires sont composés de A et de l'eutectique. Pour le point P_2 , on peut déterminer la quantité de cristaux B selon l'expression :

$$\frac{\text{Quantité de cristaux B}}{\text{Quantité du liquide restant}} = \frac{C_2 - C''_2}{1 - C_2}$$

De la même façon, les quantités de A, B et de l'eutectique peuvent être déterminées.

2.5.1.3. Diagramme d'équilibre d'un système avec miscibilité complète des composants à l'état liquide et miscibilité partielle à l'état solide

Les systèmes ou diagrammes d'équilibre déjà envisagés, sont des cas limites de miscibilité complète et de non miscibilité à l'état solide. Il existe d'autres systèmes qu'on va considérer dans cette partie, dont les composantes sont miscibles seulement à une étendue limitée, et le plus souvent, utilisés en pratique.

Dans un tel système, (fig. 49), on peut constater la présence de deux nouvelles phases α et c .

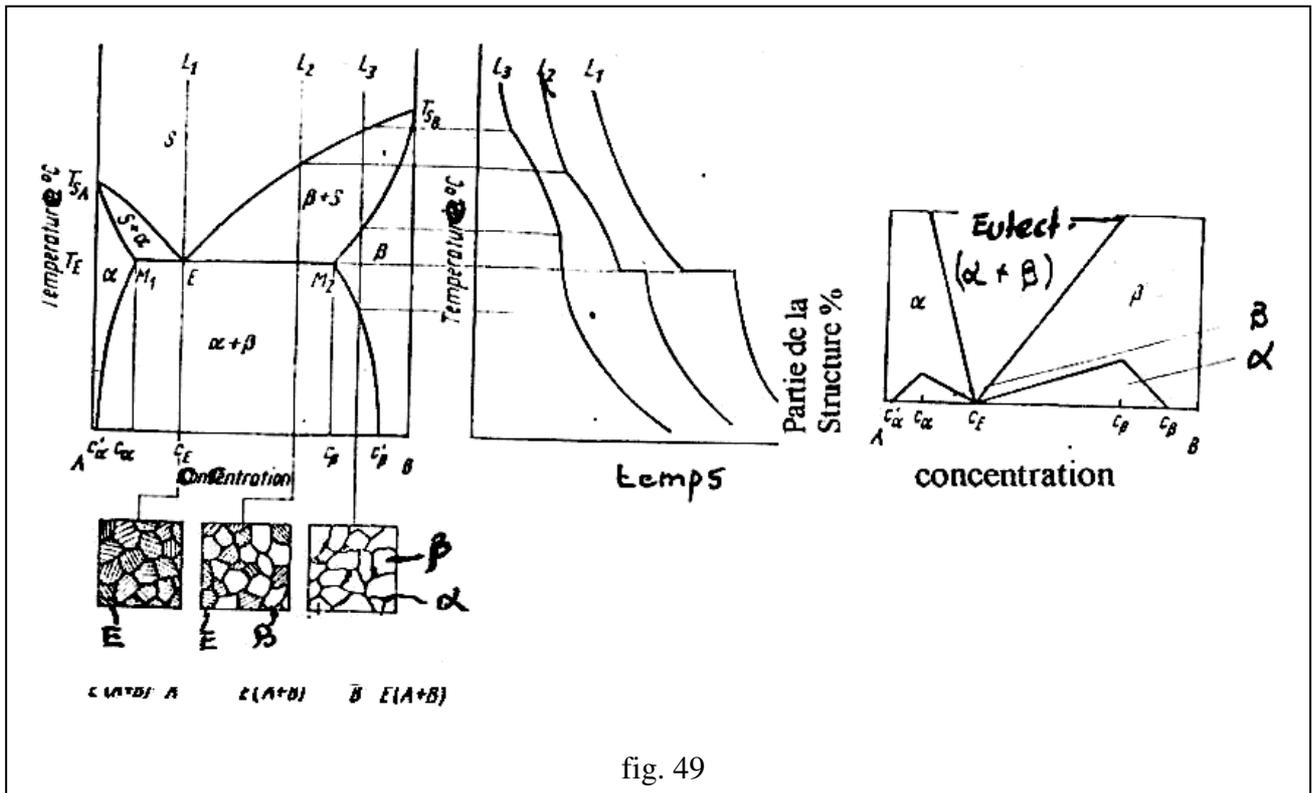
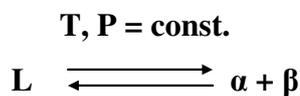


fig. 49

Les cristaux mixtes α possèdent le réseau fondamental du réseau cristallin de la composante A, de même que les cristaux mixtes β possèdent le réseau fondamental du réseau cristallin de la composante B. Ces deux cristaux peuvent apparaître comme cristaux mixtes de substitution ou d'intercalation et sont thermodynamiquement stables seulement pour certains domaines de concentrations en dépendance de la température.

Dans le diagramme, (fig. 102), apparaît une séparation eutectique. La ligne liquidus $T_{SA}ET_{SB}$ de ce diagramme, présente principalement la même allure comme dans le système avec miscibilité complète. L'allure de la ligne solidus est donnée par la courbe $T_{SA}M_1M_2T_{SB}$. La séparation du liquide homogène s'effectue selon la réaction :



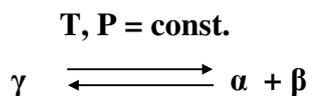
Cette réaction est différente de celle déjà étudiée dans les diagrammes d'équilibre précédents où elle est donnée sur la totalité du domaine de concentration de 0 jusqu'à 1, mais seulement dans l'intervalle $C_\alpha \leq C \leq C_\beta$ où C_α et C_β sont les concentrations d'équilibre dans les phases de cristaux mixtes α et β à la température eutectique T_E .

Dans les intervalles de concentration $0 < C < C_\alpha$ et $C_\beta < C < 1$, le liquide se solidifie selon le système à miscibilité totale à l'état liquide et solide. A l'état solide, apparaît d'autres lignes limites de phases avec les courbes $M_1C'_\alpha$ et $M_2C'_\beta$ qui donnent les limites de solubilité des cristaux mixtes α et β pour les composantes A et B.

Au point M_1 , et à la concentration C_α , les cristaux mixtes α possèdent la solubilité maximale pour la composante B, avec la diminution de la température, diminue le nombre d'atomes B solubles dans le réseau cristallin de la composante A, ils se diffusent alors dans le domaine du réseau cristallin où l'énergie est favorable.

Dans cette position, la concentration C_β , augmente et se forme le réseau cristallin de la composante B, et les cristaux mixtes β se séparent sous la forme de ségrégation.

Les limites de solubilité sont, le plus souvent, déterminées par les méthodes de mesures magnétiques ou radiographiques. Les réactions de démixtion (séparation) peuvent s'effectuer non seulement dans le liquide homogène mais aussi à l'état solide sous la forme de réaction eutectique.



Un autre type de réaction pouvant s'effectuer pour les trois phases se trouvant en état d'équilibre, l'une avec l'autre, est la réaction péritectique. Elle est caractérisée par la précipitation des cristaux mixtes du liquide, par exemple, la réaction des cristaux mixtes β en cristaux mixtes α . Le diagramme d'équilibre d'un système péritectique est représenté par la figure 50.

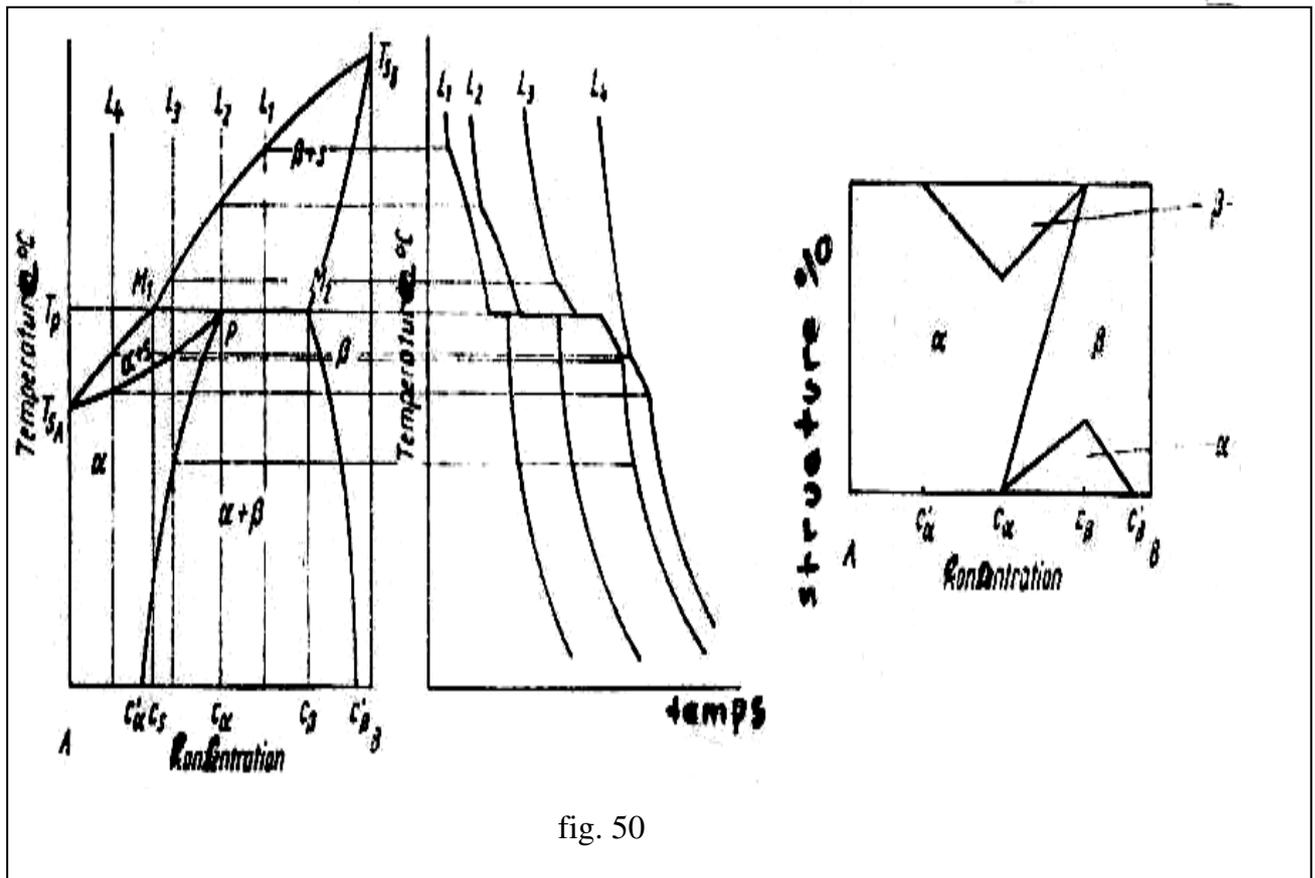


fig. 50

Dans l'intervalle de température $T_{SB} > T > T_P$, se précipitent les cristaux mixtes β à partir du liquide homogène. Leur concentration d'équilibre varie suivant la ligne $T_{SB}M_2$ et atteint, à la température $T = T_P$, la valeur maximale C_β . La composition du liquide varie suivant la ligne $T_{SB}M_1$ et possède au point M_1 la valeur C_S .

Lorsque la température péritectique T_P est atteinte, il y a transformation (recomposition) des cristaux mixtes β avec le liquide en cristaux mixtes α dont la concentration d'équilibre prend la valeur C_α . La loi de phase donne pour le point péritectique P, le nombre de degrés de liberté $F = 0$ avec $C = 2$ et $P = 2$.

Les courbes de refroidissement des alliages dont la composition se trouve dans l'intervalle $C_S \leq C \leq C_\beta$ (L_1, L_2, L_3) doivent posséder un point d'arrêt. La température reste longtemps constante, jusqu'à ce que le liquide ou les cristaux mixtes β sont consommés à la transformation péritectique. Les alliages dont la composition se trouve dans l'intervalle $C_\alpha \leq C \leq C_\beta$ (L_1), possèdent une grande quantité de cristaux mixtes β , lesquels sont

consommés avec le reste du liquide lors de la transformation péritectique.

Après solidification, la structure est composée de cristaux mixtes α formés lors de la transformation péritectique et de reste de cristaux mixtes β . Les alliages qui ne sont pas compris dans l'intervalle de concentration $C_s \leq C \leq C_\beta$ se solidifient selon le système à miscibilité complète, dont la précipitation des cristaux mixtes α s'effectue dans l'intervalle $0 < C < C_s$ et celle de β dans l'intervalle $C_\beta < C < 1$.

A l'état solide, la solubilité des cristaux mixtes α se rétrécit suivant la ligne PC'_α , et pour β suivant la ligne $M_2C'_\beta$.

La structure contient des ségrégations de cristaux mixtes α et β dont la quantité est donnée sur le rectangle de structure de la figure 50.

2.5.1.4. Diagramme d'équilibre d'un système avec phases intermétalliques

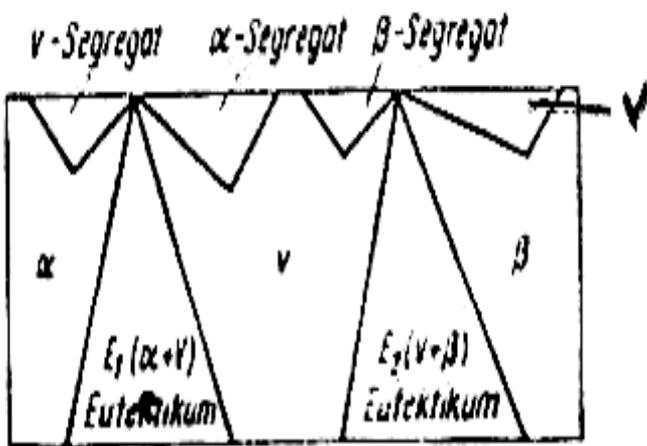
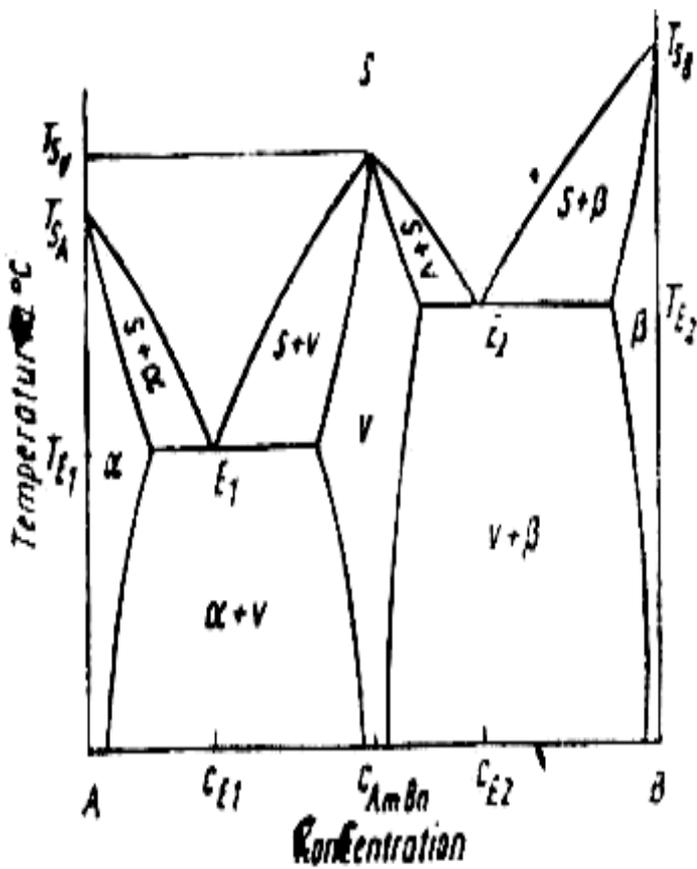
Les composantes d'un système peuvent former une ou plusieurs phases intermétalliques ayant la forme générale $AmBn$ ($m, n = 1, 2, 3, \dots$). Le nombre et la forme des lignes limites de phases dans le diagramme d'état dépendent principalement des propriétés des phases intermétalliques, lesquelles sont déterminées par les composantes A et B.

Le réseau cristallin des phases intermétalliques est très compliqué et plusieurs possibilités peuvent exister, notamment :

- a. La phase intermétallique se cristallise à partir du liquide et peut dissoudre dans son réseau les atomes des composantes A et B dans un étendu limité, donc dans un certain domaine de concentration, ou elle peut aussi exister sous la forme de la composition C_{AmBn} .
- b. La phase intermétallique se forme ensuite à la transformation péritectique, comme suite d'une réaction entre deux liquides.

La figure 51 montre le diagramme d'état d'un système avec phases intermétalliques $AmBn$, et caractérise la composition moyenne. Pour $AmBn$, correspond la concentration C_{AmBn} et pour laquelle on a un maximum dans la ligne liquidus.

Plus la température de fusion de la phase intermétallique est élevée, plus l'énergie de sa formation est grande. La courbe de refroidissement d'un alliage avec composition $AnBm$ et à la température T_{SV} , est caractérisée par la présence d'un point d'arrêt.



(fig. 51)

Diagramme d'équilibre d'un système avec miscibilité complète des composantes A et B à l'état liquide et miscibilité partielle à l'état solide et dans lesquelles la phase intermétallique se forme jusqu'au point de fusion V(AmBn).

Le comportement d'une phase intermétallique lors de la solidification est le même que celui du métal pur. Le diagramme d'état peut se décomposer en deux diagrammes de solidification eutectiques, dont le premier se compose de la composante A et V et l'autre de la composante V et B. Lors de la solidification, les mêmes processus s'effectuent dans chaque diagramme.

3. Diagramme Fer-Carbone

3.1. Le fer et ses caractéristiques

Le fer est le métal de base le plus important pour les alliages techniques. Il est relativement abondant dans l'écorce terrestre (4,7 % en masse) sous forme d'états combinés dans de nombreuses roches. Le fer pur n'est pas employé dans l'industrie, les plus employés sont les alliages de fer avec le carbone qui sont la fonte et l'acier. Le fer pur est obtenu soit :

- Par électrolyse des sels de fer (fer électrolytique).
- Par décomposition thermique du pentacarbonyl de fer ($\text{Fe}(\text{CO})_5$).
- Par recuit de longue durée du fer doux dans un courant d'hydrogène à des température de 1000°C à 1400°C .

Avec 99,9 % de fer, il est déjà pur, mais il contient toujours des trous de différents éléments. Le fer le plus pur qui peut s'obtenir actuellement contient 99,999 % de fer. Le fer est de couleur blanche possédant les caractéristiques suivantes :

- Masse atomique : 55,85.
- Nombre atomique : 26.
- Rayon atomique $1,27 \text{ \AA}$ (CFC).
- Masse volumique $7,8 \text{ g/cm}^3$.
- Température de fusion 1539°C .

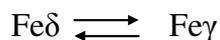
Il possède une dureté HB de 60 kp/mm^2 , une contrainte limite de traction d'environ 20 kp/mm^2 et une faible limite d'élasticité. C'est un bon conducteur de chaleur et d'électricité (une résistivité électrique à 20°C de $9,76 \cdot 10^{-8} \Omega\text{m}$). Grâce à sa grande perméabilité magnétique, il est très utilisé dans l'électrotechnique. Les propriétés magnétiques du fer dépendent dans une grande mesure de sa pureté et des régimes de traitement thermiques.

On connaît deux formes (variétés) allotropiques du fer (deux réseaux cristallins différents). 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.

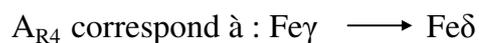
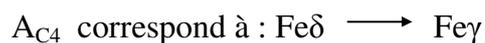
Ces transformations sont établies grâce aux paliers thermiques des courbes de refroidissement ou de chauffage. Les courbes (fig.52) de chauffage ou de refroidissement du fer sont caractérisées par plusieurs points d'arrêt (point critique ou palier) correspondant à des températures définies pour des transformations déterminées.

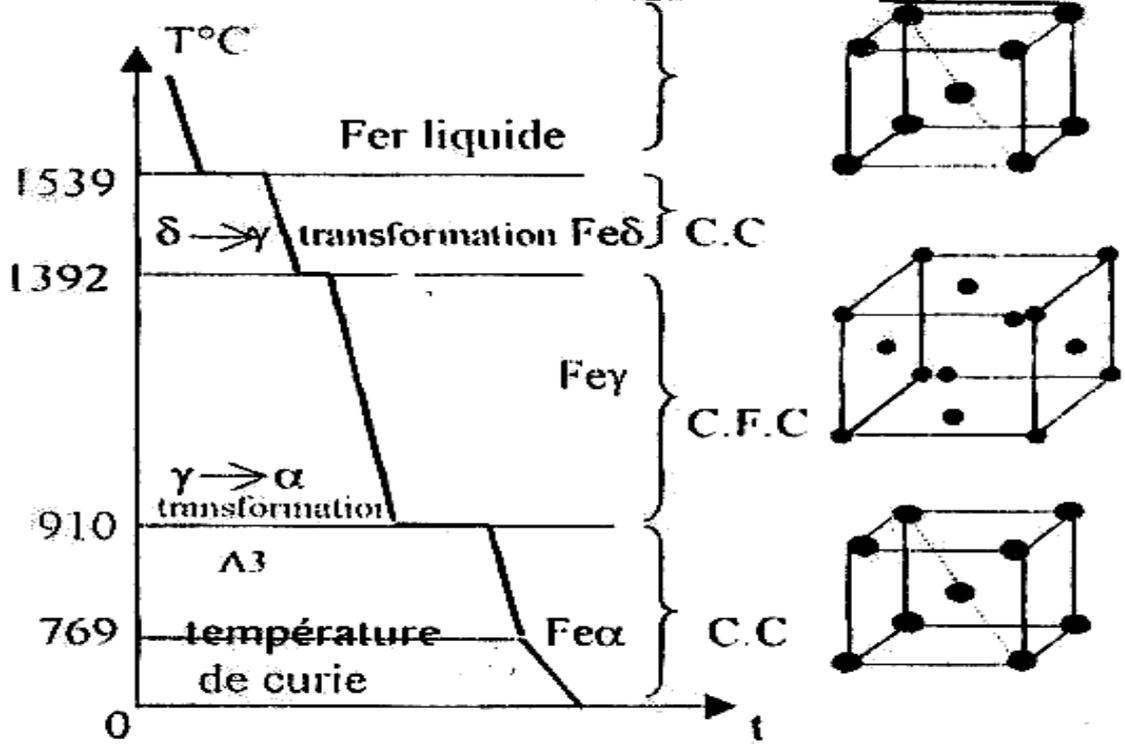
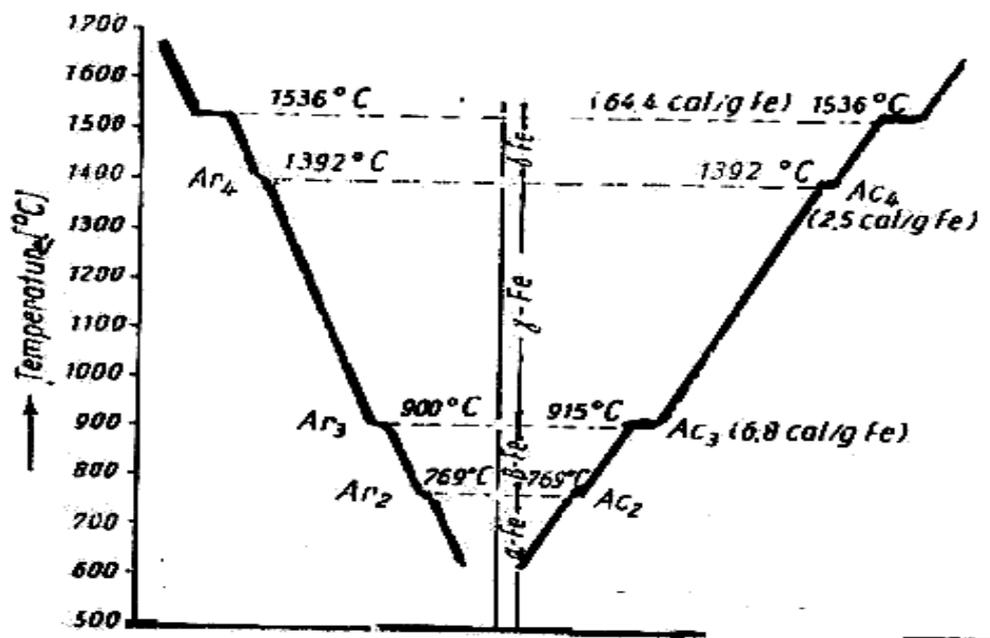
Le fer α existe aux températures inférieures à 910°C et supérieures à 1392°C . Aux températures supérieures à 1392°C , le fer α est désigné par $\text{Fe}\delta$. Le fer α possède un réseau cubique centré, il est magnétique jusqu'à la température de 768°C . Cette température est appelée point de curie, 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. Si on étudie les courbes de refroidissement et de chauffage, on peut constater les transformations suivantes : le premier point d'arrêt apparaît à la température de 1539°C (température de fusion du fer). Avec Abaissement de la température, la totalité du fer se solidifie et se cristallise à la température de 1392°C , à cette température, il y a apparition du deuxième point d'arrêt correspondant à la transformation :



Ce point est désigné par A_{C4} , ou A_{R4} , respectivement pour le chauffage ou le refroidissement :





(fig.93) courbe de refroidissement du fer pur

fig.52

Le troisième point critique (palier) se trouve à la température de 911°C, ce point est désigné par A_{C3} , ou A_{R3} .

A_{R3} correspond à la transformation : $Fe\gamma \longrightarrow Fe\alpha$ lors du refroidissement.

A_{C3} correspond à la transformation : $Fe\alpha \longrightarrow Fe\gamma$ lors du chauffage.

Le quatrième point est désigné par A_{R2} ou A_{C2} , correspondant à la transformation magnétique dont la température est de 768°C, appelé aussi point de curie, au dessus de cette température le fer perd ses propriétés magnétiques et devient paramagnétique. Si on examine un morceau de fer à l'aide d'un aimant à la température de 750°C et 800°C, on constate qu'à 750°C, il est toujours attiré par l'aimant, tandis qu'à 800°C, il n'est plus attiré. Au dessous de A_{R2} ou A_{C2} on a la présence du $Fe\alpha$..

Le tableau ci-après, résume les caractéristiques des différentes phases :

Phase	Réseau Cristallin	Constante du Réseau en mm	Domaine D'existence	Solubilité Maximale	Désignation structure
$Fe\delta$	CC	$a = 29,3 - T = 1425^\circ\text{C}$	$1536 > T > 1392^\circ\text{C}$	0,10% - $T = 1493^\circ\text{C}$	δ -Ferrite
$Fe\gamma$	C.F.C	$a = 36,4 - T = 1100^\circ\text{C}$	$1392 > T > 911^\circ\text{C}$	2,06% - $T = 1147^\circ\text{C}$	Austénite
$Fe\alpha$	CC	$a = 28,66 - T = 20^\circ\text{C}$	$T < 911^\circ\text{C}$	0,02% - $T = 723^\circ\text{C}$	Ferrite
Fe_3C	Rhomb oédrique	$a = 45,15$ $b = 50,84 - T = 20^\circ\text{C}$ $c = 67,30$	$T < 1330^\circ\text{C}$		Cémentite

3.2. Le carbone et ses caractéristiques

C'est un élément non métallique peut abondant, (0,1% en masse dans l'écorce terrestre). Il est rare à l'état libre, on le rencontre à l'état combiné dans toutes les substances végétales et animales comme dans le pétrole, le charbon, le bois, la houille, etc. Ses caractéristiques sont les suivantes :

- Numéro atomique : 6.
- Masse atomique : 12.
- Rayon atomique : 0,77 Å.
- Masse volumique : 2,5 g/cm³.
- Température de fusion : 3500°C.

C'est un élément polymorphe et il existe deux variétés cristallines dans les conditions ordinaires, le diamant et le graphite. La variété du diamant est métastable à réseau cristallin C.F.C et il est classé comme le plus dur des corps solides, c'est aussi un isolant électrique.

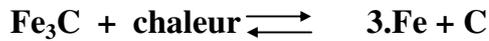
Le graphite possède un réseau hexagonal simple, c'est un matériau réfractaire, relativement bon conducteur d'électricité. On l'utilise à l'état poudre pour les mines de crayons, pour la lubrification (combinaison de graphite et de graisse), dans les bronzes graphités ou encore en suspension colloïdale.

Le carbone dont le point de fusion est supérieur à 3500°C est soluble dans le fer et peut se cristalliser à l'état pur en formant le graphite ou se combiner avec le fer en formant une phase intermétallique Fe₃C appelée cémentite ou carbone de fer.

La phase inter métallique cémentite a une structure très compliquée et elle est très dure (HB = 800kp/mm²). La Formation du graphite ou de la cémentite dépend des éléments d'alliage qui accompagnent le fer et surtout du type de refroidissement (vitesse de refroidissement).

Lorsque le refroidissement du métal liquide est lent les atomes de carbone se cristallisent en formant le graphite et clans le cas contraire lorsque le refroidissement est

rapide on a la formation de la cémentite (Fe_3C), qui ne peut se décomposer à la température ambiante, mais à un maintien de température supérieure à 500°C et d'une durée très longue. La cémentite peut se décomposer en graphite suivant la réaction :



La présence aussi du silicium peut favoriser la décomposition de la cémentite (formation du graphite). Donc on a l'existence de deux diagrammes d'équilibres :

- Le diagramme d'équilibre métastable Fe- Fe_3C (cémentite).
- Le diagramme d'équilibre stable fer-graphite.

3.3. Diagramme d'équilibre : Fer-cémentite

C'est le diagramme d'équilibre Fer-carbone métastable. Il représente la composition des phases et la structure des alliages dont la concentration varie du fer pur à la cémentite. La cémentite correspond à 6,67 % de carbone.

La figure 53 représente à la fois les deux diagrammes, celui représenté par des traits en pointillés correspondant au diagramme stable fer-graphite et l'autre en trait continu correspondant au diagramme métastable fer-cémentite.

Pour des températures élevées, la cémentite se décompose en fer et en carbone et c'est la cause qui ne laisse pas connaître la température de fusion de la cémentite, on considère sa température de fusion à environ 1392°C et peut être, elle est plus élevée.

Sur la figure 120, le fer pur représente la partie limite gauche et la cémentite la partie limite droite. La cémentite contient 6,67 % de carbone. Les alliages de fer et de carbone contenant plus de 6,67 % de carbone n'ont aucun intérêt dans l'industrie, à part les ferro-manganèses qui contiennent de 6 à 8 % de carbone.

Le diagramme d'équilibre Fe- Fe_3C métastable, possède une structure analogue à celle du système eutectique plomb-antimoine. Les complications qui existent dans le fer sont les différentes modifications allotropiques du fer et les différentes capacités de dissolution du carbone. Les aciers et aciers de moulage se solidifient selon le système

métastable, tandis que la solidification des fontes de moulage s'effectue, le plus souvent, suivant la forme stable et métastable suite à la haute teneur en carbone et en refroidissement lent.

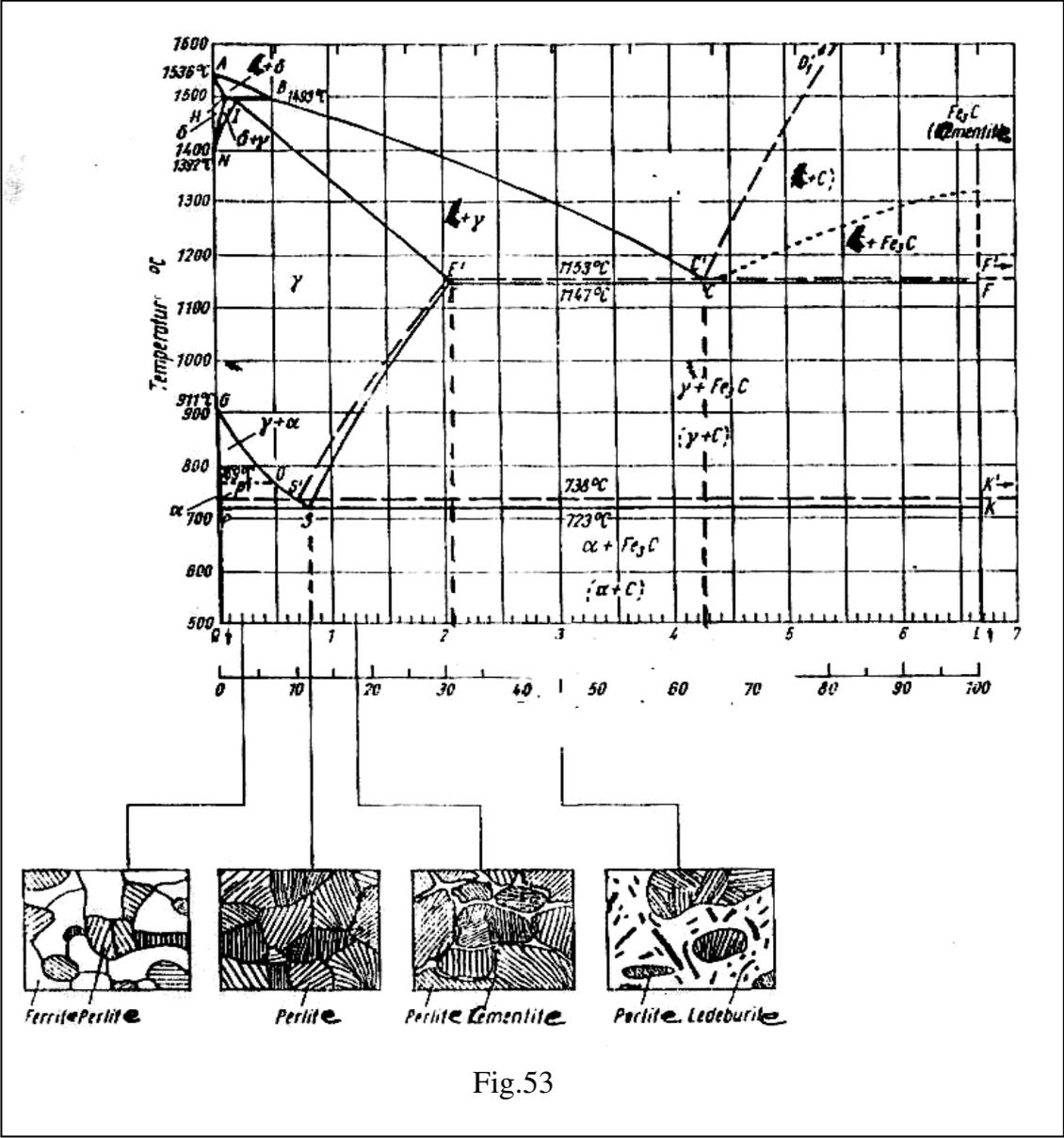


Fig.53

3.3.1. Les points caractéristiques du diagramme

- A : correspond à la température de fusion du fer pur (1539°C).
- D : correspond à la température de fusion de la cémentite (1392°C).
- B : 0,51 % C dans la phase liquide en équilibre avec la ferrite δ et l'austénite à la température péritectique 1493°C.
- H : 0,10 % C teneur limite du carbone dans la ferrite δ à 1493°C.
- I : 0,16 % C dans l'austénite à la température péritectique 1499°C.
- N (1392°C) et G (910°C) marquent la transformation polymorphe réciproque ferrite-austénite ($\delta \rightleftharpoons \gamma$).
- E : 2,1 % C teneur limite du carbone dans l'austénite à la température eutectique (ECF 1147°C).
- S : 0,8 % C dans l'austénite à la température eutectoïde 727°C.
- P : 0,02 % C teneur limite dans la ferrite à la température eutectoïde 727°C.
- C : 4,3 % C transformation eutectique à la température 1147°C.

Les liquides du diagramme d'équilibre Fe-Fe₃C qui déterminent le processus de cristallisation ont la notation et le sens physique suivant :

- AB : liquidus qui matérialise la température de début de cristallisation de la ferrite δ à partir de l'alliage liquide.
- NH et NI : limite supérieure intérieure de la coexistence des deux phases ferrite δ et austénite (A).
- BC : liquidus qui marque le début de cristallisation de l'austénite A à partir de l'alliage liquide.

- CD : liquidus correspondant au début de cristallisation de la cémentite primaire (C_{m1}) à partir de l'alliage liquidé.

Donc ABCD représente la ligne liquidus pour tout le diagramme au dessus de ABCD, tous les alliages sont à l'état liquide.

- AH : ligne de solidus traduisant les températures délimitant le domaine de l'alliage liquide et les cristaux Fe δ . Au dessous existent uniquement les cristaux de ferrite δ .
- HIB : ligne de transformation péritectique (T = 1499°C, C = constante), A la température inférieure à 1499°C, on a l'amorce de la réaction péritectique (interaction du liquide de composition B avec les cristaux de fonte δ de composition H dégage de l'austénite de composition I.



- ECF : cette ligne correspond à la cristallisation de l'eutectique appelé lédéburite (L_b).

Donc AHIECF représente la ligne de solidus, au dessous de cette ligne, tous les alliages se trouvent à l'état cristallin (solide).

Entre les lignes de solidus et de liquidus, tous les alliages se trouvent à l'état pâteux avec des composantes hétérogènes de liquide et de cristaux (ferrite, austénite, cémentite) ayant des compositions différentes et dans des portions variables.

Les alliages à teneur en carbone inférieure ou égale à 2,06 % C s'appellent aciers et dont la teneur en carbone est inférieure à 2,06 % C s'appellent fontes. Cette délimitation coïncide avec la solubilité limite du carbone dans l'austénite. L'austénite possède une structure très plastique, ce qui rend les aciers malléables, les fontes possèdent de bonnes propriétés de fonderie, un point de fusion plus bas et des retraits plus petits dus à la présence dans la structure du composant eutectique lédéburite.

Les points de transformations des aciers jouent un rôle prédominant dans la détermination des températures des traitements thermiques (trempe, revenu, recuit et cémentation).

Ces points sont notés par A_0 , A_1 , A_2 , A_3 et A_{cm} , lors du chauffage ou du refroidissement sont notés respectivement par A_{C0} , A_{C1} , A_{C2} , A_{C3} et A_{CCm} et A_{r0} , A_{r1} , A_{r2} , A_{r3} et A_{rCm} .

- A_0 : ($T = 210^\circ\text{C}$) correspond à la transformation lors du chauffage de la cémentite ferro-magnétique en cémentite non magnétique.
- A_1 : ($T = 727^\circ\text{C}$) correspond à la transformation réversible perlite –austénite.
- A_2 : point de curie ($T = 769^\circ\text{C}$), au dessus de cette température le fer perd ses propriétés magnétiques, cette température est marquée par ligne MO.
- A_3 , correspond aux températures associées à la ligne SE (Cm est le symbole abrégé de la cémentite)

Donc les lignes GOS et SE représentent le lieu des points A_3 et A_{cm} définissant des températures variables.

Les points caractéristiques du diagramme fer-carbone stable et métastable sont donnés dans le tableau suivant :

Point	Température en °C	% de carbone
A	1539	0
B	1499	0,51
C	1147	4,30
D	1392	6,67
E	1147	2,06
F	1147	6,67
G	910	0

H	1499	0,10
I	1499	0,16
K	723	6,67
M	760	0
N	1392	0
P	727	0,02
Q	20	0,006
C'	1147	4,30
E'	1153	2,03
S'	727	0,69

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

Désignation	% de carbone
Aciers hypoeutectiques	0,02 à 0,8
Aciers entectoïdes	0,8
Aciers hypereutectiques	0,8 à 2,06
Aciers hypoeutectiques	2,06 à 4,3
Fontes eutectiques	4,3
Fontes hypereutectiques	4,3 à 6,67

3.3.2. Définitions des constituants micrographiques

3.3.2.1. Le carbone

C'est un élément polymorphe. Dans les conditions ordinaires, il se trouve sous la forme d'une variété de graphite, mais il peut exister également sous la forme d'une variété métastable de diamant. Le carbone est soluble dans le fer à l'état liquide et solide, mais peut aussi former une combinaison chimique, la cémentite Fe_3C .

3.3.2.2. La ferrite (F)

C'est une solution solide de carbone dans le fer α , c'est à dire la ferrite est constituée par du fer α renfermant des traces de carbone (faible teneur en carbone, inférieure à 0,02 %), ainsi que d'autres inclusions.

On distingue la ferrite α à basse température et à solubilité du carbone allant jusqu'à 0,02 % et la ferrite δ à haute température et à solubilité limite en carbone allant jusqu'à 0,1 %. La ferrite est peu tendre et très ductile ($HV = 90$, $Rm = 300 \text{ N/mm}^2$, $K = 300 \text{ J/cm}^2$), Elle est magnétique à ta température ordinaire, au microscope ta ferrite a l'aspect de grains homogènes polyédriques. Elle possède un réseau cubique centré et elle est ferromagnétique jusqu'à 760°C .

3.3.2.3. L'austénite (A)

C'est une solution solide de carbone et d'autres inclusions dans le fer γ , La solubilité limite du carbone dans le fer γ est de 2,14 %. L'austénite est stable à haute température, elle est peu dure est relativement malléable ($HB = 300$). La microstructure de l'austénite est composée de gains polyédriques . Elle peut exister à la température ambiante que dans un état métastable. Elle est anti-ferromagnétique.

3.3.2.4. La cémentite (C)

La cémentite ou carbone de fer (Fe_3C) est une combinaison chimique de fer et de carbone dont la teneur en carbone peut atteindre 6,67 %. Elle est magnétique jusqu'à 210°C et très dure ($HB = 700$) mais fragile. La microstructure de la cémentite peut se présenter dans les aciers sous les formes suivantes :

- Lamellaire dans la perlite lamellaire.
- Grains dans les aciers avant subit un traitement thermique de recuit.
- Précipites inter-granulaires dans les aciers ayant un pourcentage de carbone supérieur à 0,8 %.

Selon le diagramme Fe-Fe₃C et lors du refroidissement, la cémentite peut exister sous trois différentes formes de liaisons mais avec la même composition chimique.

Désignation	Obtention par :
Cémentite primaire	Cristallisation primaire du métal liquide suivant la ligne CD
Cémentite secondaire	Ségrégation à partir de l'austénite suivant la ligne ES
Cémentite tertiaire	Ségrégation à partir de la ferrite suivant la ligne PQ

3.3.2.5. la perlite (P)

C'est un eutectoïde formé d'un mélange de grains de cémentite, sphéroïdaux noyés dans la ferrite globulaire en couches alternées (88 % de ferrite et 12 % de cémentite). Elle est obtenue lors du refroidissement et par décomposition de l'austénite à 0,8 % de carbone.

Elle présente dans l'acier ordinaire toujours une teneur en carbone de 0,85 %. La perlite est dure (HV = 200) et assez ductile $R_m = 800 \text{ N/mm}^2$, $A = 10^{40}$.

3.3.2.6. La troostite (T)

C'est une perlite extrêmement fine obtenue pour des vitesses de refroidissement assez importantes (huile). Les nodules de troostite qui se développent à partir des joints de grains sont constitués par des lamelles de ferrite-cémentite non séparables en microscopie optique. Cette microstructure est caractérisée d'une trempe douce. Les caractéristiques mécaniques de la troostite sont assez importantes (HV \approx 450).

3.3.2.7. La bainite (B)

Ce constituant qui présente une morphologie aciculaire est obtenu après des vitesses de refroidissement élevées. On distingue des bainites supérieures qui peuvent être considérées comme étant des plaquettes de ferrite contenant des carbures apparaissant parallèlement à l'axe de la plaquette, et des bainites inférieures qui

s'assimilent à des plaquettes de ferrite contenant une fine précipitation de carbures dispersés dans la plaquette de ferrite. Ces carbures ne sont discernables qu'en microscopie électronique.

Les caractéristiques mécaniques associées à une texture bainitique approchent celles d'une structure martensitique.

3.3.2.8. La sorbite (S)

Ce constituant n'est plus 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. Par exemple la dureté reste encore élevée ($HV \approx 300$ à 400) pour une bonne résilience.

3.3.3.2.9. La martensite α' (M)

Cette phase cristallise dans le système quadratique. On peut la considérer comme une solution solide de carbone dans le réseau distordu de la ferrite. Cette distorsion est la caractéristique d'un acier refroidi rapidement depuis la température de l'austénitisation, et elle coexiste souvent avec la bainite et la troostite. La martensite possède une grande dureté ($HV = 700$ à 900), mais présente l'inconvénient d'être très fragile. Elle est ferromagnétique comme la ferrite.

La martensite peut se présenter sous différentes morphologies : massive ou aciculaire. Cette dernière forme est de loin la plus répandue dans le cas des aciers faiblement alliés.

Toutes ces microtextures ou microstructures sont toutes des produits de décomposition de l'austénite. Elles sont composées d'un mélange de ferrite α et de carbure (cémentite ou carbure plus ou moins complexes). La morphologie des deux phases en présence dépend essentiellement de la vitesse de refroidissement.

3.3.2.10. Le lédéburite I (L_I)

C'est un mélange eutectique entre l'austénite et la cémentite et provenant lors du refroidissement du métal liquide avec 4,3 % de carbone à la température eutectique.

Le lédéburite I contient 51,4 % d'austénite et 48,6 % de cémentite et peut contenir 2,06 à 6,67 % de carbone. Son domaine de stabilité est 723°C à 1147°C.

3.3.2.11. Le lédéburite II (L_{II})

Le lédéburite II provient durant le refroidissement du lédéburite I par décomposition eutectoïdale du composant contenant 51,4 % d'austénite en perlite à la température de 723°C. Le lédéburite II contient 51,4 % de perlite et 48,6 % de cémentite.

Durant la solidification des alliages de fer et de carbone, il y a lieu trois types de transformations isothermiques, il s'agit des réactions péritectiques, eutectiques et eutectoïdes.

Remarques :

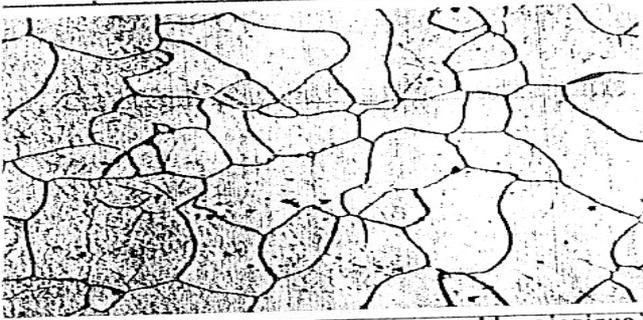
Les traitements et les textures que nous venons de passer en revue ne sont pas uniquement applicables à des aciers faiblement alliés, ils sont directement transposables à tous les alliages métalliques possédant un diagramme similaire (exemple fer-Cu, Ti-CU, certains laitons, certains bronzes d'aluminium, etc.).

Toutefois, les caractéristiques mécaniques peuvent être différentes d'un alliage à l'autre. Dans le tableau suivant, est exposée à titre de comparaison, la dureté des différents constituants des aciers.

Constituant pur	HB	HV	HRc	Rm en kgf/mm ²
Ferrite non alliée	≈ 45			≈ 24
Ferrite écrouie	50 à 80			
Perlite lamellaire	200 à 250	215 à 265	≈ 20	≈ 75
Perlite grenue	160 à 170	≈ 175		≈ 60
Austénite	230 à 280	235 à 285	20 à 25	≈ 85
Sorbite	250 à 300	260 à 310	25 à 30	≈ 90
Troostite	400 à 450	425 à 480	45 à 50	≈ 150
Martensite	650 à 750	750 à 900	60 à 65	250
Cémentite	600 à 650			≈ 225
Lédéburite	360 à 375			≈ 130

Ferrite alliée : dureté après avoir ajouté successivement 1 % en poids des éléments suivants							
Elément	Cr	Mo	Cu	Ni (V)	W	Mn	Ti
Dureté HV	74	80 à 85	80 à 88	80 à 94	80 à 98	≈ 90	≈ 105

Sur La figure 54 sont représentés les divers constituants micrographiques des aciers et des fontes :



FERRITE (Gr.=150) (attaque acide picrique)



CÉMENTITE



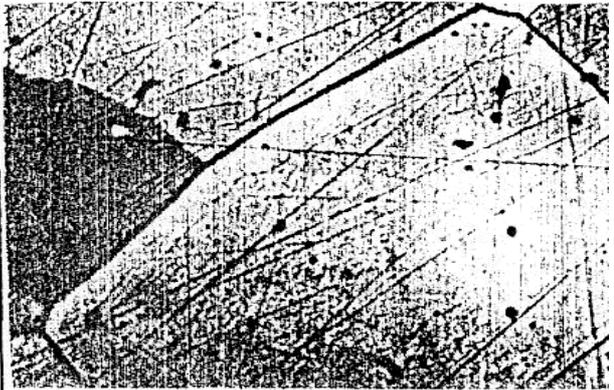
PERLITE LAMELLAIRE (Gr.=600)



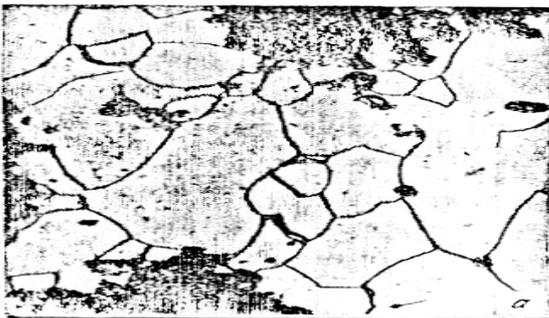
PERLITE GLOBULAIRE (Gr.=900)



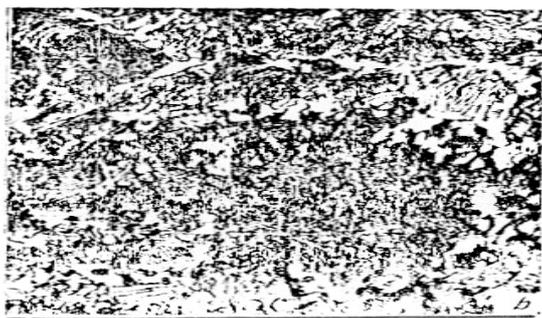
PERLITE LAMELLAIRE (Gr.=600)



AUSTÉNITE (Gr.=600)



(a) : fonte ferritique



(b) : fonte perlitique

microstructure de la fonte malléable

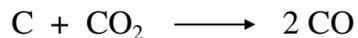
Gr. = 500

Fig.54

3.4. Malléabilisation par décarburation (fonte malléable à cour blanc)

Si dans le cas de la malléabilisation par graphitisation, on procède par un traitement thermique dans ce cas de malléabilisation par décarburation, on procède par un traitement mixte thermochimique. Il consiste à chauffer la fonte à 960°C durant 50 à 100 heures dans un milieu oxydant constitué de minerai de fer de manière à éliminer le carbone de la fonte sous forme de gaz. L'oxydation du carbone se déroule comme suit :

- L'oxygène ambiant de la caisse réagit avec le carbone de la surface des pièces en donnant les gaz CO et CO₂
- L'oxyde de carbone réagit avec le minerai de fer en donnant du CO₂.
- Le gaz CO₂ formé agit sur le carbone de la fonte suivant la réaction :

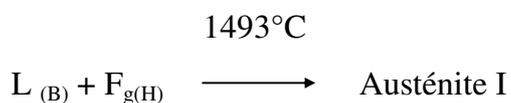


Ainsi, l'oxydation porte sur le carbone de l'austénite de la surface de la pièce et le carbone diffuse du centre vers la périphérie pour remplacer la carbone oxydé et la cémentite entre en solution.

3.5. Les transformations

3.5.1. Transformation péritectique

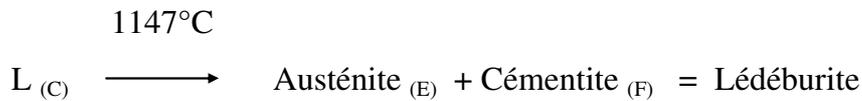
Durant le refroidissement des alliages titrant de 0,1 à 0,51 % de carbone, se précipite la ferrite δ (F_δ) suivant la ligné AB. A la température de 1493°C, il y a interaction péritectique des cristaux δ (0,1 % C) avec le reste du liquide de composition B (0,51 % C), (L_B), en formant l'austénite de composition I (0,16 % C) selon la réaction péritectique :



3.5.2. Transformation eutectique

Les alliages liquides titrant de 2,06 à 6,67 % C se solidifient suivant la ligne BC en donnant de l'austénite primaire suivant la ligne CD en donnant la cémentite primaire.

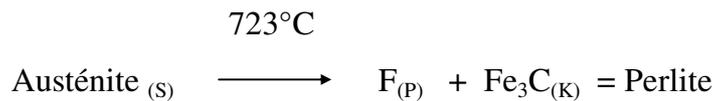
A la température eutectique de 1147°C, se décompose le liquide eutectique restant (4,3%C) en austénite (2,06 % C) et cémentite (6,67 % C) selon la réaction eutectique :



Le mélange formé d'austénite (E) et de cémentite (F) est appelé lédéburite selon le nom du métallurgiste allemand Ledebur.

3.5.3. Transformation eutectoïde

A la température eutectoïde de 723°C se décompose l'austénite eutectoïde titrant 0,8%C en formant la ferrite avec 0,02 % C (F_p) et la cémentite secondaire avec 6,67 % C ($Fe_3C_{(K)}$) suivant la réaction eutectoïde :



Le mélange constitué de ferrite F_p et de cémentite $Fe_3C_{(K)}$ s'appelle perlite.

3.6. Solidification et transformation des aciers et fontes

La partie qui sera consacrée à l'étude de la solidification et transformation des différents alliages de fer et de carbone (fontes et aciers) pouvant exister selon le diagramme Fe- Fe_3C comme le montre la figure 55, les aciers et fontes suivantes :

- Aciers hypoeutectoïdes.
- Aciers eutectoïdes.
- Aciers hypereutectoïdes.
- Fontes hypoeutectiques.
- Fontes eutectoïdes.
- Fontes hypereutectiques.

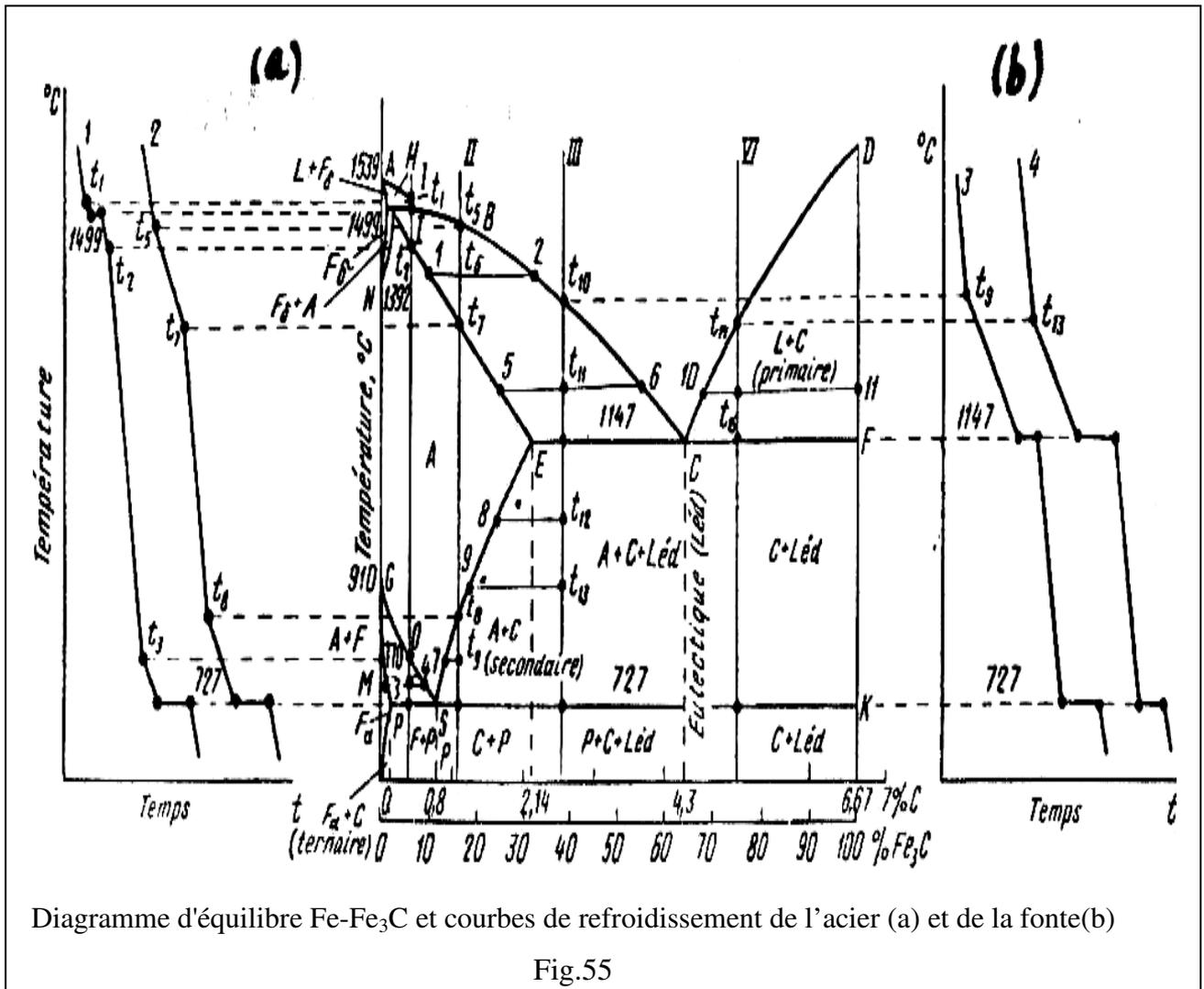


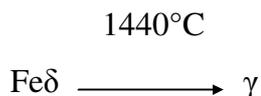
Diagramme d'équilibre Fe-Fe₃C et courbes de refroidissement de l'acier (a) et de la fonte (b)

Fig.55

3.6.1. Aciers hypoeutectiques

Aciers à 0,05 % C :

Lorsque la ligne liquidus AB est atteinte, il y a précipitation des cristaux primaires Fe δ dans l'alliage liquide. Après dépassement de la ligne solidus AH (T=1510°C), la totalité de l'alliage est solidifié et se compose de la terme Fe δ . A la température 1440°C (ligne NH), commence la transformation de la ferrite Fe δ en austénite (γ) pauvre en carbone et selon la réaction :

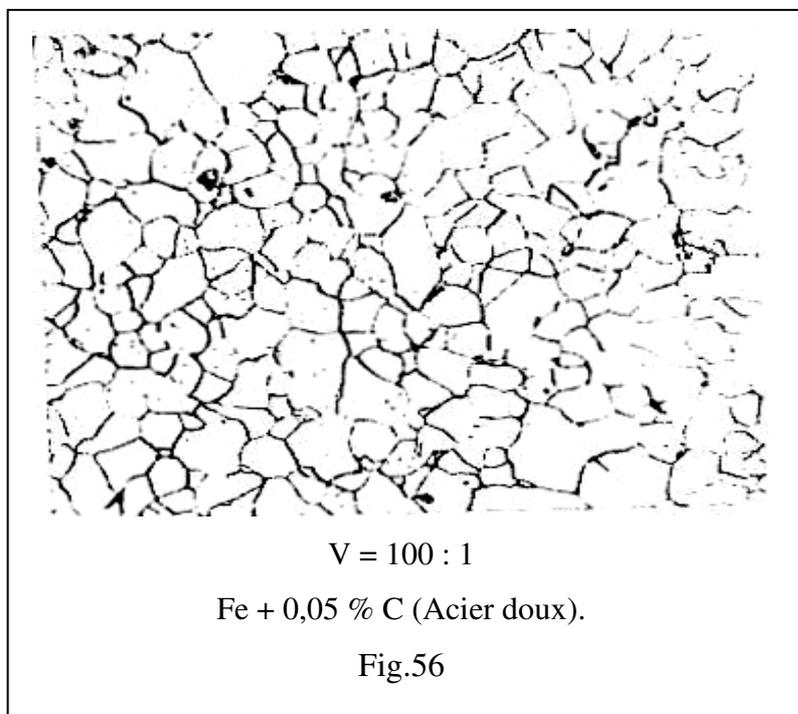


Et se termine à la température de 1120°C où l'acier se compose uniquement des cristaux d'austénite (γ). Lorsque la ligne GOS est atteinte ($T=900^\circ\text{C}$), il y a précipitation de la ferrite α à partir de l'austénite et le reste de l'austénite s'enrichit en carbone.

A la température $T = 723^\circ\text{C}$, les cristaux d'austénite contenant 0,80 % de carbone, se décomposent en donnant la perlite suivant la réaction eutectoïde, mais en faible quantité.

A la température $T = 769^\circ\text{C}$, la ferrite $\text{Fe}\alpha$ précipitée passe de l'état paramagnétique à l'état ferromagnétique. Si on poursuit le refroidissement au dessous de 723°C , la solubilité du carbone dans $\text{Fe}\alpha$ diminue. Le carbone précipité se dépose sous forme de cémentite (cémentite tertiaire), dans les joints de grains de la ferrite $\text{Fe}\alpha$.

La figure 56 montre la structure de l'acier à 0,05 % C et à la température ambiante (agrandissement $\times 100$). A côté des cristaux de ferrite clairs, on peut distinguer les taches sombres dans les joints de grains de $\text{Fe}\alpha$, représentant la perlite et à l'intérieur des grains de $\text{Fe}\alpha$, les taches sombres représentant la scorie restant dans l'acier.

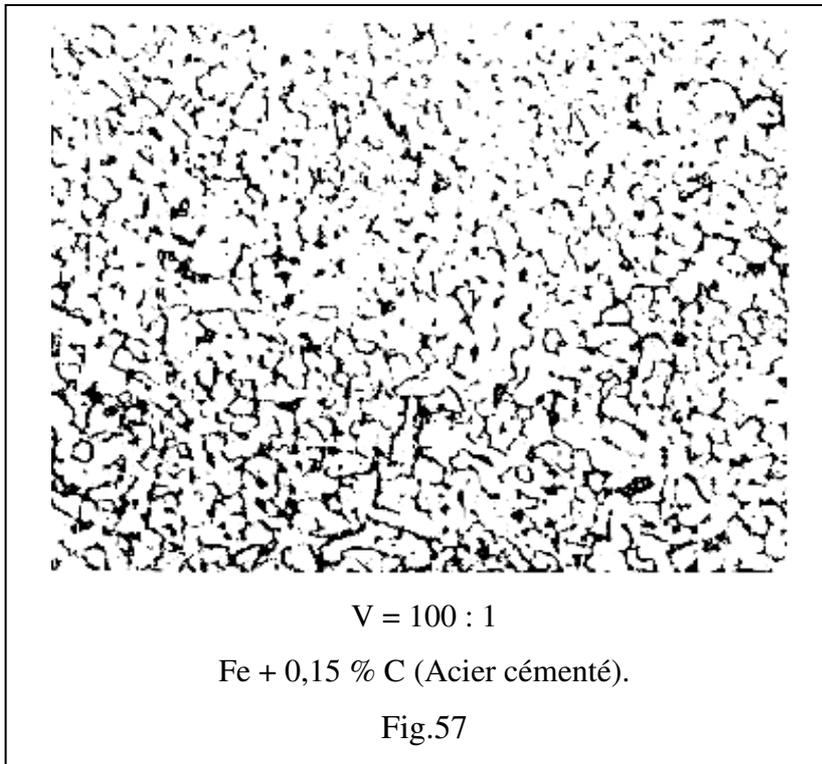


Aciers à 0,15 % C :

A la température de 1525°C se précipitent les cristaux de ferrite δ à partir de l'alliage liquide et à la température de 1493°C, il y a transformation péritectique d'une partie de la ferrite $Fe\delta$ en austénite. Avec l'abaissement de la température, tout le reste de la ferrite $Fe\delta$ se transforme en austénite.

A la température $T = 1475^\circ C$, et lorsque le ligne IN est atteinte, l'acier se compose uniquement de l'austénite à 0,15 % C.

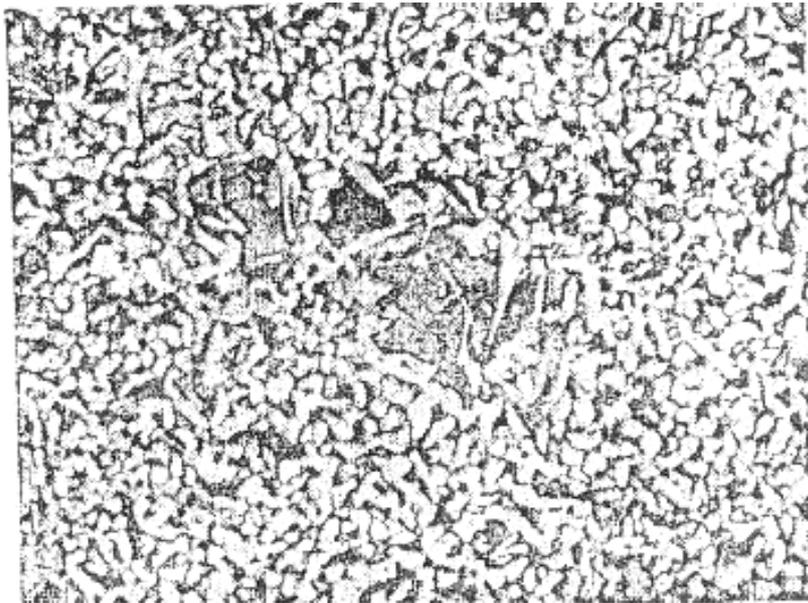
A $T = 860^\circ C$, et lorsque la ligne GOS est atteinte, il y a précipitation de la ferrite α , pauvre en carbone, à partir de l'austénite, le reste de l'austénite s'enrichit en carbone avec la diminution de la température où le % C est de 0,8 % à $T=723^\circ C$, à cette température, il y a lieu la transformation eutectoïde par décomposition de l'austénite en perlite. La structure de l'acier à 0,15 % C, (fig. 57), est constituée de ferrite (clair) et de perlite (parties sombres).



Aciers à 0,25 % C :

A la température $T = 1520^{\circ}\text{C}$, se précipitent les cristaux primaires de ferrite δ et rapidement à la température péritectique $T = 1493^{\circ}\text{C}$, il y a transformation de la ferrite δ en austénite. Avec la diminution de la température, le reste du liquide se solidifie suivant la ligne IE du solidus en formant de l'austénite.

A $T = 1475^{\circ}\text{C}$, tout le liquide est solidifié et se compose uniquement de l'austénite à 0,25 % C. La précipitation de la ferrite α , pauvre en carbone, commence lorsque la température aura atteint la ligne GOS (une cristallisation secondaire), l'austénite s'enrichit en carbone jusqu'à 0,8 % C, point eutectoïde où $T=723^{\circ}\text{C}$ l'austénite à 0,8 % C, se décompose en perlite. La structure de ce type d'acier se compose de la perlite et de la ferrite (fig. 58).



V = 100 : 1

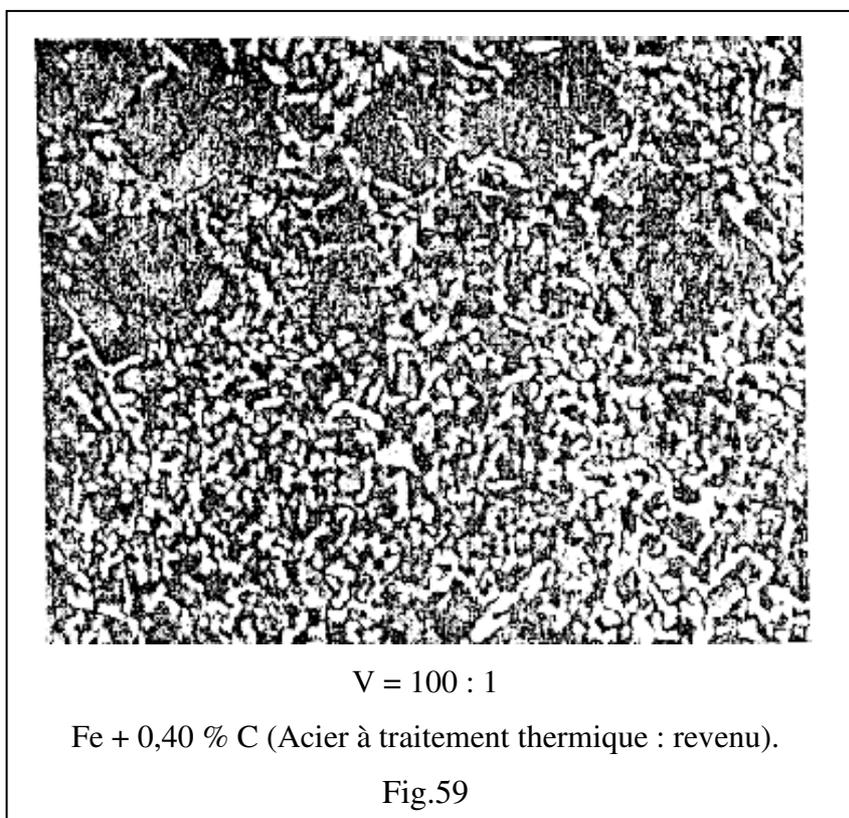
Fe + 0,25 % C (Acier de construction).

Fig.58

Aciers à 0,40 % C :

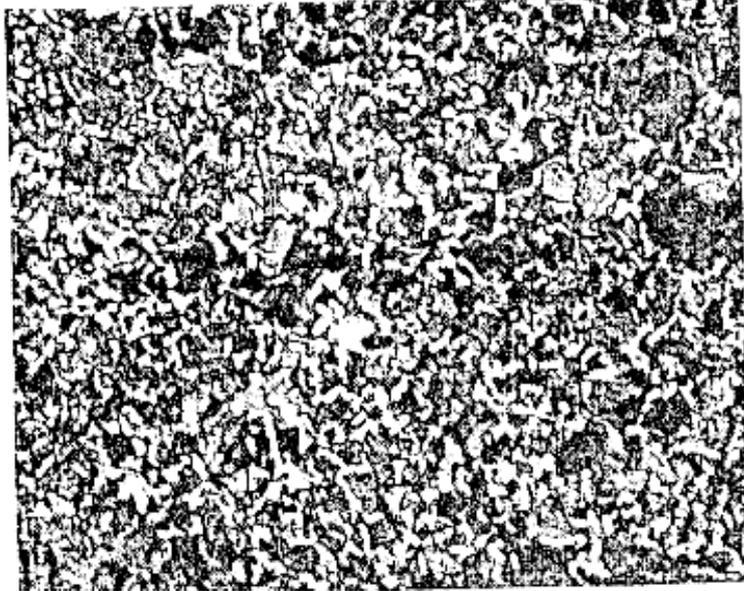
Lors de la solidification et avec l'abaissement de la température, se précipitent les cristaux de ferrite δ , ensuite l'austénite (transformation péritectique). La cristallisation se termine à $T = 1450^{\circ}\text{C}$ de la ligne IE et l'alliage se compose uniquement de l'austénite.

Une cristallisation secondaire débute à la ligne GOS avec précipitation de la ferrite α et se termine par la décomposition eutectoïde de l'austénite 0,8 % C en perlite à $T = 723^{\circ}\text{C}$. La structure de cet acier est représentée par la figure 59 où l'on distingue bien les deux composants ferrite et perlite.



Aciers à 0,60 % C :

Entre 1490°C et 1410°C , se précipite l'austénite primaire. La cristallisation secondaire se déroule de la même façon que celle de l'acier à 0,40 % C, seulement la portion de la perlite augmente par rapport à celle de la ferrite. La structure métallographique de ce type d'acier se compose de la ferrite et de la perlite (fig.60).



V = 100 : 1

Fe + 0,60 % C (Acier à traitement thermique ou acier à outils).

Fig.60

3.6.2. Aciers eutectoïdes

Aciers à 0,80 % C :

La cristallisation primaire de cet acier s'effectue comme celle de l'acier à 0,60% C et la cristallisation secondaire s'effectue sans transformation de la ferrite, à partir de l'austénite, il y a transformation eutectoïde directe de l'austénite en perlite. Les points A_3 et A_1 , coïncident et la courbe de refroidissement ne porte pas de point de flexion A_{r3} a ou de palier A_{r1} . La figure 61, montre la structure métallographique (perlite pure) de l'acier eutectoïde.



V = 100 : 1

Fe + 0,80 % C (Acier pour outils).

Fig.61

Selon le diagramme Fer-carbone, l'alliage eutectoïde se décompose en deux constituants, à savoir la ferrite et la cémentite. A la température $T = 723^{\circ}\text{C}$ et avec un refroidissement lent, se forme de 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.

Les figures 62, 63, 64 et 65 montrent la structure fine et épaisse de l'eutectoïde perlite obtenue par différents grossissements.



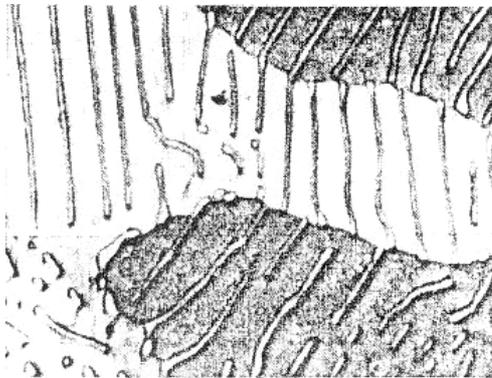
V = 500 : 1
Perlite lamellaire fine.

Fig. 62



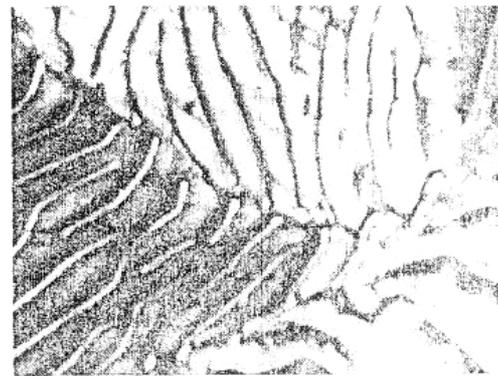
V = 500 : 1
Perlite lamellaire épaisse.

Fig. 63



V = 1000 : 1
Perlite lamellaire épaisse.
La ferrite est fort attaquée.

Fig. 64



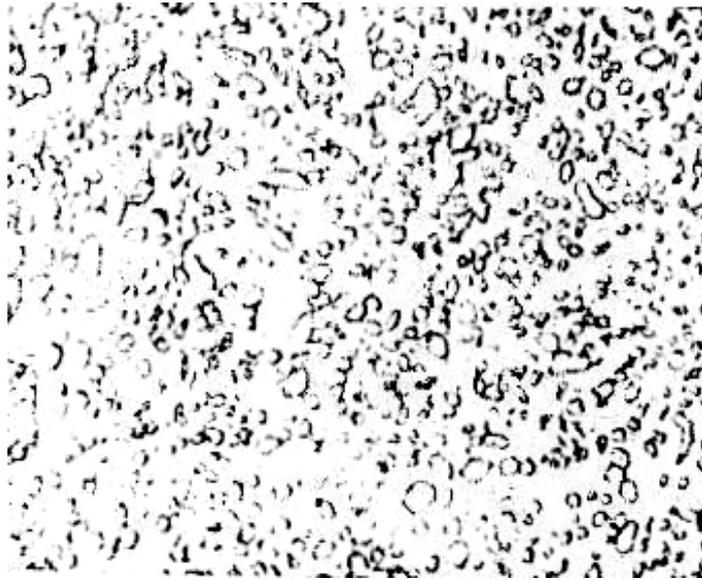
V = 2000 : 1
Perlite lamellaire épaisse.
La ferrite est plus attaquée.

Fig. 65

On peut modifier la forme de la cémentite lamellaire soit par l'intermédiaire d'un refroidissement extra long, dans le domaine de l'austénite, ou par trempe de plusieurs heures de la perlite lamellaire à la température $T = 700^{\circ}\text{C}$.

Sous l'influence de la tension superficielle, les particules lamellaires de la cémentite se divisent en petites particules ayant la forme globulaire.

La figure 66 montre la structure d'un acier à 0,90 % C, lequel a été trempé durant 10 heures à $T = 700^{\circ}\text{C}$, on peut constater la transformation de la cémentite lamellaire en cémentite globulaire, ce qui donne une perlite globulaire



V = 500 : 1

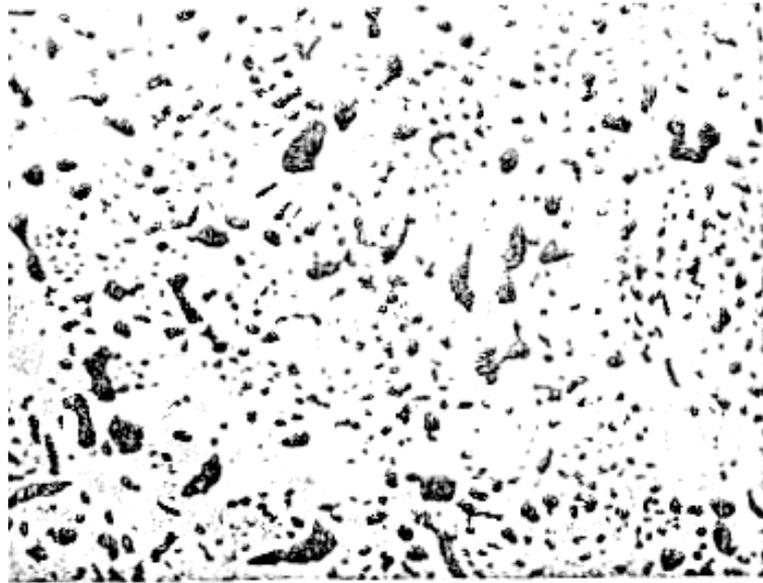
Perlite globulaire. La cémentite de la perlite.

Les sphères formées par la cémentite de la perlite ne sont pas réguliers.

(Attaque avec HNO_3 à 1%).

Fig. 66

Et enfin la figure 67 montre la structure du même acier avec une perlite globulaire, où la cémentite est sombre et la ferrite est claire. Le procédé utilisé pour l'obtention de la perlite globulaire est appelé trempe d'adoucissement, car la perlite globulaire possède une dureté faible par rapport à la perlite lamellaire.



V = 500 : 1

V = 500 : 1

Perlite globulaire. Les grains noirs représentent la cémentite
(attaque NaOH chaud)

Fig. 67

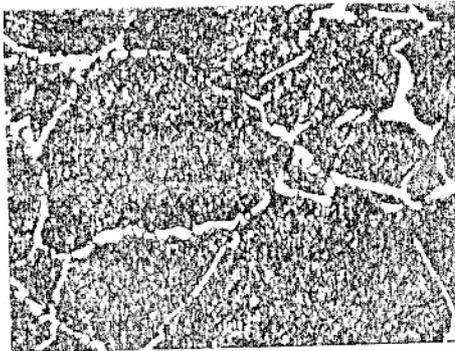
3.6.3 Aciers hypereutectoïdes

Aciers à 1,15 % C :

L'alliage liquide se solidifie par la précipitation de l'austénite, à la fin de la solidification et dans le domaine de température entre 850°C et 1320°C, l'acier se compose uniquement de l'austénite.

Avec la diminution de la température et lorsque la solubilité de l'austénite par le carbone, ligne SE est atteinte, le carbone en excès se précipite sous forme de cémentite secondaire dans les joints de grains de l'austénite. Plus la température diminue, plus la quantité de cémentite secondaire cristallisée est importante, ce qui rend les couches de la cémentite plus épaisses, mais à la température $T = 723^{\circ}\text{C}$, l'austénite contenant 0,80 %C se décompose en perlite.

Les figures 68 et 69 montrent la structure d'un acier hypereutectoïdes à 1,15% C. La figure 68 est obtenue par l'attaque à l'acide nitrique à 1%, qui donne une couleur sombre jusqu'à noire de la perlite, la cémentite n'est pas attaquée et reste claire. Tandis que la figure 69, elle est obtenue par l'attaque à l'aide d'une base (solution de sodium) où la cémentite est sombre et la perlite est claire.



V = 500 : 1

Fe + 1,15 % C (acier à outils)

Perlite sombre, cémentite secondaire claire

(fig. 68)



V = 500 : 1

Fe + 1,15 % C (acier à outils)

Cémentite sombre, perlite claire

(fig. 69)

Plus la teneur en carbone dans l'acier est élevée, plus les couches de le cémentite deviennent épaisses. La figure 70 montre la structure d'un acier avec 1,61 % C.



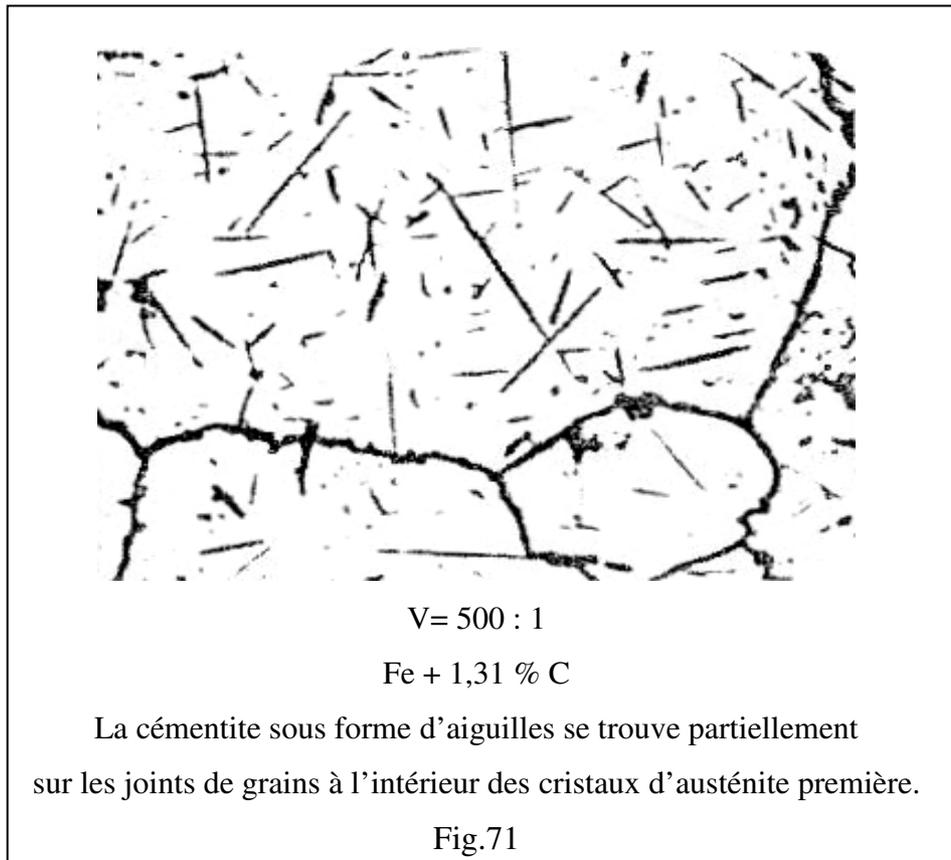
V = 500 : 1

Fe + 1,61 % C

Perlite avec bandes larges de cémentite secondaire sur les joints

Fig.70

La perlite de la cémentite secondaire dans les joints des grains de l'austénite s'effectue seulement lorsque le refroidissement est lent, dans le cas contraire, le carbone n'aura pas suffisamment de temps pour sortir de l'intérieur de l'austénite et se précipite dans les joints des grains de l'austénite. Donc le résultat, c'est que la cémentite secondaire se précipite partiellement ou totalement, à l'intérieur de l'austénite sous formes d'aiguilles comme le montre la figure 71.



Une telle structure n'est pas souhaitée à cause de sa fragilité. Si on veut obtenir un acier avec une structure globulaire fine et homogène, l'acier doit subir en premier un refroidissement relativement rapide au dessus de la ligne SE, ce qui donne un état perlitique fin, ensuite un traitement d'adoucissement. Les figures 72 et 73 représentent, respectivement, la structure des aciers avec 1,50 % C et 1,30 % C.



V = 500 : 1

V = 500 : 1

Fe + 1,50 % C

Perlite + des halos de ferrite
entourant la cémentite secondaire

(fig. 72)



V = 500 : 1

Fe + 1,50 % C

Cémentite globulaire
(recuit d'adoucissement)

(fig. 73)

Si la teneur du carbone augmente jusqu'à 2,06 % C, il y a précipitation d'un nouveau composant structurel l'eutecticum lédéburite. Dans ce cas, les alliages ne sont plus forgeables et portent le nom de fontes blanches.

3.6.4. Fontes hypoeutectiques

Fontes à 2,15% C :

A partir de l'alliage liquide et à la température de 1380°C se précipite l'austénite primaire, pauvre en carbone, le reste du liquide s'enrichit en carbone.

A la température $T = 1147^{\circ}\text{C}$, l'austénite contenant 2,06 % C (point E) et le reste du métal contenant 4,3 % C (point C), se solidifient eutectiquement en formant le lédéburite.

Avec l'abaissement de la température et, lors du refroidissement, se reproduisent des transformations dans l'alliage, à partir de l'austénite primaire se trouvant dans le lédéburite, se précipite la cémentite secondaire (C_{MII}), jusqu'à la température $T = 723^{\circ}\text{C}$, l'austénite à 0,8 % se transforme en perlite (eutectoïde).

A la température ambiante, la structure d'une telle fonte se compose de l'austénite primaire dissoute dans la perlite du lédéburite et de la cémentite secondaire dans les joints de grains, (fig. 74).



V = 500 : 1

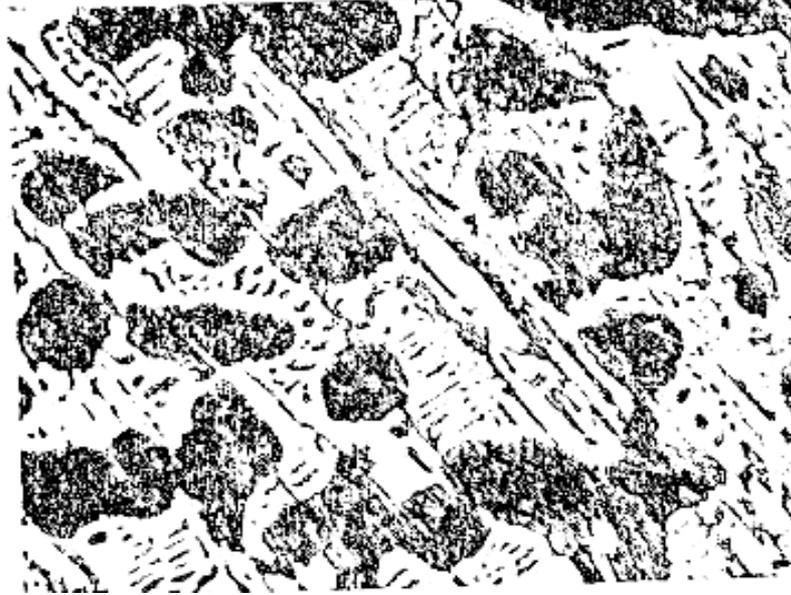
Perlite + lédéburite + cémentite secondaire dans les joints de grains.

Fig.74

Fontes à 2,5 % C :

Lors du refroidissement et à partir de la température $T = 1350^{\circ}\text{C}$, se précipite l'austénite primaire suivant la ligne BC.

Jusqu'à la température $T = 1147^{\circ}\text{C}$, le reste du métal liquide contient 4,3 % C (point C) et se transforme eutectiquement en lédéburite, si on poursuit le refroidissement, se précipite la cémentite secondaire à partir de l'austénite jusqu'à $T = 723^{\circ}\text{C}$. L'austénite décarburee jusqu'à 0,8 % C se transforme en perlite. A la température ambiante, la structure d'une telle fonte se compose de la perlite, de l'austénite dendritique et du lédéburite, (fig. 75).



V = 100 : 1

Fe + 2,5 % C

Perlite + cristaux mixtes γ (sombre) dans la perlite + lédéburite

Fig.75

3.6.5. Fontes eutectiques

Fontes à 3,4 % C :

L'alliage liquide à 4,3 % C se solidifie sans précipitation primaire et donne directement à $T = 1147^{\circ}\text{C}$ (point C), l'eutectique le lédéburite. La structure caractéristique du lédéburite est représentée par les figures 76 et 77.



V = 500 : 1
Fe + 4,3 % C

Lédéburite : les cristaux γ du lédéburite ont la forme dendritique.

(fig. 76)



V = 500 : 1
Fe + 4,3 % C

Lédéburite : les cristaux du lédéburite ont la forme globulaire.

(fig. 77)

3.6.6. Fontes hypereutectiques

Fontes à 5,5 % C :

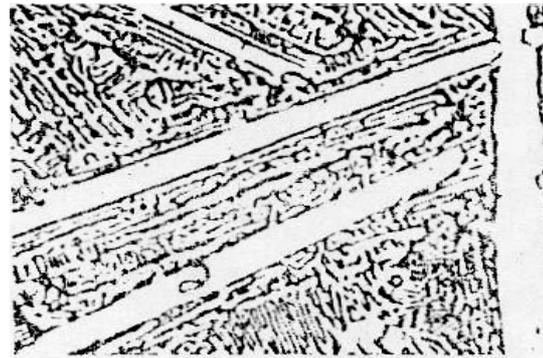
Lors du refroidissement et lorsque le liquidus Cd est atteint, il y a précipitation de la cémentite primaire. Avec la diminution de la température, le reste du liquide devient pauvre en carbone et contient à $T = 1147^{\circ}\text{C}$, une teneur en carbone de 4,3 %, à cette température et concentration, 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 78 et 79).



V = 100 : 1
Fe + 5,5 % C

Cristaux de cémentite primaire (aiguilles) dans le lédéburite.

(fig. 78)



V = 500 : 1
Fe + 5,5 % C

(fig. 79)

3.7. Détermination de la position des composants dans la structure

Non seulement, la quantité absolue de la ferrite et la cémentite joue un rôle important dans la détermination des propriétés de l'acier et de la fonte, mais aussi les différents constituants rentrant dans les différentes structures.

Connaissant la teneur en carbone d'un alliage, on peut facilement déterminer la quantité totale de la cémentite par la règle de trois, par exemple :

Une fonte à 2,5 % C contient $25 / 6,67 \times 100 \% = 37,5 \%$,
Et le reste $100 \% - 37,5 \% = 62,5 \%$ de ferrite.

Il sera compliqué si on ne veut pas déterminer la quantité des phases, mais la quantité de chaque composant de la structure. Dans ce cas, l'utilisation de la loi de levier nous facilitera le calcul.

Selon le % du carbone (X % C), la ligne PS du diagramme est divisée en deux parties PX et XS, pour déterminer la portion de la ferrite et de la perlite, on utilise les deux équations :

- 1) Portion de ferrite (%) x PX = portion de perlite (%) x SX.
- 2) Portion de ferrite (%) + portion de perlite (%) = 100%.

Donc c'est un système d'équations à deux inconnues, par exemple pour déterminer la portion de la perlite on a :

$$\begin{array}{l} \text{Portion de ferrite} = \frac{\text{Portion de perlite} \times \text{SX}}{\text{PX}} \\ \frac{\text{Portion de ferrite} \times \text{PX}}{\text{PX}} + \text{Portion de perlite} = 100 \end{array}$$

$$\text{Portion de perlite} = \frac{\text{PX} \times 100}{\text{PX} + \text{SX}}$$

$$\text{Portion de ferrite} = \frac{\text{SX} \times 100}{\text{PX} + \text{SX}} = 100 - \text{portion de perlite}$$

A partir de la teneur de 0,8 % C, on utilise la ligne SK pour déterminer les leviers correspondants. Si on considère dans cette ligne un alliage à x % C, on peut déterminer selon les deux équations ci-dessous, la quantité de la perlite et de la cémentite secondaire :

3) Portion de la perlite % + Sx = portion de cémentite x kx.

4) Portion de perlite % + portion de cémentite % = 100%.

Par exemple, pour déterminer le % de cémentite secondaire, on a :

$$\text{Portion de cémentite secondaire \%} = \frac{\text{Sx} \times 100}{\text{Sx} + \text{kx}}$$

$$\text{Et la portion de perlite} = \frac{\text{kx} \times 100}{\text{Sx} + \text{kx}}$$

Exemple 1 :

Combien de % de cémentite et de ferrite contient l'eutectoïde perlite ?

Les leviers sont :

$$a = 0,8 \% - 0,0 = 0,8$$

$$b = 6,7 - 0,8 = 5,9$$

$$\text{Masse de cémentite} = \frac{0,8}{5,9 + 0,8} \times 100 \% = 12 \%$$

$$\text{Masse de ferrite} = 100 \% - 12 \% = 88 \%$$

Exemple 2 :

Combien de % contient l'eutecticum lédéburite, les composants, l'austénite et la cémentite ?

$$a = 4,3 - 2,06 = 2,24$$

$$b = 6,67 - 4,3 = 2,37$$

$$\text{Masse de cémentite} = \frac{2,24}{2,24 + 2,37} \times 100 \% = 48,6 \%$$

$$\text{Masse de l'austénite} = 100 \% - 48,6 \% = 51,4 \%$$

Exemple 3 :

Combien contient un acier à 0,35 % C, de ferrite et de perlite ?

$$a = 0,35 - 0,0 = 0,35$$

$$b = 0,8 - 0,35 = 0,45$$

$$\text{Masse de ferrite} = \frac{0,45}{0,45 + 0,35} \times 100 \% = 56 \%$$

$$\text{Masse de la perlite} = 100 \% - 56 \% = 44 \%$$

Exemple 4 :

Déterminer le % de la cémentite secondaire et de la perlite contenues dans un acier à 1,7 % C.

$$a = 1,7 - 0,8 = 0,9$$

$$b = 6,7 - 1,7 = 5$$

$$\text{Masse de la perlite} = \frac{5}{0,9 + 5} \times 100 \% = 85 \%$$

$$\text{Masse de la cémentite} = 100 \% - 85 \% = 15 \%$$

Exemple 5 :

Déterminer le % de l'austénite précipité, de la cémentite secondaire et du lédéburite d'une fonte à 2,5 % C.

A la température 1147°C, on a seulement la présence de l'austénite et du lédéburite, la portion de chaque composant est :

$$a = 2,5 - 2,06 = 0,44$$

$$b = 4,3 - 2,5 = 1,8$$

$$\text{Masse de l'austénite} = \frac{1,8}{1,8 + 0,44} \times 100 \% = 80,5 \%$$

$$\text{Masse du lédéburite} = \frac{0,44}{1,8 + 0,44} \times 100 \% = 19,5 \%$$

Mais les 80,5 %, lors du refroidissement se cristallisent en donnant la cémentite secondaire et la perlite. La quantité de cémentite précipité à partir des 80,5 %, de l'austénite peut être calculée de la façon suivante :

100% d'austénite donne une quantité de 21,5 % de cémentite, comme il a été calculé dans l'exemple 4. Mais dans ce cas, on a seulement 80,5 % d'austénite, donc on aura :

$$\frac{80,5}{100} \times 21,5 = 17,3 \% \text{ de cémentite secondaire}$$

et $80,5 - 17,3 = 63,2 \%$ d'austénite précipitée dans la perlite à la température 723°C. Donc une fonte à 2,5 % C contient à la température ambiante, 19,5 % de lédéburite. 63,2 % d'austénite précipitée dans la perlite et 17,3 % de cémentite secondaire.

Exemple 6 :

Déterminer le % de cémentite primaire et de lédéburite contenus dans une fonte avec 5,0 % C.

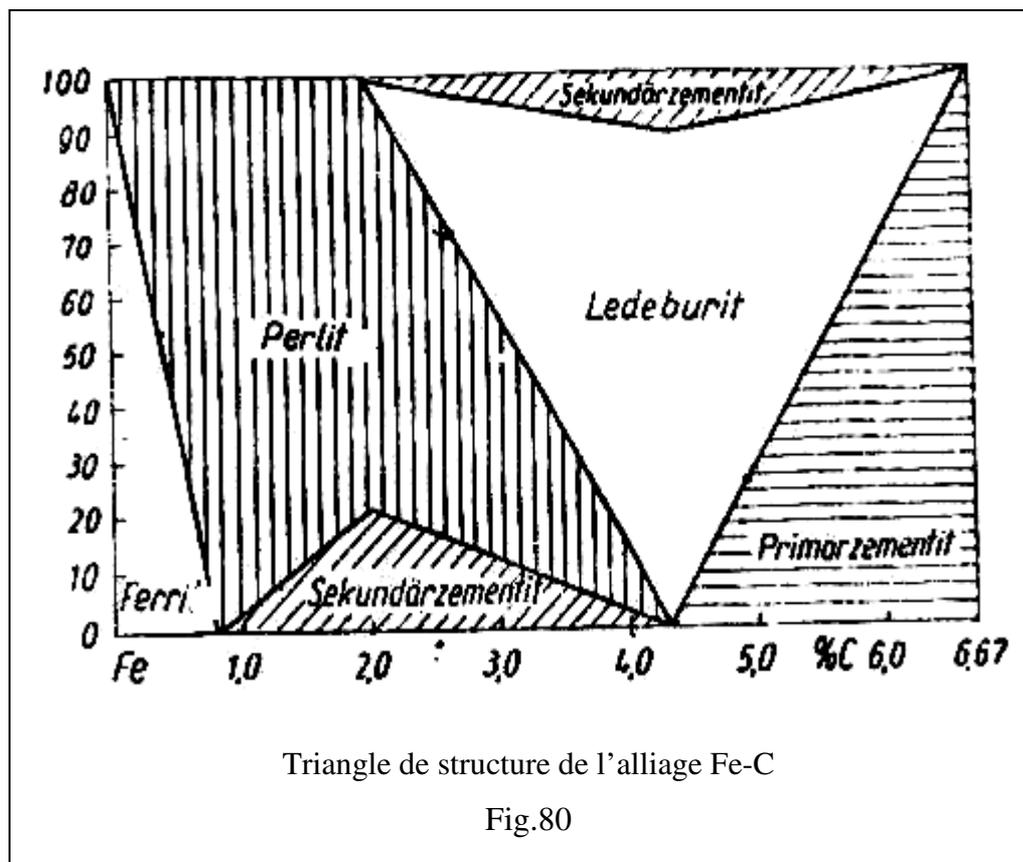
$$A = 5,0 - 4,3 = 0,7$$

$$B = 6,7 - 5,0 = 1,7$$

$$\text{Masse de lédéburite} = \frac{1,7}{1,7 + 0,7} \times 100 \% = 70,8 \%$$

$$\text{Masse de la cémentite primaire} = 100 \% - 70,8 \% = 29,2 \%$$

Une autre méthode, plus pratique, est utilisée pour déterminer les portions de chaque composant de la structure d'un alliage, elle est représentée par le diagramme de structure ou triangle de structure (fig.80).



Dans ce diagramme, les ordonnées expriment la portion en % des différents composants structuraux et l'abscisse, la teneur en carbone de l'alliage. A partir d'un tel diagramme, on peut lire directement les portions en % de chaque composant.

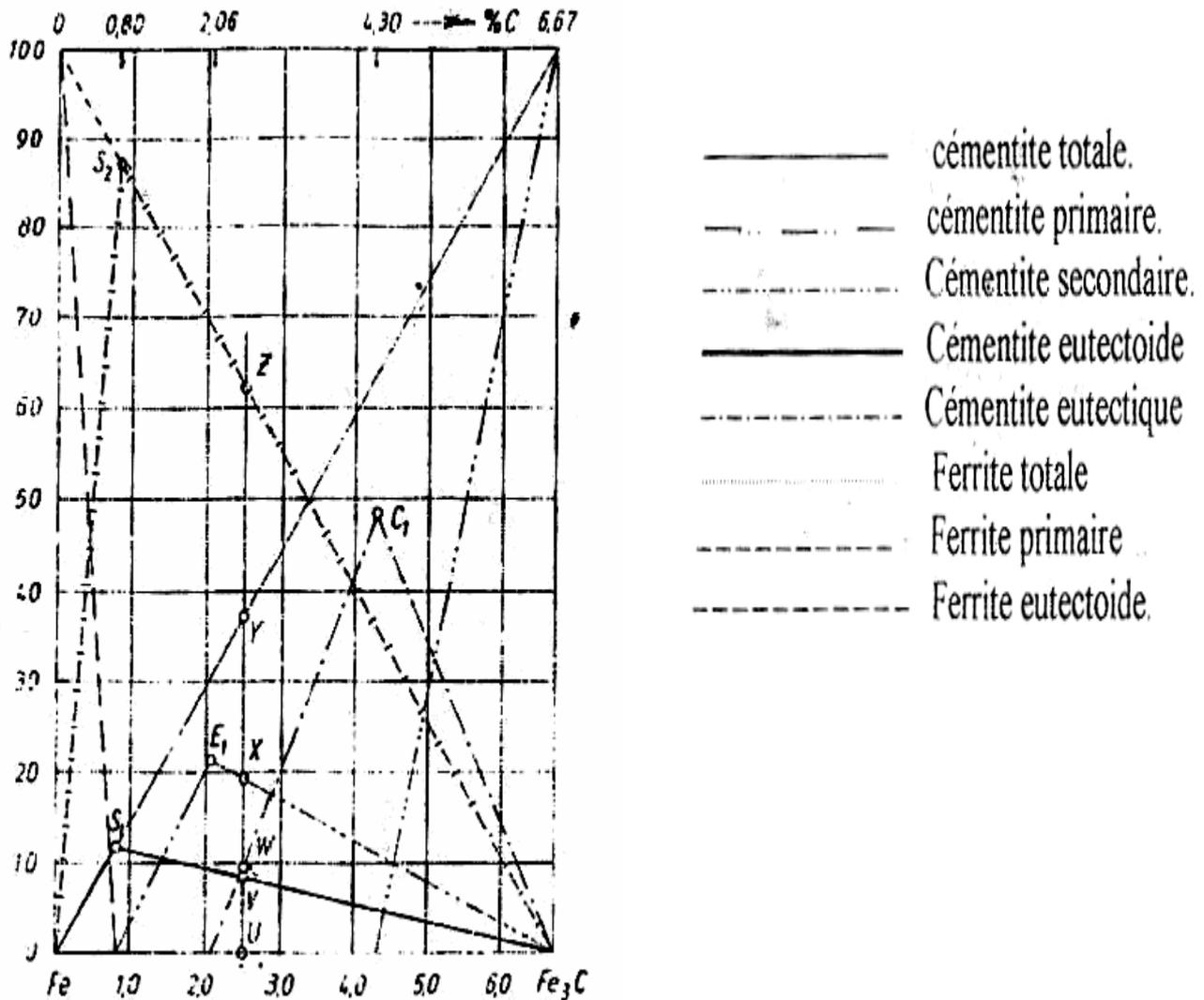
- 0 % C correspond à 100% de ferrite.
- 0,8 % C correspond à 100% de perlite.
- 4,3 % C correspond à 100% de lédéburite.
- 6,67% C correspond à 100% de cémentite primaire.

Par exemple, pour un acier à 0,6 % C, on peut lire directement : ferrite = 25 % et pour une fonte à 2,5 % C, on peut en déduire directement du diagramme 17 % de cémentite secondaire, 63 % de perlite et 20 % de lédéburite dans laquelle existe 2 % de cémentite secondaire.

Un autre diagramme très utilisé en pratique, est le diagramme de Uhlit Zsch, amélioré par Saveur, (fig. 81). Dans ce diagramme, les ordonnées expriment la portion en % des différents constituants structurales et l'abscisse, la teneur en carbone (cémentite de l'alliage).

Seulement pour les points S_1 , S_2 , E, et C_1 , il est nécessaire d'utiliser la loi de levier afin de calculer la portion et la faire correspondre avec les points correspondant du diagramme. Par exemple, une fonte avec 2,5 % C, on trouve les portions suivantes :

- Ligne UV = 8,5 % = la cémentite contenue dans la perlite eutectoïde.
- Ligne UW = 9,5 % = cémentite contenue dans le lédéburite eutectique.
- Ligne UX = 19 % = cémentite secondaire à partir des cristaux mixtes γ .
- Ligne UN = 37 % = 8,5 + 9,5 + 19 = 37 % = cémentite totale.
- Ligne UZ = 63,0 % = ferrite contenue dans la perlite eutectoïde.

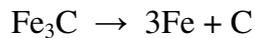


(fig. 81)

- $S_1 = 12\%$ cémentite eutectoïde.
- $S_2 = 88\%$ ferrite eutectoïde.
- $E_1 = 21,5\%$ cémentite secondaire.
- $C_1 = 48,6\%$ cémentite eutectique.

Et pour un alliage avec 4,3 % C, lequel se solidifie en eutectique pur, se compose de 4,5 % de cémentite secondaire et de 48,5 % de cémentite contenue dans le lédéburite. Donc la totalité de la cémentite sera : $4,5 + 111 + 48,5 = 64 \%$, et le reste, c'est à dire 36 % de ferrite eutectoïde.

Pour des teneurs élevées en carbone, la cémentite n'est pas stable et se décompose surtout pour des refroidissements très lents.



Le graphite se précipite suivant la ligne C'D' (voir diagramme Fe-C), est appelé graphite moussieux, car suite à sa faible densité relative à celle du fer, il y a ségrégation et forme à la surface du bain une masse mousseuse.

Dans la structure, il est très rare de trouver le graphite primaire. Le graphite forme avec les cristaux mixtes γ pour 4,25 % C à $T = 1153^\circ\text{C}$, l'eutectique graphite-austénite, à cet effet, la ligne de solubilité IE des cristaux mixtes γ , elle n'est pas coupée par l'eutecticale à 2,06 % C, mais presque à 2,03 % C, au point E', la ligne ES est déplacée vers des teneurs en carbone plus basses, jusqu'à E'S' et la ligne PSK vers des températures plus élevées P'S'K' (738°C au lieu de 723°C).

Les alliages qui se solidifient selon le diagramme Fe-C stable (en pointillés), contiennent dans leur structure l'eutectique ferrite-graphite ou les cristaux primaires de ferrite (formés à partir de l'austénite) ou encore les cristaux de graphite emmagasinés dans l'eutectique ferrite-graphite.

Les alliages se solidifient suivant le système métastable Fe-Fe₃C, peuvent être transformés en système stable Fe-C, par l'intermédiaire d'un recuit, où la décomposition de la cémentite commence à $T = 500^\circ\text{C}$, mais cela peut conduire à des difficultés lors de l'utilisation des fontes à des températures élevées, car la quantité du fer et du carbone obtenue après décomposition de la cémentite occupe un volume plus important que celui occupé par la cémentite primitive.

Ce phénomène est appelé "croissance de la fonte" et il est désagréable pour les pièces en fonte travaillant en température élevée, tels que, par exemple, les segments de piston.

Mais d'un autre côté, on utilise le phénomène de décomposition de la cémentite comme moyen pur obtenir une fonte, possédant une bonne coulabilité, ductile mais fragile, qui est la fonte malléable.

3.8. Diagramme d'équilibre fer-graphite

La formation d'une phase stable de graphite dans la fonte, peut se produire soit par précipitation immédiate de graphite à partir de la solution liquide (solide), soit par décomposition de la cémentite déjà formée. Le processus de formation du graphite dans la fonte s'appelle graphitisation.

Sur le diagramme représenté sur la figure 82, les traits en pointillés correspondent au diagramme Fer- graphite (système stable). Dans le système stable, le graphite primaire se cristallise suivant les températures correspondants à la ligne E'C'F' (1153°C), la ligne E'S' délimite la domaine de la précipitation du graphite secondaire et la ligne S'K' (738°C) du graphite eutectoïde.

Si lors d'une cristallisation eutectique :

- Il n'y a que le graphite qui se dégage, la fonte obtenue est dite fonte grise.
- Si la précipitation s'accompagne de cémentite, la fonte s'appelle fonte truitée.
- Si la cémentite est seule à se dégager, la fonte est dite blanche.

La probabilité de l'apparition dans la phase liquide (austénite) de la cémentite contenant 6,67% C est nettement plus grande que celle de la formation du graphite composé d'atomes de carbone. La formation du graphite à partir de la phase liquide, n'est possible qu'à très faible vitesse de refroidissement.

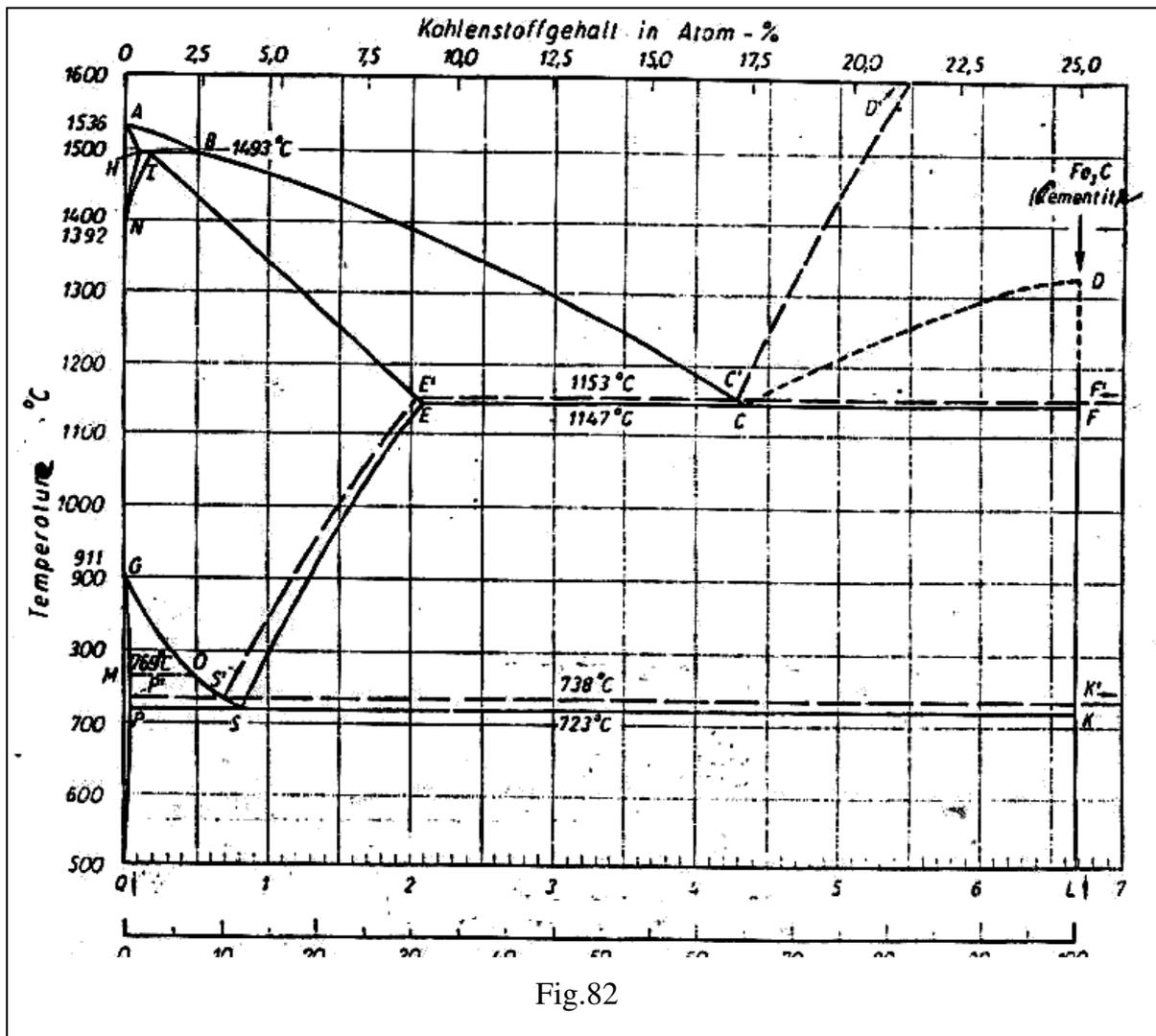


Fig.82

Lorsque le degré de surfusion n'est pas très grand, un refroidissement accéléré inhibe partiellement ou complètement la précipitation du graphite et contribue à la formation de la cémentite. La surfusion de la fonte liquide au dessous de 1147°C conduit à la formation de la cémentite.

Les inclusions tels que SiO₂, Al₂O₃, graphite contenus dans une fonte liquide, jouent le rôle d'un support tout prêt et rendent plus facile la formation et le développement des germes de graphite.

Si lors d'une cristallisation eutectique, il n'y a que le graphite qui se dégage, la fonte s'appelle "fonte grise", si la précipitation du graphite s'accompagne de celle de la

cémentite, la fonte s'appelle "fonte truitée" et enfin, s'il n'y a que la cémentite qui se dégage, la fonte s'appelle "fonte blanche".

En présence des germes de graphite déjà existants, le dépôt du graphite peut avoir lieu aux températures inférieures à 1147°C. Ce dépôt est également favorisé par l'addition de silicium qui contribue à la graphitisation. Pour accélérer la graphitisation, à partir de la phase liquide, on introduit intentionnellement dans la fonte ce qu'on appelle les inoculants qui forment les couches de cristallisation supplémentaire. Le graphite précipité par la phase liquide se développe à partir d'un seul centre et se ramifie dans toutes les directions.

Lorsque la cristallisation s'accompagne de la formation de la cémentite (primaire ou eutectique), certaines conditions sont susceptibles de déclencher sa décomposition en précipitant l'austénite et le graphite. Un refroidissement lent rend thermodynamiquement possible le dépôt de graphite à partir de l'austénite et la formation entre 727°C et 738°C du graphite eutectoïde. Dans les fontes grises, la quasi totalité du graphite se forme pendant la cristallisation à partir de la phase liquide.

La graphitisation se produit également dans une fonte dont le carbone de cémentite, qui subit un chauffage prolongé à des températures élevées. A la température inférieure à 738°C, cette graphitisation consiste en une décomposition de la cémentite en graphite et en ferrite et aux températures plus élevées en graphite et austénite.

Les éléments graphitisants sont : Si, C, Al, Cu, Ni et Zr. Ils favorisent la formation des premiers germes servant de supports de croissance pour le graphite. Parmi ces éléments, le plus important est le silicium.

3.9. Influence des éléments chimiques sur les propriétés de l'acier

Les aciers sont des alliages de fer et de carbone dont la teneur en carbone est inférieure à 2 % (<< 2%), outre le fer et le carbone qui sont les éléments essentiels rentrant dans leur composition, les aciers se composent de plusieurs autres inclusions ou

impuretés constantes ou inévitables telles que Mn, Si, P, O, N, H, etc., qui influent sur leurs propriétés. La présence de ces inclusions s'explique soit par :

- La difficulté de l'élimination de certaines d'entre elles lors de l'élaboration (S, P).
- Leurs passages dans l'acier lors de l'opération de désoxydation (Mn, Si).
- L'addition en vue d'améliorer les propriétés de l'acier (Cr, Ni, Mo, etc.)

Les fontes contiennent ces mêmes inclusions ou impuretés mais en teneurs plus grandes.

L'influence des éléments chimiques sur les propriétés de l'acier peut être divisée en deux groupes les éléments chimiques constants et les éléments d'alliages.

3.9.1. Influence des éléments chimiques constants

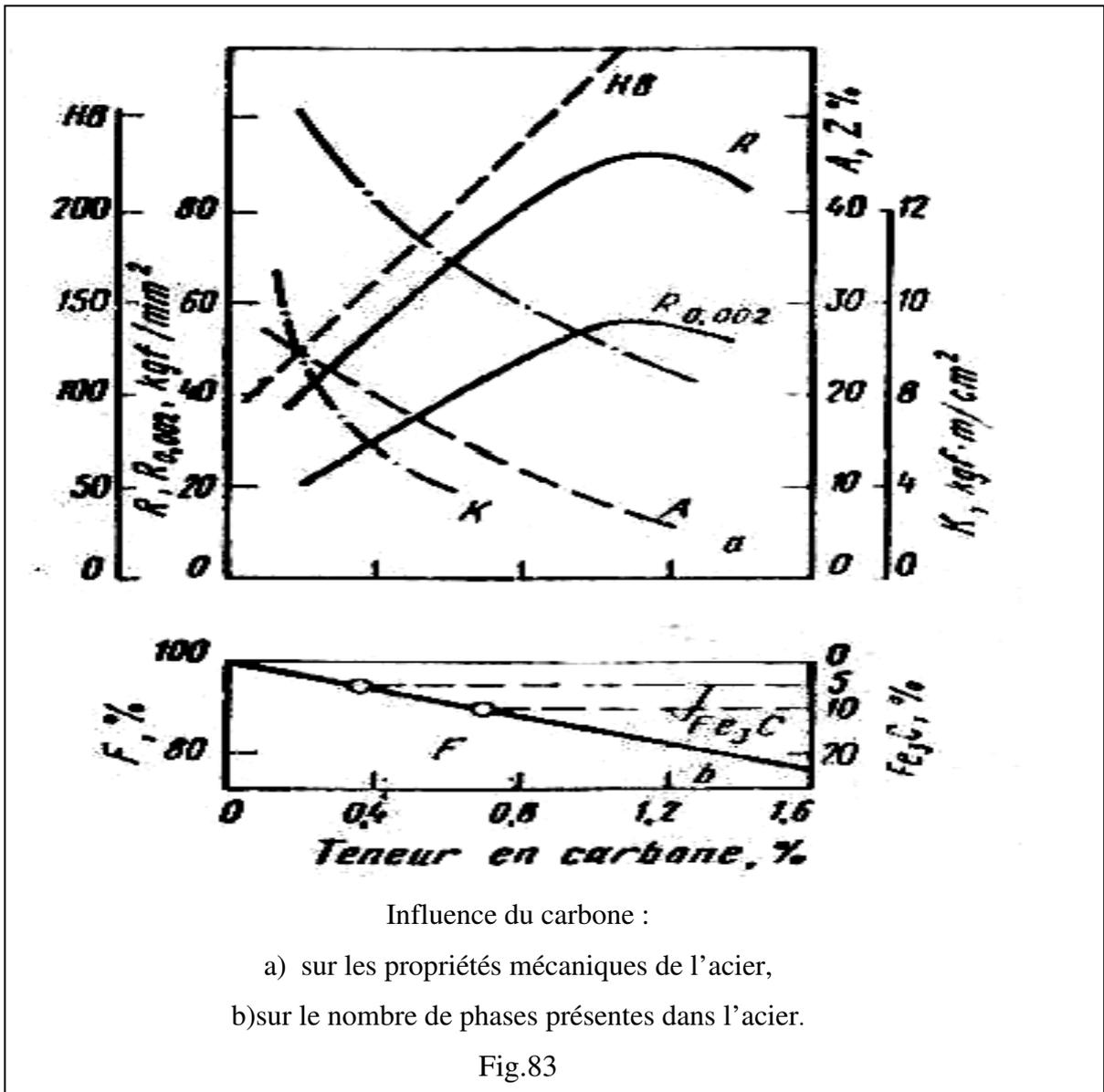
La fragilité et la plasticité sont les propriétés essentielles de l'acier, le même métal peut être ductile ou fragile selon :

- La composition chimique.
- L'état de surface.
- La température.

Parmi les éléments chimiques, généralement contenus dans les aciers ordinaires, on peut citer : C, Si, Mn, P, S, N₂, O₂, H₂.

a. Le carbone :

Après refroidissement lent, la structure d'un acier se compose de la ferrite et de la cémentite (deux phases). La quantité de cémentite est directement proportionnelle à la teneur en carbone, (fig. 83).



La ferrite, une fois associée à la cémentite, donne la perlite. Le carbone est un élément qui a une grande influence sur les propriétés de l'acier. L'augmentation de la teneur en carbone accroît la dureté, la charge à la rupture et la limite élastique tout en diminuant l'allongement, la striction et la résilience.

Notons toutefois que la résistance commence à chuter à partir de 1,2 % C (fig. 83). Les propriétés physiques changent aussi et on observe :

- La diminution de la densité, de la conductibilité thermique, de l'induction rémanente et de la permittivité.
- L'augmentation de la résistivité électrique et de la force coercitive.

L'influence la plus importante du carbone sur les propriétés mécaniques de l'acier est surtout due au fait que, par trempe on obtient un constituant très dur, appelé la martensite.

b. Le silicium :

La teneur du silicium dans l'acier varie de 0,05 à 0,3 %, il existe surtout à l'état de solution ferrite. Son influence n'est pas très importante sur les propriétés de l'acier, mais rend toutefois, l'acier plus homogène à la coulée, en s'opposant, grâce à son pouvoir réducteur à la formation de soufflures, l'un des défauts les plus fréquents qu'on rencontre après solidification de l'acier. Sa présence en grande quantité permet une bonne désoxydation de l'acier.

c. Le manganèse :

Le manganèse existe en solution dans la ferrite sous forme de MnS et surtout sous forme de carbure Mn_3C associé à la cémentite Fe_3C . Sa teneur dans l'acier varie de 0,2 à 0,8 %. La présence du manganèse dans l'acier est très souhaitée, car d'une part, il augmente la dureté de l'acier et sa trempabilité, et d'autre part, il joue le rôle d'antidote du soufre, car le soufre est moins nocif dans la mesure où il se trouve sous forme de MnS et non sous forme de FeS ou de soufre libre.

d. Le phosphore :

Il existe en solution dans la ferrite et provoque un grossissement du grain, ce qui augmente la fragilité de l'acier à froid. En se ségréguant facilement, il contribue à l'hétérogénéité de l'acier. Sa teneur doit être limitée de 0,025 à 0,040 %. Le phosphore augmente la limite élastique et la charge de rupture tout en diminuant considérablement la plasticité et la ductilité.

e. Le soufre :

C'est un élément nuisible pour l'acier, il diminue surtout sa forgeabilité. Il peut exister sous forme de MnS et de FeS. A Froid, le soufre amène également une

diminution importante de la résistance. La teneur limite en soufre doit être inférieure à (0,035 à 0,060%), généralement inférieure à $\frac{1}{4}$ de la teneur en manganèse. Parfois, on utilise des aciers de décolletage riches en soufre (0,015 à 0,025 %), afin de faciliter la fragmentation des copeaux. Un minimum de soufre (0,02 %), est toujours nécessaire pour des raisons d'usinabilité.

f. Influence de l'azote, de l'oxygène et de l'hydrogène :

L'azote et l'oxygène sont contenus dans un acier sous forme d'inclusions non métalliques fragiles tels que FeO, SiO₂, Al₂O₃ (oxydes) et Fe₄N (nitrures), de solution solide ou à l'état libre dans les volumes défectueux du métal (retassures, criques, etc.). Les inclusions d'insertion (azote, oxygène), en se concentrant aux joints de grains, forment le long de ces joints, des nitrures et des oxydes, en élevant ainsi le seuil de fragilité à froid et en altérant la résistance à la rupture pour devenir fragile. Les inclusions non métalliques (oxydes, nitrures, scories), étant des concentrateurs de contraintes, sont susceptibles de réduire sensiblement, si leur quantité est importante ou s'ils s'accumulent en agrégats, la limite de fatigue et la résilience.

L'hydrogène dissout dans l'acier est un élément très nocif, qui exerce une forte action fragilisante. Absorbé pendant la fusion, l'hydrogène, non seulement rend l'acier plus fragile, mais détermine dans les laminés et les grosses pièces de forge, la formation des flocons. Les flocons sont des criques très fins et d'une forme ovale ou arrondie, qui apparaissent dans une cassure sous la forme de taches ou flocons argentés. Ils altèrent brusquement les propriétés de l'acier. Leur présence rend le métal inutilisable dans l'industrie. La fragilisation par H₂ s'observe souvent, lors du soudage. L'hydrogène est alors une source de criques à froid dans le métal d'apport et de base. La coulée et la fusion sous vide, diminuent sensiblement la teneur en H₂ dans l'acier.

3.9.2. Influence des éléments d'alliages sur les propriétés de l'acier

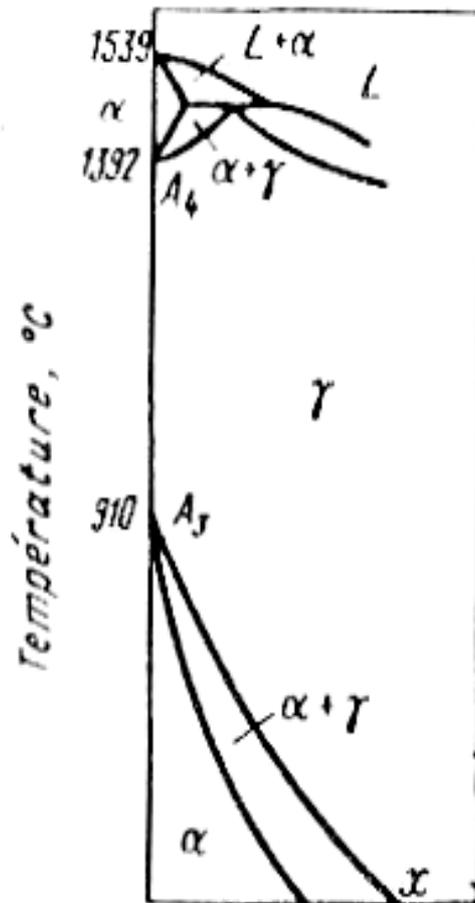
L'addition des éléments d'alliages peut donner lieu à :

- La formation des solutions solides dans le fer.
- La dissolution de ces éléments dans la cémentite, en remplaçant dans son réseau, les atomes de fer ou à la formation des carbures particuliers.
- La production (lorsque la teneur en éléments d'alliage est élevée), des composés intermétalliques avec le fer.

Les éléments d'alliages ont une influence sur les transformations allotropiques du fer. Tous ces éléments, à l'exception de C, N, H et en partie du bore, forment avec le fer des solutions solides de substitution. Leur dissolution dans le fer, influe fortement sur les positions des points A_4 (1392°C) et A_3 (910°C), qui déterminent le domaine des températures d'existence du fer α et γ . L'action exercée par les éléments d'alliages sur les variétés allotropiques du fer permet de les classer en deux groupes.

a. Éléments gammagènes :

Comme le Ni et le Mn, ces éléments abaissent le point A_3 et élèvent le point A_4 , ce qui donne une extension du domaine de la phase γ et une réduction du domaine de la phase α . La figure 84 montre l'addition de ces éléments qui fait monter le point A_4 jusqu'à la ligne solidus. Alors que dans les conditions d'une concentration élevée de l'élément d'alliage, le point A descend jusqu'à l'ambiante empêchant ainsi la transformation réciproque α en γ et γ en α . Les alliages de ce type sont dit austénitiques. Les alliages qui ne subissent que partiellement la transformation α en γ , s'appellent demi-austénitiques.

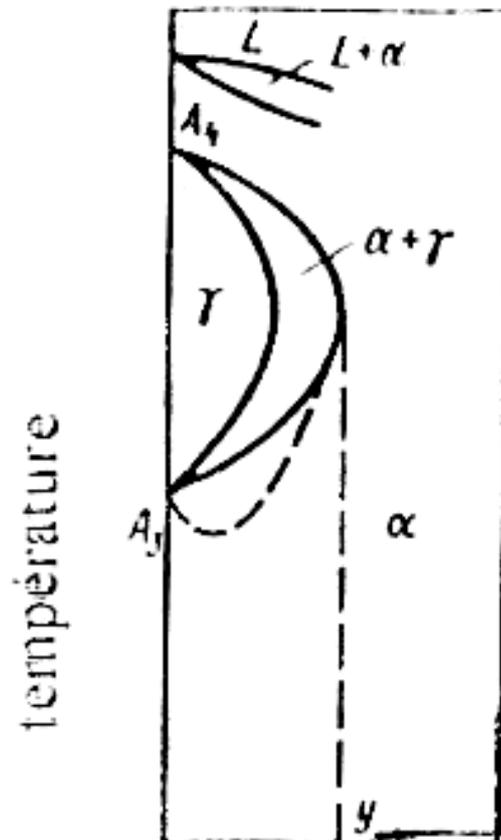


Teneur en éléments d'alliages.

(fig. 84)

b. Eléments alphagènes :

Ce sont les éléments tels que Cr, W, Mo, V, Al, Si, ..., ces éléments abaissent le point A_4 , et élèvent le point A_3 . Il en résulte que pour une concentration déterminée des éléments d'alliages, les lignes de transformation A_3 et A_4 , se rencontrent et le domaine de la phase γ se trouve complètement fermé, c'est à dire, il y a extension du domaine de la phase α (ferritique) et un rétrécissement du domaine γ (eutenitique), (fig.85). Les alliages de ce type sont dit "ferritiques". Lorsque la transformation α en γ ne se produit que partiellement, les alliages s'appellent demi-ferritiques.



Teneur en éléments d'alliages.

(fig. 85)

Le tableau ci-dessous nous donne un aperçu sur l'influence des principaux éléments d'alliage sur les différentes propriétés des aciers.

Eléments	Déplacement du point S (eutectide)	Déplacement des points de transformation	Formation de carbures	Affinage de grains	Augmente (+)	Diminue (-)
S	-	-	Non	-	Usinabilité, Fragilité à chaud	Fluidité
P	-	-	-	Non	Résistance à la corrosion, résistance à chaud, fragilité à froid	Allongement, résistance aux chocs
Si	-	↑	Non	Non	Grossissement du grain, résistance chimique d'aciers réfractaires, trempabilité, désoxydation	Solubilité du carbone, soudabilité, vitesse critique de trempe (Vcr)
Mn	←	↓	Oui	-	Résistance aux chocs, à l'usure, à la traction, trempabilité, désoxydation	Usinabilité, température de transformation, Vcr de trempe
Ni	←	↓	-	Oui	Résistance à la fatigue, à la corrosion, résilience, trempabilité	Vitesse de grossissement du grain, risque de surchauffe, Vcr de trempe
Cr	←	↑	Oui	-	Résistance à la traction, à la corrosion et à l'usure, capacité de coupe, pénétration de trempe	Déformation, Vcr de trempe
Mo	←	↑	Oui	-	Résistance à la traction et à la fatigue, dureté, trempabilité	Allongement, forgeabilité
W	←	↑	Oui	Oui	Résistance à l'usure, dureté, capacité de coupe	

3.10. Influence des éléments d'alliages sur les propriétés de la fonte

La fonte liquide comporte des inclusions variées. Quelques unes sont souvent introduites intentionnellement. Outre leurs caractères alphas ou gamma et leurs actions sur la trempabilité, valables pour tous les alliages ferreux, les éléments introduits dans les fontes sont caractérisés par leurs actions :

- Graphitisantes (Si, C, Al, Cu, Ni, Zr, ...) qui se traduisent par la création de germes servant de supports de croissance pour le graphite.
- Antigraphisantes (Cr, Mo, Mn, S, V, W, B, ...).

Nous donnons quelques indications spécifiques des principaux éléments contenus dans les fontes.

a. Cuivre et nickel : Eléments graphitisants qui contribuent fortement à l'affinement de la perlite par leur action gamma-gène. En outre, le cuivre est fortement antiferrisant, alors que le nickel est sans effet. L'introduction dans la fonte de ces deux éléments, entraîne une augmentation de la résistance et de la dureté.

b. Silicium : Elément graphitisant de base dans les fontes grises ($\% > 3$), ce qui diminue la solubilité du carbone à l'état liquide dans l'eutectique et à l'état solide dans l'austénite. Il augmente la réfractarité des fontes et de leur tenue à certaines corrosions.

c. Chrome : Elément antigraphisant qui stabilise les carbures en retardant leur décomposition thermique ainsi que l'oxydation interne, et de ce fait améliore la tenue au chaud.

d. Manganèse : Il empêche la graphitisation et renforce les liaisons atomiques entre le fer et le carbone dans la cémentite.

e. molybdène : Il est surtout utilisé pour son importante action sur le "nez perlitique" des courbes T.T.T, il améliore considérablement la résistance au choc thermique.

f. Soufre : Il est un élément nuisible qui dégrade les propriétés mécaniques de la fonte. Il abaisse la coulabilité et contribue à la formation de souillures dans les pièces moulées.

4. ELABORATION DES METAUX FERREUX

Parmi les éléments chimiques connus, 70 sont des métaux. Les métaux n'existent pas à l'état pur dans la nature, mais sous forme de combinaisons chimiques, uniquement dans certains cas le cuivre, l'argent et l'or se trouvent à l'état pur, c'est à dire à l'état métallique.

Les $\frac{3}{4}$ de la croûte terrestre (1 km de profondeur) sont constitués par l'oxygène (46,6%) et le silicium (27,7 %), le reste par l'aluminium (8 %), le fer (5 %), Na (2,8%), Mg (2,8 %), Cu (0,01 %), le reste est constitué par les autres éléments dont la part est insignifiante par exemple : l'or ($5 \cdot 10^{-7}$ %) et Ag ($1 \cdot 10^{-5}$ %).

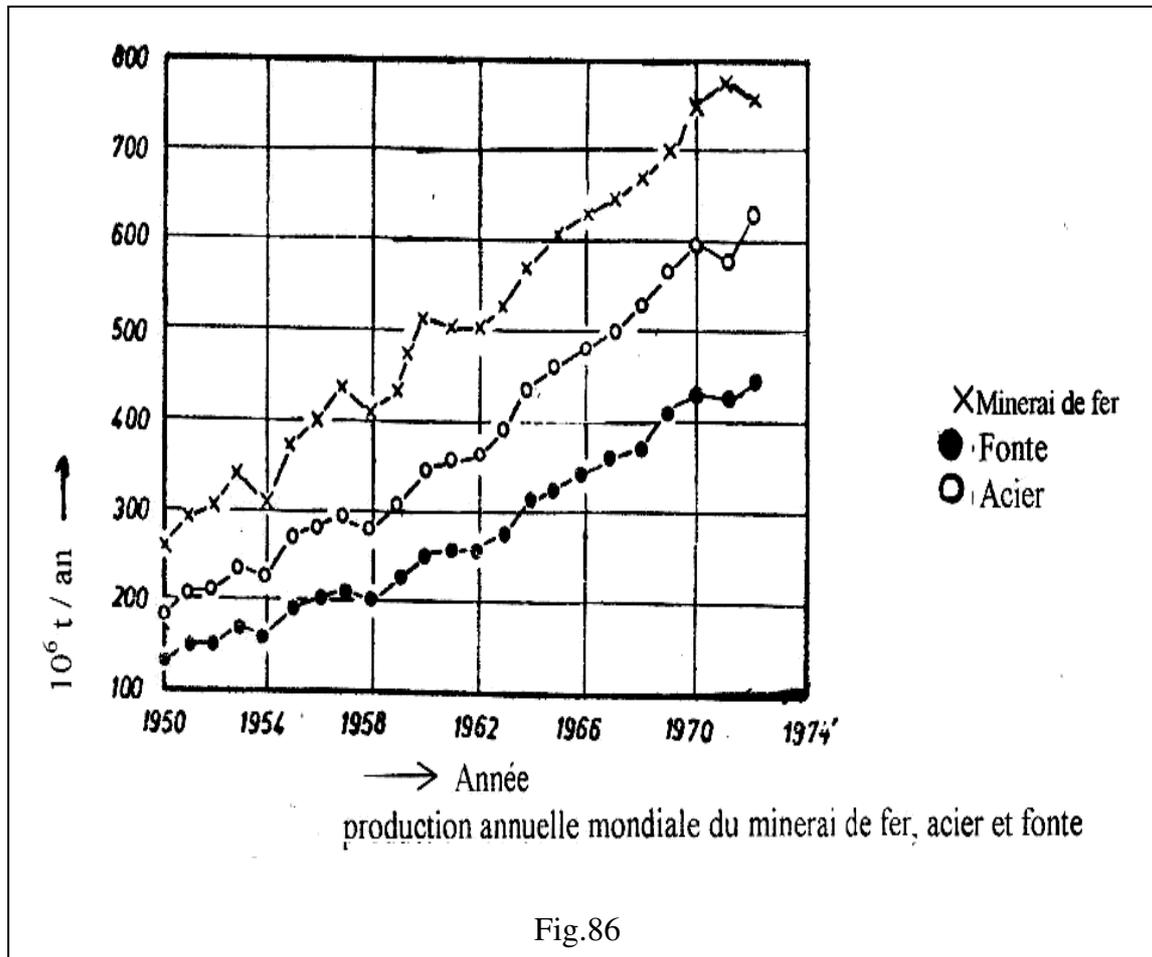
Les éléments ne sont pas répartis d'une façon homogène dans les différentes régions. On peut rencontrer différentes compositions chimiques et différentes concentrations des éléments d'une région à une autre. Donc les métaux sont rencontrés sous formes de minerais qui sont des minéraux ou mélange de minéraux à partir desquels on peut extraire un ou plusieurs métaux par les différents procédés métallurgiques.

Les minerais sont exploités de leurs gisements par exploitation, à ciel ouvert ou souterraine, et avant d'être acheminés vers les usines métallurgiques, ils subissent des opérations de préparation tels que le concassage, broyage, tamisage, enrichissement etc. Selon l'énergie et l'agent réducteur employés, pour extraire le métal de son minerai, (élaboration du métal), on distingue deux procédés:

- Le procédé métallurgique par voie ignée (thermique), fusion et réduction du minerai, l'agent réducteur le plus employé est le carbone (C) ou le CO.
- Le procédé par électrolyse en fusion.

4.1. Elaboration des métaux ferreux (fonte et acier)

Dans la plupart des pays industriels, le métal le plus utilisé est le fer et ses alliages (fonte et acier), car son importance technique est justifiée par les statistiques de la production comme le montre la figure 86.



La production mondiale en aciers et fontes a triplé en 20 ans (de 1950 à 1972). La production en 1972 était de :

- 629 millions de tonnes d'aciers.
- 450 millions de tonnes de fonte.

Tandis que la production des métaux non ferreux était très faible, par exemple en 1970 cette production se répartit comme suit :

- Al : 10 millions de tonnes.
- Cu : 6 millions de tonnes.
- Zn : 5 millions de tonnes.
- Pb : 3,5 millions de tonnes.

Cette comparaison nous laisse beaucoup réfléchir si la production des métaux ferreux sera maintenue très longtemps ou ils seront substitués par d'autres métaux ou non-métaux. Plusieurs facteurs peuvent en décider, car les prévisions de production des pays producteurs d'aciers et de fonte ne prévoient aucune baisse, il y a eu toujours une augmentation de production, par exemple en 1980 la production mondiale en acier étant de 900 millions de tonnes. Certes dans certains cas 10 à 15 % des aciers sont déjà substitués par les plastiques, l'aluminium, le verre et les matériaux composites.

Une substitution totale de l'acier et de la fonte par d'autres métaux et non métaux, pour l'instant, n'est pas avantageuse du point de vue économique. La répartition de la production d'acier par pays producteur en 1972 étant la suivante :

- URSS : 126 millions de tonnes.
- USA : 121 millions de tonnes.
- Japon : 97 millions de tonnes.
- RFA : 44 millions de tonnes.
- Grande Bretagne : 25 millions de tonnes.
- France : 24 millions de tonnes.
- Chine : 23 millions de tonnes.
- Pologne : 13 millions de tonnes.
- CSSR : 13 millions de tonnes.
- RDA : 16 millions de tonnes.
- Algérie : 200 000 tonnes.

Les causes de surpassement des importances techniques des métaux ferreux, par rapport aux autres métaux, réside dans les bonnes propriétés et leurs étendues que représentent ces derniers. Pourtant il existe d'autres métaux possédant des propriétés plus meilleures mais leur utilisation dans l'industrie est insignifiante. Si les constructeurs préfèrent les aciers et les fontes aux autres métaux, avant tout, c'est à cause de leur bas prix. Cette baisse de prix est due aux abondances de gisements de minerais de fer dans la nature (l'écorce terrestre en contient 5 %), ainsi que la teneur en fer dans les minerais, certains minerais contiennent jusqu'à 70 % de fer.

Le fer et ses alliages sont obtenus par des opérations métallurgiques. qui ont pour but d'extraire le métal (fer) à partir de son minerai. Ces opérations se déroulent dans des fours ou convertisseurs. L'élaboration du métal comporte deux phases essentielles :

- a. Extraction du métal à partir du minerai, on obtient un produit brut appelé fonte.
- b. Affinage du produit brut (fonte) afin d'obtenir un second produit prêt à l'utilisation appelé fer.

4.1.1. Elaboration de la fonte

Le principal moyen utilisé pour l'élaboration de la fonte est le haut fourneau. dans lequel se déroule le processus métallurgique de réduction, fusion ainsi que la carburation du fer. Le but principal du haut fourneau est d'extraire le métal fer de son minerai et sa séparation de la gangue.

Les matières premières utilisées pour l'élaboration de la fonte sont :

- Le minerai de fer.
- Le coke.
- Les fondants (addition).

Le produit principal du haut fourneau est la fonte appelée aussi fonte de première fusion. Elle est obtenue à l'état liquide à une température de près de 1400°C et avec une teneur en carbone de 3,5 % à 4,5 % et de teneur variable en Si, Mn, P et S. Elle peut aussi renfermer d'autres éléments tels que Ti, Cr, etc.

La fonte est définie comme un alliage de fer et de carbone dont la teneur en carbone est supérieure à 2 % (voir diagramme Fer-(arborescence)). Le produit secondaire obtenu lors de l'élaboration de la fonte est le laitier (dit aussi scorie) dont les principaux composants sont CaO, SiO₂, Al₂O₃ et MgO.

4.1.2. Matières premières

Comme il a été mentionné auparavant, les matières premières destinées pour l'élaboration de la fonte sont : le minerai de fer, le coke et les fondants.

4.1.2.1. Le minerai de fer

Ce sont des roches contenant le fer en quantité importante et économiquement peuvent être traités en procédé métallurgique. Selon la forme de combinaisons chimiques, on distingue plusieurs types de minerai de fer :

- a. La magnétite (Fe_3O_4). sa couleur varie du gris foncé au noir.
- b. L'hématite rouge (Fe_2O_3). sa couleur varie du rouge foncé au gris foncé.
- c. L'hématite brune ($\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$), sa couleur varie du noir au jaune.
- d. Le fer spathique ou sidérose (FeCO_3), sa couleur varie du jaune pâle au gris.

Certains éléments additifs du minerai de fer sont indésirables d'autres sont utiles. Les éléments nocifs sont le soufre, le phosphore, l'arsenic, le plomb, le zinc et le cuivre. Le reste tels que Mn, Cr, Ni, Al, Na et MO sont utiles.

Les minerais de fer sont souvent très pauvres en manganèse, l'un des éléments améliorant les propriétés de fonte. Il est essentiellement utilisé pour l'élaboration des fontes riches en manganèse tels que les ferro-manganèses et fonte spiegel. Le plus souvent on utilise les oxydes tels que MnO_2 , et Mn_2O_3 dont la teneur en manganèse peut atteindre 50.

Le tableau ci-dessous, nous donne un aperçu sur la composition chimique des différents minerais.

Composition chimique									
Type	Fe	Mn	P	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	CO ₂	humide
Magnétite Fe ₃ O ₄	50-70	0,04-0,2	0,02-3	0,1-7	0,3-1,2	1,0-6	0,5-1,5	-	1
Hématite rouge Fe ₂ O ₃	40-70	0,1-1,0	0,1-0,8	5-18	1-6	0,5-5	0,2-1,0	0-8	1-10
Hématite brune FeO ₃ ×H ₂ O	25-58	0,5-5,0	0,1-1,0	5-15	1-10	1-25	0,2-2	8-30	5-15
Fer spathique ou sidérose FeCO ₃	30-40	1-7	0,02	7-10	0,1-3	0,5-3	0,5-3,5	20-30	0,5-2

4.1.2.2. Le coke

Généralement plus de 90% des fontes sont produites avec du coke. Le coke est obtenu par cokéfaction de la houille. Selon les variétés de la houille utilisée, le coke est constitué de :

- 78 à 80 % de carbone
- 8 à 11 % de sandre
- 2 à 6 % H₂O
- 0,8 à 1,2 % de soufre
- 2 à 3 % d'éléments volatils

Le rôle du coke dans le haut fourneau est de :

- Fournir la chaleur nécessaire pour la marche du processus du haut fourneau.
- Réduction du fer et des oligo-éléments de leurs liaisons dans le minerai et en même temps carburation du fer.
- Ameubler la charge dans le haut fourneau afin d'avoir une bonne perméabilité aux gaz, grâce à sa grande résistance à l'écrasement.

4.1.2.3. Les fondants

Les fondants sont utilisés dans la charge du haut fourneau pour réduire la température de fusion de la gangue, pour la scarification de la soudure du coke et enfin pour l'obtention du laitier fluide ayant une bonne capacité d'absorption du soufre et du phosphore, ces deux derniers éléments sont indésirables dans la composition de la fonte. Comme fondants on utilise le plus souvent le calcaire CaCO_3 , et très rarement la dolomite MgCO_3 ou CaCO_3 .

4.1.3. Le haut-fourneau

Le haut-fourneau est un four à forme circulaire, comme le montrent les figures 87 et 88, destiné à l'élaboration de la fonte. Son espace de travail se compose du bas vers le haut des parties suivantes :

1. Le creuset partie cylindrique, dont la partie supérieure est appelée ouvrage et porte les tuyaux qui amènent l'air chaud. La partie inférieure porte deux trous, l'un pour la coulée de la fonte et l'autre pour la scorie (laitier).
2. L'étagage : tronc de cône évasé vers le haut.
3. Le ventre : partie cylindrique.
4. La cuve : tronc de cône évasé vers le bas.
5. Le gueulard : ouverture par laquelle on introduit la charge et d'où s'échappent les gaz.
6. Le Blindage métallique ayant le même profil que le haut-fourneau.

7. Les éléments de refroidissement du blindage métallique.
8. Idem que point 7.
9. La fondation.
10. Le minerai de fer et la fonte.
11. Le coke.
12. L'évacuation des gaz.
13. La tuyère.

La composition des charges à introduire dans le haut-fourneau pour l'élaboration d'une tonne de fonte ainsi que les produits obtenus sont :

a. Charges introduites :

- minerais de fer et addition :	2 160 kg/t de fonte
- fondant (calcaire) :	470 kg/t de fonte
- coke :	960 kg/t de fonte
- rend chaud (humide) :	3 125 kg/t de fonte
Total =	6 715 kg/t de fonte

b. Produits obtenus :

- Fonte :	1 000 kg
- Laitier :	905 kg/t de fonte
- Poussière de gaz :	130 kg/t de fonte
- Gaz de Gueulard (humide) :	4 680 kg/t de fonte
Total =	6 715 kg

Théoriquement, on obtient :

Charge introduite = produits obtenus.

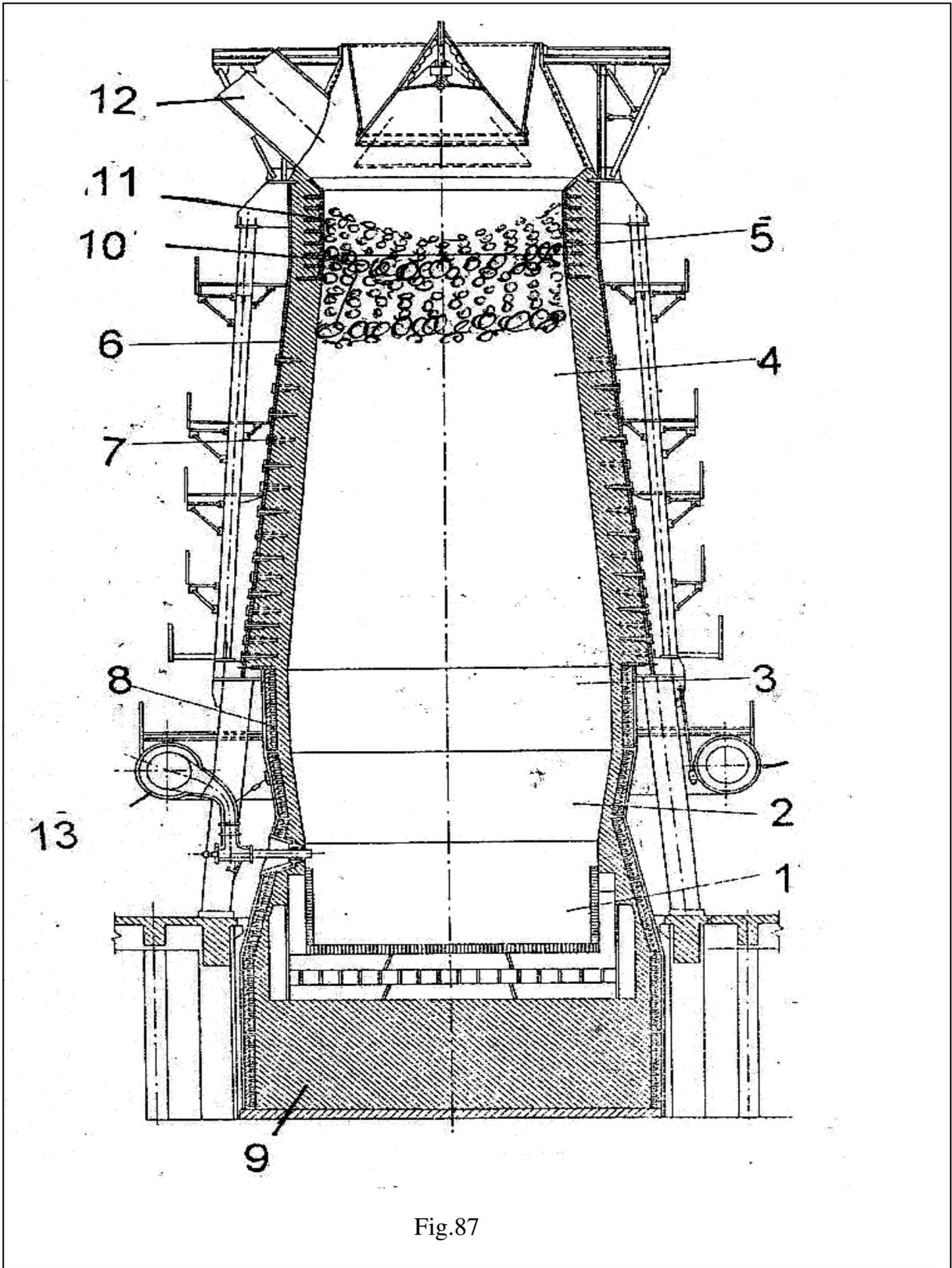
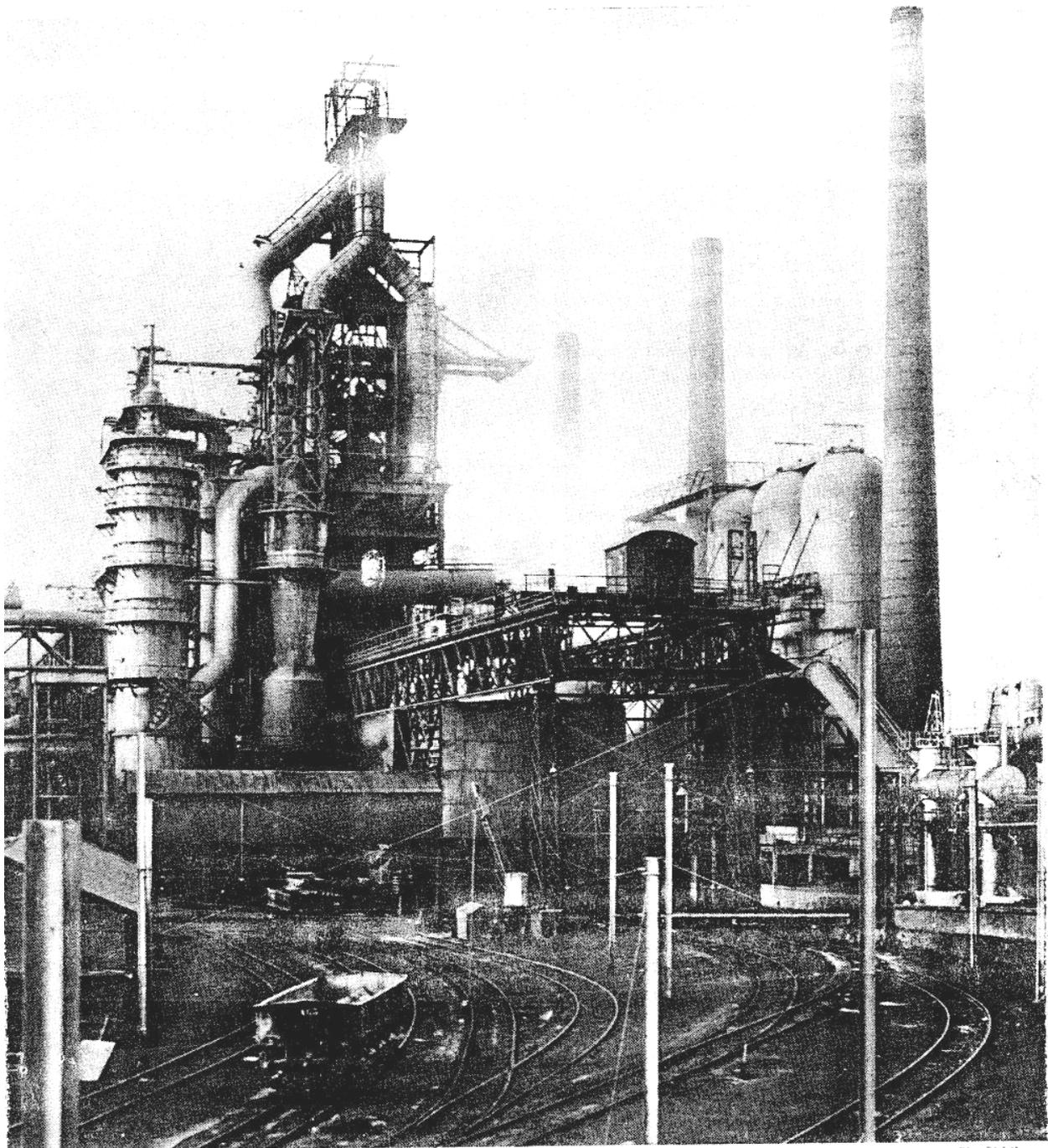


Fig.87



Cl. Sidélor.

Fig.88

VUE D'ENSEMBLE D'UN HAUT-FOURNEAU DE GRANDE CAPACITE (1 000 m³).

Hauteur utile : 22 m - Diamètre du creuset 7m - Production : 900 t de fonte en 24 h.

On. voit à droite une batterie de 3 cowpers (hauteur 37 m, diamètre 8 m)

et à gauche les installations de dépoussiérage et de lavage des gaz

4.1.4. Flux de matières dans une usine métallurgique

La charge, avant d'être introduite dans le haut-fourneau, subit une préparation au préalable comme il est indiqué sur la figure 89.

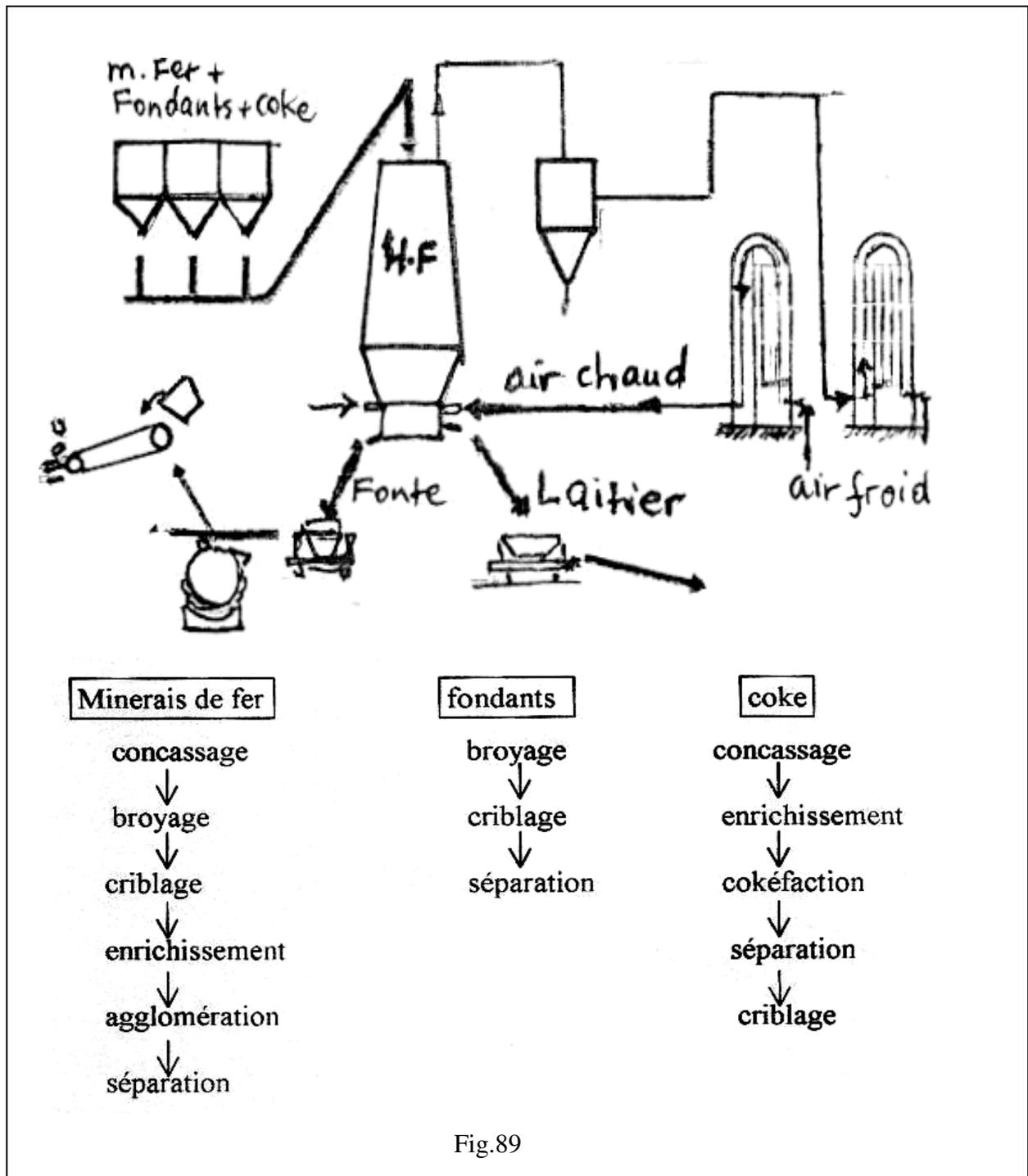


Fig.89

4.1.5. Processus métallurgique dans le haut-fourneau

C'est par le gueulard que la charge est introduite à l'aide d'un skip (monte charge). Les proportions du minerai de fer, fondants et du coke sont définies au préalable suivant le type de fonte à élaborer.

Le minerai de fer et les fondants sont introduits de telle façon à donner des couches qui seront séparées par des couches de coke. Il s'établit un courant descendant des matières d'abord solides, puis pâteuses et enfin liquide qui traversent le haut-fourneau en quelques heures (la durée dépend du volume et de la hauteur du haut-fourneau).

L'air chaud provenant des cowpers (régénérateurs de chaleur chauffés par le gaz du gueulard) est soufflé par les tuyères, ainsi l'oxygène contenu dans l'air chaud participe à la combustion du coke en le transformant en oxyde de carbone CO, il en résulte un courant gazeux ascendant qui traverse aussi le haut-fourneau en quelques heures.

Le courant gazeux possède deux fonctions :

a. Transmettre la chaleur obtenue près des tuyères (1800 °C) à la charge. Donc la charge descendante se chauffe jusqu'à une température de 1500°C à son arrivée au creuset.

b. La deuxième fonction est la réduction des différents oxydes

La réaction fondamentale de réduction lors du processus métallurgique dans le haut-fourneau est la réduction du fer. L'agent réducteur est le carbone et son oxyde (CO), mais le carbone est plus énergique que le CO. Donc leur rôle est d'éliminer l'oxygène des différents oxydes.

La réduction dépend essentiellement de l'affinité chimique de l'élément à réduire par rapport à l'oxygène. Plus l'affinité chimique (solidité chimique) de l'élément avec l'oxygène, est plus grande, plus il est difficile à le réduire de ces oxydes, Il existe deux types de réduction :

- La réduction directe, celle qui se passe avec le carbone pour former CO.
- La réduction indirecte avec CO et H₂ pour former CO₂ et H₂O vapeur.

La figure 44, qui va suivre, nous donne un aperçu sur les réactions principales de réduction se déroulant lors du processus métallurgique de haut-fourneau. Près du gueulard et à une température avoisinant 200°C, la charge subit un séchage dont l'humidité contenue est évacuée sous forme de vapeur avec le gaz de gueulard.

A la partie supérieure de la cuve et entre 200 et 400°C, il y a décomposition des hydrates et entre 400 et 800°C, c'est la décomposition des carbures. Les processus ci-dessus énumérés portent le nom de travail de la cuve. Toutes ces réactions sont endothermiques.

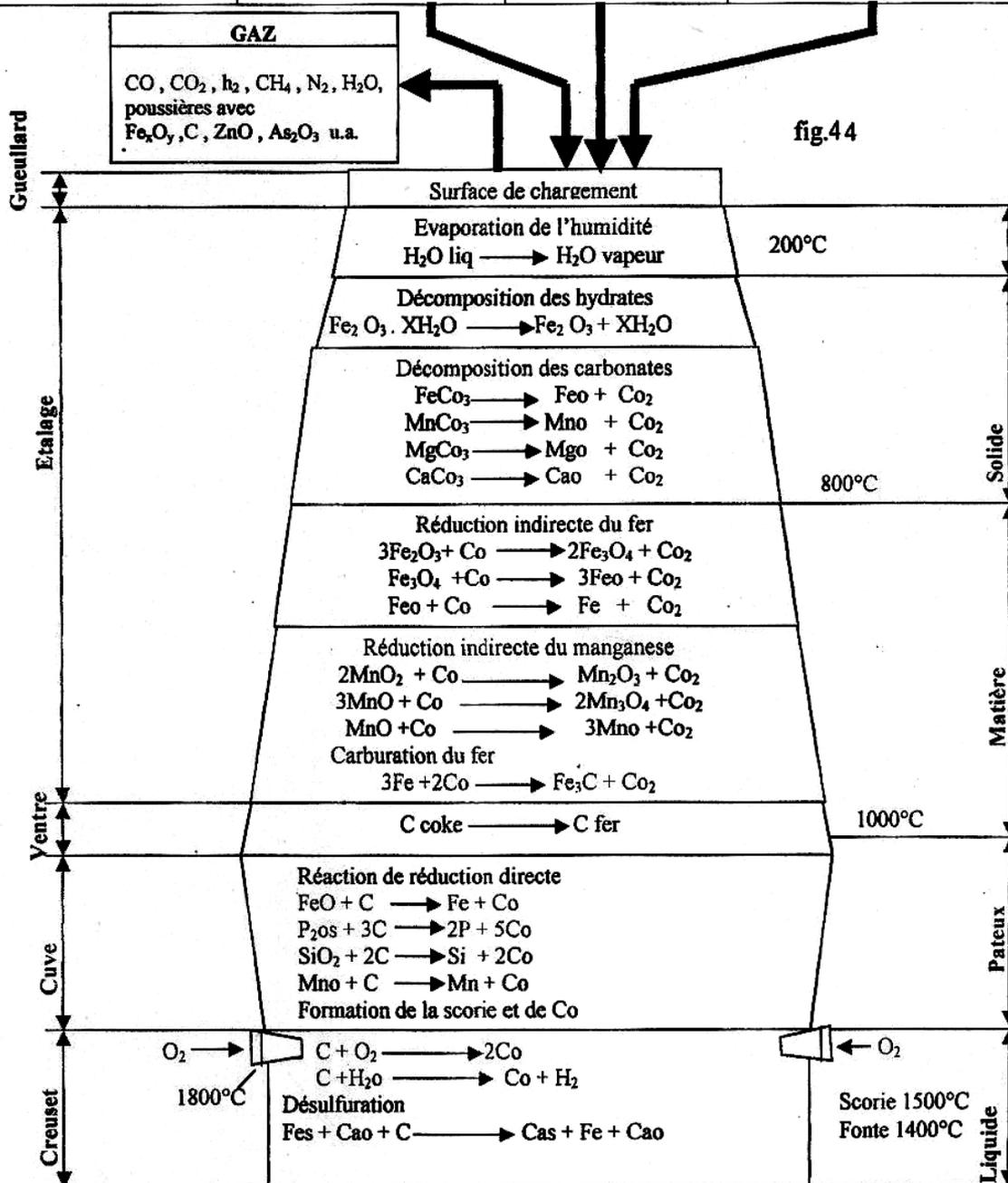
Entre 800 et 1000°C, on arrive au processus de réduction indirecte des éléments principaux tels que le fer et le manganèse (par rapport au fer le manganèse est difficile à réduire). Jusqu'au domaine de la réduction indirecte toute la charge se trouve à l'état solide.

A des températures supérieures à 1000°C et près du ventre et des étalages du haut-fourneau, se passe la réduction directe et commence la fusion de la charge. Dans le domaine de la réduction directe le carbone du coke est très actif à ce que toutes les réactions de réduction se passent sans CO.

Avec l'augmentation de la température près de 1500°C, la charge est liquide et quelques réductions chimiques se poursuivent tels que la désulfuration de la fonte. La formation de la fonte est caractérisée par la réduction du fer et sa liaison avec le carbone et autres éléments de la charge.

La carburation du fer commence déjà à l'état solide et à des températures inférieures à 1000°C, c'est le carbone du coke qui passe dans la composition chimique de la fonte, et au fur et à mesure que le fer se carbure sa température de fusion baisse. La charge en passant à l'état liquide, elle s'écoule sous forme de gouttes entre les morceaux de coke, ce qui laisse poursuivre le processus de carburation du fer jusqu'à la teneur ordinaire nécessaire à l'obtention de la fonte liquide.

Matières	Coke	Mineri de fer	Calcaire
Element principal	C	Fe _x O _y	CaCO ₃ et CaO
Elements accompagnateurs	S, Si O ₂ , Al ₂ O ₃ , H ₂ O, Fe ₂ O ₃	SiO ₂ , CaO, MgO, Al ₂ O ₃ , Mn _x O _y , H ₂ O, FeS, Karbonate, P ₂ O ₃	SiO ₂ , MgO, Al ₂ O ₃ , Fe ₂ O ₃
Elements possible	LiO ₂ , P ₂ O ₃ , CaO, MgO, Alcalins et autres	As ₂ O ₃ , Cr ₂ O ₃ , V ₂ O ₃ , TiO ₂ , BaO, Pbs, Mos, Zns, Cas, Nis, Cus	S, TiO ₂ , etc..



4.1.6. Les fontes du haut-fourneau

Les fontes obtenues dans le haut-fourneau sont destinées pour l'affinage de l'acier dans les différents fours et convertisseurs ainsi que pour le moulage des pièces mécaniques (fonderie). Elles se distinguent l'une de l'autre par leur compositions chimiques. Le tableau ci-dessous nous indique les différents types de fontes obtenues dans le haut-fourneau avec leur composition chimique.

	C	Si	Mn	P	S
Type de fontes H-F	%	%	%	%	%
Fonte pauvre en Mn	rd.4%	bis 1	(<1)	0,08-0,12	bis 0,05
Fonte riche en Mn	rd.4%	bis 1	(2 - 3)	0,08-0,12	bis 0,05
Fonte Thomas	3,2 - 3,6	0,3 - 0,6	0,5 - 1,5	1,7 - 2,2	0,05 - 0,15
Fonte Bessmer	3,8	1,0 - 2,5	1 - 3	0,07 - 0,1	bis 0,04
Fonte de Fonderie	3,5 - 4,2	2 - 3	bis 1,0	0,5 - 1,0	bis 0,07
Fonte Hématite	3,5 - 4,2	2 - 2,5	0,7 - 1,5	0,08 - 0,12	bis 0,04
Fonte-manganèse	6 - 8	< 1,5	30 - 80	0,2 - 0,3	0,02
Fonte-silicium	1,2 - 1,6	9 - 15	0,5 - 0,7	0,12 - 0,16	0,02 - 0,04

La fonte liquide comporte des inclusions variées. Quelques une sont souvent introduites intentionnellement. Outre leurs caractères alphagènes ou gammagènes et leurs actions sur la trempabilité, valables pour les alliages ferreux, les éléments introduits dans les fontes sont caractérisés par leurs actions :

- Graphitisantes (Si, C, Al, Cu, Ni, Zr, ...) qui se traduisent par la création de germes servant de support de croissance pour le graphite.
- Antigrahitisantes (Cr, Mo, Mn, S, V, W, B, ...).

Nous donnons, ci-dessous, quelques indications spécifiques des principaux éléments contenus dans les fontes.

a. **Cuivre et nickel** : éléments graphitisants qui contribuent fortement à l'affinement de la perlite par leur action gammagène. En outre, le cuivre est fortement antiferritisant, alors que le nickel est sans effet. L'introduction dans la fonte de ces deux éléments, entraîne une augmentation de la résistance et de la dureté.

b. **Silicium** : élément graphitisant de base dans les fontes grises ($\% > 3$) qui diminue la solubilité du carbone à l'état liquide dans l'eutectique et solide dans l'austénite. Il augmente la réfractarité des fontes et leur tenues à certaines corrosions.

c. **Chrome** : élément antigraphitisant qui stabilise les carbures en retardant leur décomposition thermique ainsi que l'oxydation interne et de ce fait améliore la tenue à chaud.

d. **Manganèse** : empêche la graphitisation et renforce les liaisons atomiques entre le fer et le carbone dans la cémentite.

e. **Molybdène** : il est surtout utilisé pour son importante action sur le "nez perlitique" des courbes T.T.T. Il améliore considérablement la résistance au choc thermique.

f. **Soufre** : est un élément nuisible qui dégrade les propriétés mécaniques de la fonte. Il abaisse la coulabilité et contribue à la formation de soufflures dans les pièces moulées.

4.1.7. Formation du laitier

Le deuxième produit obtenu lors de l'élaboration de la fonte est le laitier. Le laitier résulte de la combinaison des éléments de la gangue des divers minerais, des fondants et de la sandre du coke. Les principaux éléments constituant le laitier sont donnés sur le tableau ci-dessous.

CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	FeO	MnO	P ₂ O ₅	S	Na ₂ O + K ₂ O
%	%	%	%	%	%	%	%	%
35-40	28 - 40	5 - 17	2 - 13	< 1	< 10	< 1	1 - 2	< 2

La formation du laitier s'effectue en trois étapes :

- a. Près de la partie inférieure de la cuve se forme d'abord le laitier primaire facilement fusible et en grande quantité et contenant une quantité importante de FeO.
- b. Avec l'augmentation de la température le FeO et le MnO contenus dans ce laitier sont réduits simultanément et il y a dissolution d'autres oxydes dans ce laitier. Ce laitier est appelé laitier intermédiaire.
- c. Le laitier final se forme dans le creuset. à des hautes températures par dissolution de la sandre du coke. fondant et le reste de la gangue.

2.2. Elaboration de l'acier

L'acier est défini comme un alliage de fer et de carbone dont la teneur en carbone est inférieure à 2 % (voir diagramme Fe-C). Dans l'industrie, l'acier est plus utilisé que la fonte, car il possède des propriétés mécaniques relativement bonnes par rapport à ceux de la fonte.

Les procédés de fabrication modernes de l'acier sont assez nombreux, ils donnent des produits de qualités différentes. La majorité d'entre eux, consiste, pour affiner la fonte de première fusion, à la décarburer dans un premier temps, puis rétablir par des additions convenables les teneurs de ces éléments au niveau désiré.

L'acier est obtenu dans des fours ou convertisseurs par différentes opérations métallurgiques telles que l'oxydation des différents éléments d'impuretés, la décarburation de la fonte et l'addition d'éléments alliés nécessaires pour améliorer les

différentes propriétés. Les matières premières nécessaires pour l'élaboration de l'acier sont :

- Fonte liquide ou solide (selon le procédé).
- Ferraille.
- Additions.
- Ferro-alliages (alliages des métaux)

La masse principale de la charge (90 % à 95 %) se compose de la fonte et de la ferraille, la composition de la fonte doit correspondre aux exigences du procédé utilisé. Les métaux alliés sont utilisés le plus souvent sous forme de ferro-alliages, destinés à obtenir des aciers de propriétés bien définies.

Les additions sont le calcaire sous forme de CaCO_3 ou CaO ou CaF_2 utilisé pour l'affinage électrolytique.

La ferraille, le calcaire, les ferro-alliages et CaF_2 sont introduits dans les fours ou convertisseurs à l'état solide, dans certains cas, ils sont chauffés au préalable. La fonte est introduite :

- soit à l'état liquide (1250°C), dans le cas des procédés par soufflage d'air ou d'oxygène, ce qui nécessite un préchauffage du four. La chaleur est obtenue lors de l'oxydation des éléments alliés au fer dans la charge, ce procédé ne nécessite aucun apport de chaleur extérieure pour atteindre la température de fusion de l'acier (1600°C).
- soit à l'état solide, dans le cas des procédés des fours à sole, ce qui exige à fournir de la chaleur en grande quantité pour la fusion de la charge solide et atteindre la température de fusion de l'acier. La chaleur utilisée est la chaleur de combustion du combustible tels que mazout, gaz naturel ou énergie électrique.

Comme il a été déjà mentionné que l'acier est élaboré principalement à partir de la fonte liquide ou solide ou à partir de la ferraille, l'utilisation de l'un ou de l'autre procédé dépend de l'éloignement de l'aciérie du haut-fourneau.

Si l'aciérie est loin du haut-fourneau, la fonte subit une seconde fusion. Si l'aciérie est près du haut-fourneau, il est évidemment économique d'utiliser la fonte liquide, laquelle est coulée directement du haut-fourneau dans un vaste réservoir sur rail appelé mélangeur. Le mélangeur rend donc la marche de l'aciérie indépendante de celle du haut-fourneau.

4.2.1. Processus d'élaboration de l'acier

Le principe de l'élaboration de l'acier est l'oxydation des éléments accompagnant le fer, tels que le carbone, le silicium, le phosphore, le manganèse etc., jusqu'à la teneur désirée dans l'acier, ainsi que l'élimination des différents oxydes du métal liquide. Ces éléments sont éliminés soit sous forme de scorie ou de gaz. Donc le métal liquide est toujours en contact avec la scorie formée et la phase du gaz.

Les réactions chimiques se passent entre ces trois systèmes auxquels on peut ajouter un quatrième système qui est le garnissage du fer. L'acier liquide-scorie-phase de gaz est une condition idéale facilitant le transfert et la transformation de la matière.

Du point de vue thermodynamique, les transformations des matières et énergétiques entre les systèmes s'effectuent en une direction donnée définie par la force motrice de réaction, mais toutes les transformations des matières sont limitées par un état d'équilibre qui est caractérisé par l'enthalpie libre ΔG° (unité de mesure de la force motrice).

Généralement, il n'est pas possible de laisser dans un système fermé, des transformations métallurgiques s'effectuant dans une seule direction jusqu'à ce que toute la matière s'épuise et sera transférée dans le produit final correspondant, pour cela, il est très important de connaître :

- a. Quelle concentration sous les conditions extérieures (P,T) caractérise l'équilibre de la réaction.
- b. Jusqu'à quel point l'équilibre d'une transformation peut être changé sous l'influence de l'extérieur.

Revenons à l'oxydation des différents éléments, pour cela, le métal doit absorber l'oxygène de l'air ou l'oxygène pur ou l'oxygène contenu dans les oxydes de fer de minerais ou des riblons selon les procédés d'affinage. A la fin de l'affinage, la teneur en oxygène (O_2) dans le métal liquide est généralement près de 0,1%, l'utilisation d'un acier avec une telle teneur en oxygène n'est pas économique à cause des propriétés plastiques, coulabilité etc.

Donc après l'opération d'oxydation il est nécessaire de désoxyder le métal liquide. L'opération de désoxydation est effectuée avant ou après la coulée de l'acier liquide par addition d'éléments de désoxydation. Le tableau ci-dessous montre le pourcentage des éléments essentiels tels que Fe, C, et O_2 , avant affinage, avant et après l'opération de désoxydation.

Opération	% Fe	% [O]	% C
Fonte + ferraille	93	0,005	3,2÷4,5
↓ Oxydation des éléments avec l'oxygène	99	0,05	0,2
↓ Métal liquide (acier non allié)	> 99	0,05÷0,1	0,01÷0,6
↓ désoxydation du métal liquide			
↓ Acier non allié	> 99	0,001÷0,01	selon le % désiré

4.2.2. Composition chimique de l'acier

Les aciers sont des alliages de fer et de carbone dont la teneur en carbone est inférieure à 2 % ($C < 2 \%$), outre le fer et le carbone qui en sont les éléments principaux rentrant dans sa composition, un acier ordinaire contient principalement du silicium, du manganèse, du soufre et du phosphore.

4.2.2.1. Influence des éléments chimiques sur les propriétés de l'acier

Les aciers se composent de plusieurs autres inclusions ou impuretés constantes ou inévitables telles que Mn, Si, P, S, O, N, H, etc., qui influent sur leurs propriétés. La présence de ces inclusions s'explique soit par :

- La difficulté de l'élimination de certaines d'entre elles lors de l'élaboration (S, P).
- Leur passage dans l'acier lors de l'opération de désoxydation (Mn, Si).
- Encore par addition en vue d'améliorer les propriétés de l'acier (Cr, Ni, Mo, etc.).

Les fontes contiennent ces mêmes inclusions ou impuretés mais en quantité plus grande. L'influence des éléments chimiques sur les propriétés de l'acier peut être divisée en deux groupes : les éléments chimiques constants et les éléments d'alliages.

1. Influence des éléments chimiques constants

La fragilité et la plasticité sont les propriétés essentielles de l'acier, le même métal peut être ductile ou fragile suivant :

- La composition chimique.
- L'état de surface.
- La température.

Parmi les éléments chimiques, généralement contenus dans les aciers ordinaires, on peut citer :

a. Le carbone :

Après refroidissement lent, la structure d'un acier se compose de la ferrite et de la cémentite (deux phases), la quantité de cémentite est directement proportionnelle à la teneur en carbone (fig. 90).

La ferrite, une fois associée à la cémentite donne la perlite. Le carbone est l'élément qui a la grande influence sur les propriétés de l'acier. L'augmentation de la teneur en carbone accroît la dureté, la charge à la rupture et la limite élastique tout en diminuant l'allongement, la striction et la résilience.

Notons toutefois que la résistance commence à chuter à partir de 1,2 % C. Les propriétés physiques changent aussi et on observe la diminution de la densité, de la conductibilité thermique, de l'induction rémanente et de la permittivité. On observe également l'augmentation de la résistivité électrique et de la force coercitive.

L'influence la plus importante du carbone sur les propriétés mécaniques de l'acier est surtout due au fait que, par la trempe on obtient un constituant très dur, appelé la martensite.

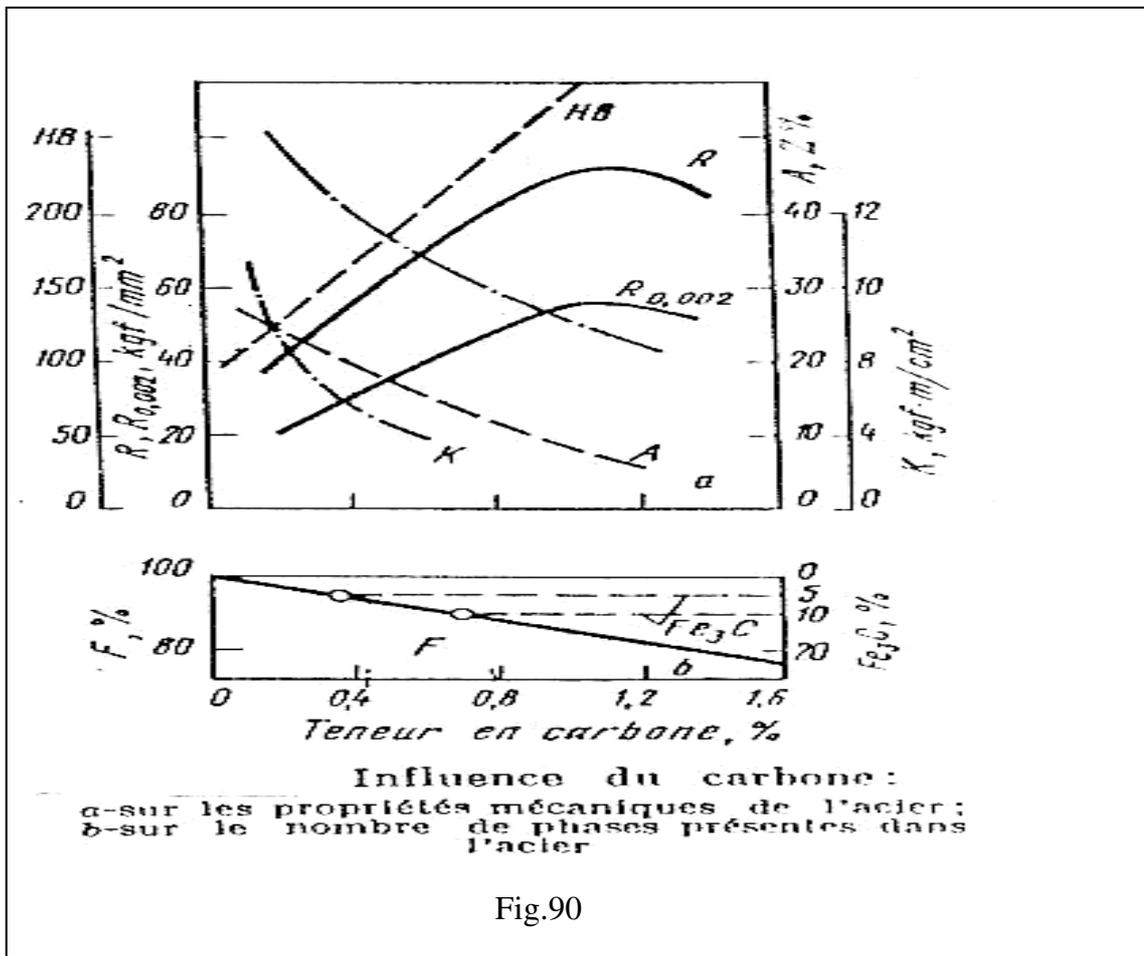


Fig.90

b. Le silicium :

La teneur du silicium dans l'acier varie de 0,05 à 0,3 %, il existe surtout à l'état de solution ferrite. Son influence n'est pas très importante sur les propriétés de l'acier, mais rend toutefois l'acier plus homogène à la coulée, en s'opposant, grâce à son pouvoir réducteur à la formation de soufflures.

L'un des défauts les plus fréquents qu'on rencontre après solidification de l'acier. Sa présence en grande quantité permet une bonne désoxydation de l'acier.

c. Le manganèse :

Le manganèse existe en solution dans la ferrite sous forme de MnS et surtout sous forme de carbure Mn_3C associé à la cémentite Fe_3C . Sa teneur dans l'acier varie de 0,2 à 0,8%, la présence du manganèse dans l'acier est très souhaitée, car d'une part, il augmente la dureté de l'acier et sa trempabilité et d'autre part, il joue le rôle d'antidote du soufre, car le soufre est moins nocif dans la mesure où il se trouve sous forme de MnS et non sous forme de FeS ou de soufre libre.

d. Le phosphore :

Il existe en solution dans la ferrite et provoque un grossissement du grain, ce qui augmente la fragilité de l'acier à froid. En se ségréguant facilement, il contribue à l'hétérogénéité de l'acier. Sa teneur doit être limitée de 0,025 à 0,040 %. Le phosphore augmente la limite élastique et la charge de la rupture tout en diminuant considérablement la plasticité et la ductilité.

e. Le soufre :

C'est un élément nuisible pour l'acier, il diminue surtout sa forgeabilité. Il peut exister sous forme de MnS et de FeS. A froid le soufre amène également une diminution importante de la résistance, la teneur limite en soufre doit être inférieure à 0,035 à 0,06 %, généralement inférieure à $\frac{1}{4}$ de la teneur en manganèse.

Parfois on utilise des aciers de décolletage riches en soufre (0,015 à 0,025 %), afin de faciliter la fragmentation des copeaux. Un minimum de soufre (0,02%) est toujours nécessaire pour des raisons d'usinabilité.

f. Influence de l'azote, de l'oxygène et de l'hydrogène :

L'azote et l'oxygène sont contenus dans un acier sous forme d'inclusions non métalliques fragiles tels que FeO, SiO₂, Al₂O₃ (oxydes) et Fe₄N (nitrures) de solution solide ou à l'état libre dans les volumes défectueux du métal (retassures, criques etc.).

Les inclusions d'insertion (azote, oxygène), en se concentrant aux joints de grains, forment le long de ces joints des nitrures et des oxydes, en élevant ainsi le seuil de fragilité à froid et en alternant la résistance à la rupture fragile.

Les inclusions non métalliques (oxydes, nitrures, scories) étant des concentrateurs de contraintes sont susceptibles de réduire sensiblement, si leur quantité est importante ou s'ils s'accumulent en agrégats, la limite de fatigue est la résilience.

L'hydrogène dissout dans l'acier est un élément très nocif qui exerce une forte action fragilisante. Absorbé pendant la fusion, l'hydrogène non seulement rend l'acier plus fragile, mais détermine dans les laminés et les grosses pièces de forge la formation des flocons. Les flocons sont des criques très fins et d'une forme ovale ou arrondie qui apparaissent dans une cassure sous la forme de taches ou flocons argentés. Ils altèrent brusquement les propriétés de l'acier.

Leur présence rend le métal inutilisable dans l'industrie. La fragilisation par H₂ s'observe souvent lors du soudage, l'H₂ est alors une source de criques à froid dans le métal d'apport et de base. La coulée et fusion sous vide, diminuent sensiblement la teneur en H₂ dans l'acier.

2. Influence des éléments d'alliages sur les propriétés de l'acier

L'addition des éléments d'alliages peut donner lieu à :

- a. La formation des solutions solides dans le fer.
- b. La dissolution de ces éléments dans la cémentite en remplaçant dans son réseau les atomes de fer ou à la formation des carbures particuliers.
- c. La production (lorsque la teneur en éléments d'alliage est élevée) des composés intermétalliques avec le fer.

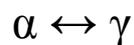
Les éléments d'alliages ont une influence sur les transformations allotropiques du fer. Tous ces éléments à l'exception de C, N, H et en partie du bore, formant avec le fer des solutions solides de substitution.

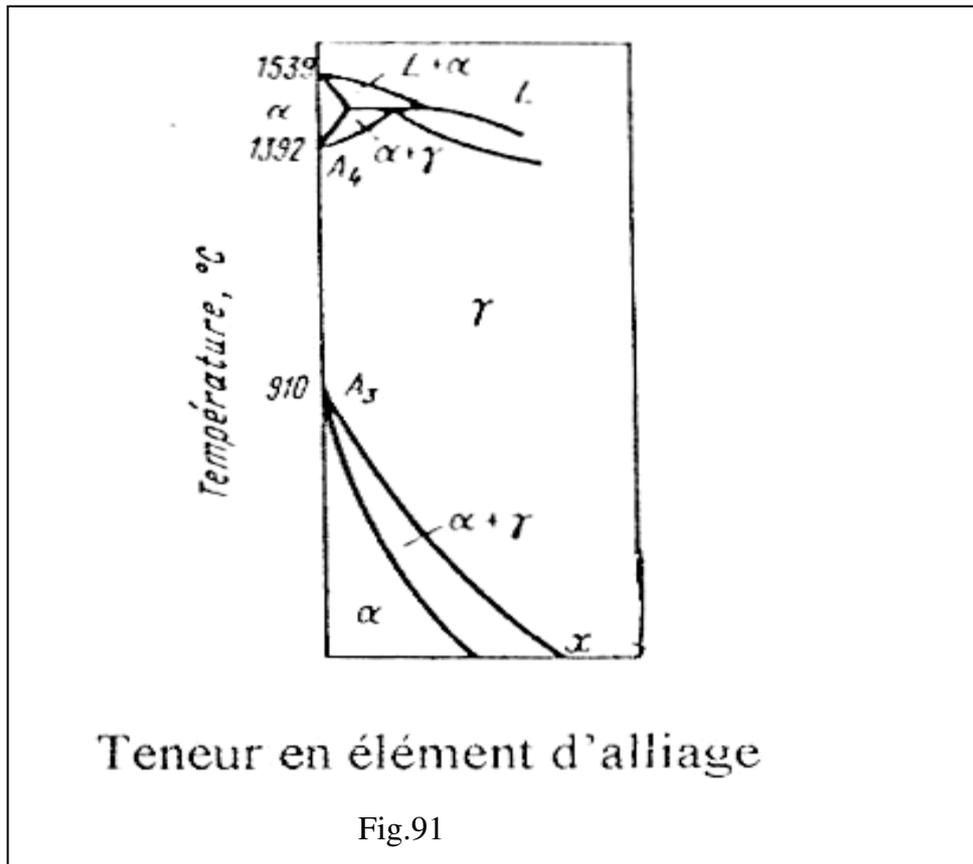
Leur dissolution dans le fer influe fortement sur les positions des points A_4 (1392°C) et A_3 (910°C) qui déterminent le domaine des températures d'existence du fer α et γ . L'action exercée par les éléments d'alliages sur les variétés allotropiques du fer permet de les classer en deux groupes :

a. Eléments gamagènes (Ni, Mn) :

Ces éléments abaissent le point A_3 et élèvent le point A_4 , ce qui donne une extension du domaine de la phase γ et une réduction du domaine de la phase α .

La figure 91 montre que l'addition de ces éléments fait monter le point A_4 jusqu'à la ligne du solide. Alors que dans les conditions d'une concentration élevée de l'élément d'alliage, le point A_3 descend jusqu'à l'ambiante empêchant ainsi la transformation :





Teneur en élément d'alliage

Fig.91

Les alliages de ce type sont dit austénitiques. Les alliages qui ne subissent que partiellement la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ s'appellent semi-austénitiques.

b. Éléments alphagènes :

Ce sont les éléments tels que Cr, W, Mo, V, Al, Si, ..., ces éléments abaissent le point A_4 et élèvent le point A_3 . Il en résulte que pour une concentration déterminée des éléments d'alliages, les lignes de transformation A_3 et A_4 se rencontrent et le domaine de la phase γ se trouve complètement fermé, c'est à dire, il y a extension du domaine de la phase α (ferritique) et un rétrécissement du domaine γ (euténitique), (fig. 92). Les alliages de ce type sont dit. " Ferritiques ".

Lorsque la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ ne se produit que partiellement, les alliages s'appellent semi-ferritiques.

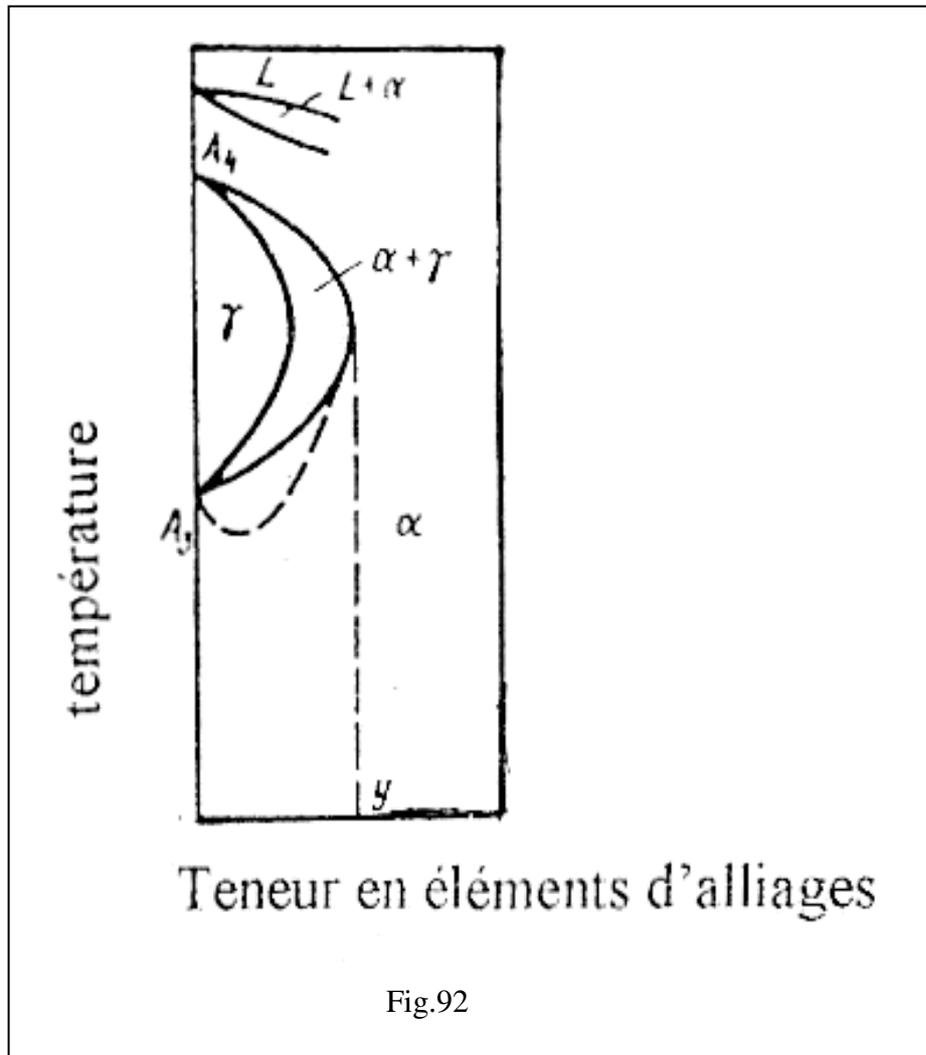


Fig.92

Le tableau ci-dessous donne un aperçu sur l'influence des principaux éléments d'alliage sur les différentes propriétés des aciers :

Eléments	Déplacement du point S (eutectoïde)	Déplacement des points de transformation	Formation de carbures	Affinage de grains	Augmente (+)	Diminue (-)
S	-	-	Non	-	Usinabilité, Fragilité à chaud.	Fluidité.
P	-	-	-	Non	Résistance à la corrosion, résistance à chaud, fragilité à froid	Allongement, Résistance aux chocs.
Si	-	↑	Non	Non	Grossissement du grain, Résistance chimique d'aciers réfractaires, Trempabilité, ce, Désoxydation.	Solubilité du carbone, Soudabilité, Vitesse critique de trempe (Vcr)
Mn	←	↓	Oui	-	Résistances aux chocs, à l'usure, à la traction, Trempabilité, Désoxydation.	Usinabilité, Température de transformation, Vcr de trempe.
Eléments	Déplacement du point S (eutectoïde)	Déplacement des points de transformation	Formation de carbures	Affinage de grains	Augmente (+)	Diminue (-)
Ni	←	↓	-	Oui	Résistance à la fatigue, à la corrosion, Résilience, Trempabilité.	Vitesse de grossissement du grain, Risque de surchauffe, Vcr de trempe
Cr	←	↑	Oui	-	Résistances à la traction, à la corrosion et à l'usure, Capacité de coupe, Pénétration de trempe.	Déformation, Vcr de trempe.
Mo	←	↑	Oui	-	Résistances à la traction et à la fatigue, Dureté, Trempabilité.	Allongement, Forgeabilité.
W	←	↑	Oui	Oui	Résistance à l'usure, Dureté, Capacité de coupe.	-

4.2.3. Périodes de la marche d'une opération d'affinage

4.2.3.1. Décarburation

La fonte destinée pour l'élaboration de l'acier contient un pourcentage élevé en carbone qui n'est pas nécessaire dans la composition chimique de l'acier. Une grande quantité de ce carbone doit être éliminée du bain métallique lors de l'affinage de l'acier. Le carbone est très soluble dans le fer liquide jusqu'à 5,4 % à une température de 1600°C, il peut être éliminé par l'oxygène dissout dans le fer selon la réaction :



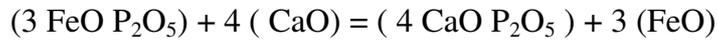
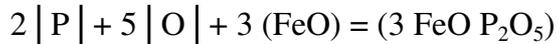
Lors de la décarburation, le $|CO|$ obtenu, n'est pas soluble dans le bain métallique, ce qui permet l'élimination d'une grande partie du carbone et se crée un équilibre entre la phase liquide et la phase gazeuse. Donc l'apport de l'oxygène lors de l'affinage de l'acier joue un rôle important pour sa décarburation. Si on compare les différents procédés d'élaboration de l'acier au point de vue de la vitesse de décarburation du métal, on pourra constater que le mécanisme du processus de décarburation dépend de la séparation de CO du métal dans la phase gazeuse et chaque procédé est différent.

Par exemple pour le procédé THOMAS avec 0,35 % de carbone sont oxydés par minute et dans le procédé MARTIN (sans soufflage d'oxygène), seulement 0,003 % à 0,005 % de carbone par minute sont oxydés, les causes sont dues à la formation du CO dans la sole et non dans le bain métallique.

4.2.3.2. Déphosphoration

L'élimination du phosphore de la fonte liquide joue un rôle important dans l'élaboration des aciers. Dans les aciers, le phosphore tic doit pas dépasser 0,020 à 0,050 % (exception faite pour les aciers destinés aux outils de presse à chaud avec 0,1 % de phosphore). Dans les procédés LDAC ou THOMAS, le phosphore est un éléments d'apport d'énergie.

Une bonne déphosphoration avec FeO n'est pas possible car elle exige une grande quantité de FeO, pour cela on ajoute de la chaux (voir réaction chimique ci-dessous) :



Le CaO est une base forte pouvant décomposer le FeO de sa liaison avec le P₂O₅ et par la suite peut se lier solidement avec le P₂O₅.

Pour une bonne oxydation et scorification du phosphore dissout dans le métal, il faut un potentiel d'oxygène élevé dans la scorie et un pourcentage élevé d'oxygène dans le bain métallique.

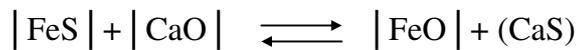
Le phosphore doit être éliminé avant d'atteindre de hautes températures, c'est à dire, l'élimination du phosphore ne semble donc pouvoir se faire qu'après décarburation totale du bain, car il y a le processus inverse, dissolution du phosphore dans le bain métallique et par la réduction du P₂O₅, par le carbone aux hautes températures. Cela signifie que la solubilité du phosphore dans le fer augmente avec la température.

4.2.3.3. Désulfuration

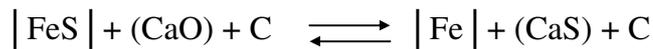
La désulfuration (scorification du soufre) consiste à éliminer le soufre dissout dans le fer et elle se passe seulement dans les conditions oxydantes. La teneur exigée en soufre dans les aciers ne doit pas dépasser 0,01 à 0,05 %, car c'est un élément nocif et indésirable. A l'exception de quelques aciers dont sa présence est souhaitée jusqu'à une teneur de 0,3 %, ce sont les aciers de décolletage, les aciers d'outils d'usinage à grande vitesse.

Le soufre existant dans le bain métallique provient de la fonte, de la ferraille, de la chaux et surtout des combustibles solides et liquides (procédé Martin). Pour tous les procédés d'élaboration de l'acier, la désulfuration se passe de la même manière que dans

le haut-fourneau. L'élimination du soufre se fait principalement par la réaction déjà rencontrée au haut-fourneau.



La désulfuration dépend essentiellement de la quantité de CaO existante dans la scorie, elle est aussi facilitée par la réduction de l'oxyde ferreux et par l'élévation de la température qui favorise la réaction endothermique.



En général une désulfuration poussée nécessite une température élevée et un milieu basique et très réducteur. La désulfuration est difficile surtout dans le procédé Martin basique, car il y a formation de SO_2 qui réagit avec le fer du bain métallique (sulfuration du bain).



Cette transformation se passe surtout lors de la fusion de la charge lorsque le métal n'est pas couvert par la scorie. Dans ce procédé, on exige un combustible avec une teneur minium en soufre.

Pour le procédé THOMAS, à part le soufre contenu dans la charge, pour remédier à la difficulté de la désulfuration dans ce procédé la fonte destinée à l'affinage doit contenir peu de soufre. Pour les autres procédés, la désulfuration est bonne et même excellente.

4.2.3.4. Désoxydation du bain métallique

L'affinage de l'acier à partir de la ferraille et de la fonte dans les convertisseurs nécessite un apport d'une quantité d'oxygène dans le bain métallique pour l'oxydation des différents éléments. A la fin de l'affinage une grande quantité de l'oxygène reste dissoute dans le bain métallique, ce qui provoque la formation d'oxyde de précipitation, ces derniers sont indésirables dans l'acier, car ils modifient les propriétés de l'acier exigé.

Même l'oxygène peut former de la porosité après cristallisation de l'acier. Afin de remédier à cela, on doit éliminer l'oxygène dissout dans le métal avant sa cristallisation. La désoxydation comprend trois étapes :

- a. Dissolution du produit de désoxydation (ferro-alliages) dans le bain métallique qui doit s'effectuer à des hautes températures si possibles.
- b. Réaction entre l'oxygène dissout dans le fer avec le produit de désoxydation ce qui conduit à une diminution de la teneur en oxygène.
- c. Formation de germes du produit de désoxydation non dissout dans le bain métallique, sa croissance et son élimination du bain métallique s'effectue à la température de solidification. La totalité de l'oxygène est pratiquement éliminée de la phase métallique sous forme d'oxydes.

4.2.3.5. Elimination du manganèse et du silicium

Le silicium brûle à l'état de silice SiO_2 , cet anhydride qui correspond à un acide fort non isolé, se combine aux oxydes basiques présents MnO et FeO , (et CaO , s'il y a lieu), en donnant une scorie liquide qui du fait de sa faible masse volumique, monte à la surface du bain. Le manganèse brûle à l'état d'oxyde manganèse MnO , oxyde basique qui se combine à l'anhydride silicique.

4.2.3.6. Rôle de la scorie lors de l'élaboration de l'acier

Lors de l'affinage, la scorie n'a pas seulement le rôle de recevoir l'oxygène du bain métallique mais aussi d'absorber les produits de réaction (autre le CO) et de les lier solidement, c'est à dire entre la scorie et les deux phases (bain métallique et phase gazeuse) doivent exister des réactions.

La scorie joue aussi un rôle important dans la désulfuration et déphosphoration du bain métallique ainsi que l'élimination du silicium. Il existe deux types de scorie :

a. Scorie à base de deux silicates. Système : $\text{CaO-SiO}_2\text{-FeO}$ (48 %, 15%, 14 %) obtenu lors de l'affinage des fontes pauvres en phosphore (procédés Martin, électrique et LD).

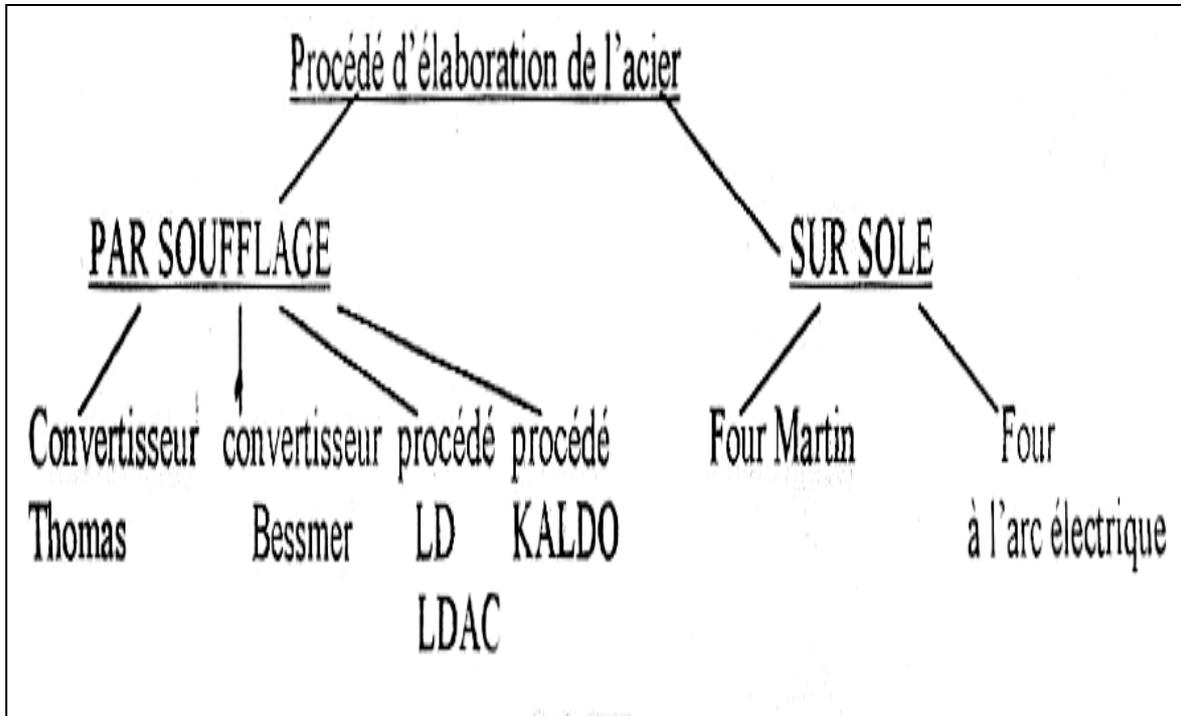
b. Scorie à base de chaux de phosphate. Système : $\text{CaO-P}_2\text{O}_5, \text{FeO}$ (48 %, 21 %, 13%) obtenue lors de l'affinage des fontes phosphoreuse (procédés Thomas et LDAC).

4.3. Procédés d'élaboration de l'acier

Pratiquement la totalité de la production mondiale de l'acier est effectuée selon les procédés ci-dessous. On distingue les procédés par soufflage tels que :

- Les procédés Thomas, Bessmer, LD, LDAC et KALDO
- Les procédés à SOLE tels que le four Martin et le four à l'arc électrique.

Nous étudions en général chacun de ces procédés



4.3.1. Procédés par soufflage

4.3.1.1. Convertisseurs Bessmer et Thomas

C'est en 1857 que Henry Bessmer proposa le principe d'obtention de l'acier par soufflage de gaz oxydant (air) dans la fonte liquide sans dépense d'énergie (combustible). Le procédé consiste essentiellement à faire traverser le bain de fonte liquide par un courant d'air froid. Le premier convertisseur mis au point par Bessmer n'était pas mobile, par la suite, Bessmer l'améliora et ceci facilita toutes les opérations tels que chargement, coulée etc,

Le procédé Bessmer ne pouvait être destiné que pour le traitement des fontes non phosphoreuses et à très faible teneur en soufre, ce qui exige un revêtement du convertisseur à caractère acide (le garnissage du convertisseur est à la base de silice SiO_2). Donc il y avait le problème de traitement des fontes phosphoreuses, qui exigeaient un garnissage basique (à base de dolomite CaO , MgO) et c'est alors en 1879 que Gilchrist Thomas développa le procédé Bessmer, en remplaçant le réfractaire acide par un réfractaire basique, mais en maintenant le même procédé de soufflage de l'air sous pression, le procédé Thomas permet donc le traitement des fontes phosphoreuses.

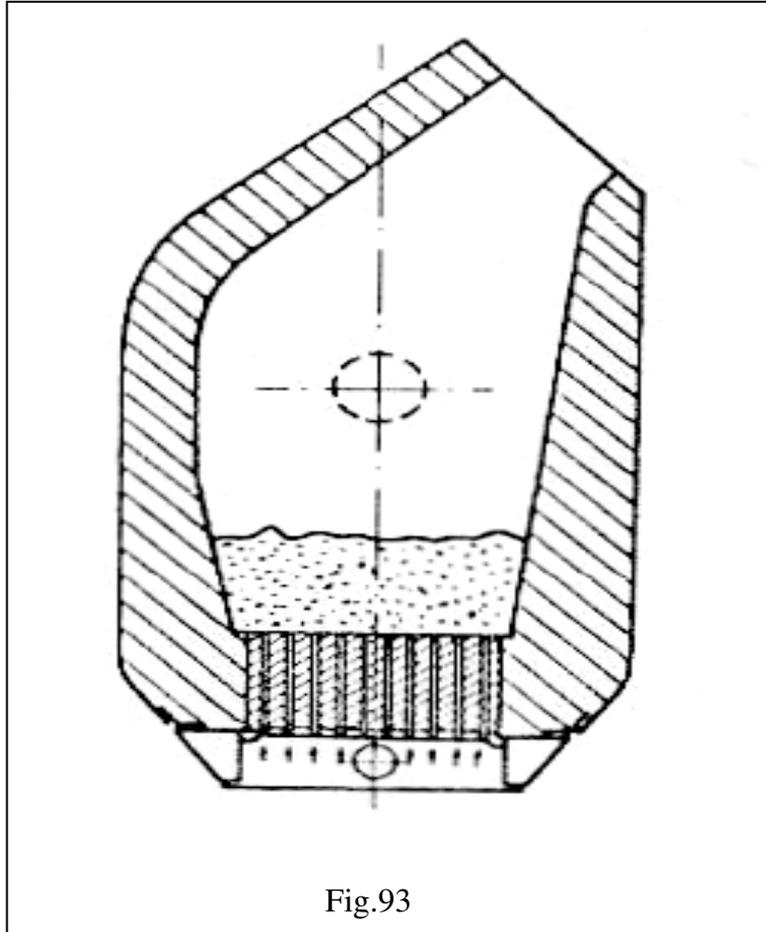
Le principe de fonctionnement est généralement le même pour les deux procédés, dans le convertisseur, la fonte est introduite avec une température avoisinant 1250°C . L'air froid est soufflé sous pression, ce qui oxyde les impuretés avec un dégagement de chaleur suffisant pour élever la température (jusqu'à 1500°C) et maintenir le métal à l'état liquide. Pratiquement tout l'oxygène soufflé est absorbé par le bain métallique, ce qui rend l'oxydation très énergique.

4.3.1.2. Caractéristiques du procédé Bessmer

a. Construction du convertisseur :

La conception du convertisseur Thomas ou Bessmer est très analogue, la seule différence réside dans le caractère de revêtement intérieur (Bessmer acide et Thomas basique). Le convertisseur proprement dit sur la figure 93, est une grande cornue mobile d'une capacité variable de 10 à 75 tonnes et d'un diamètre intérieur de 4 à 6 mètres. Il est

formé extérieurement d'un blindage de lames d'acier (cuirasse) de 20 à 25 mm d'épaisseur et intérieurement par des briques réfractaires. Il est monté sur deux tourillons destinés au pivotement et l'arrivée de l'air.



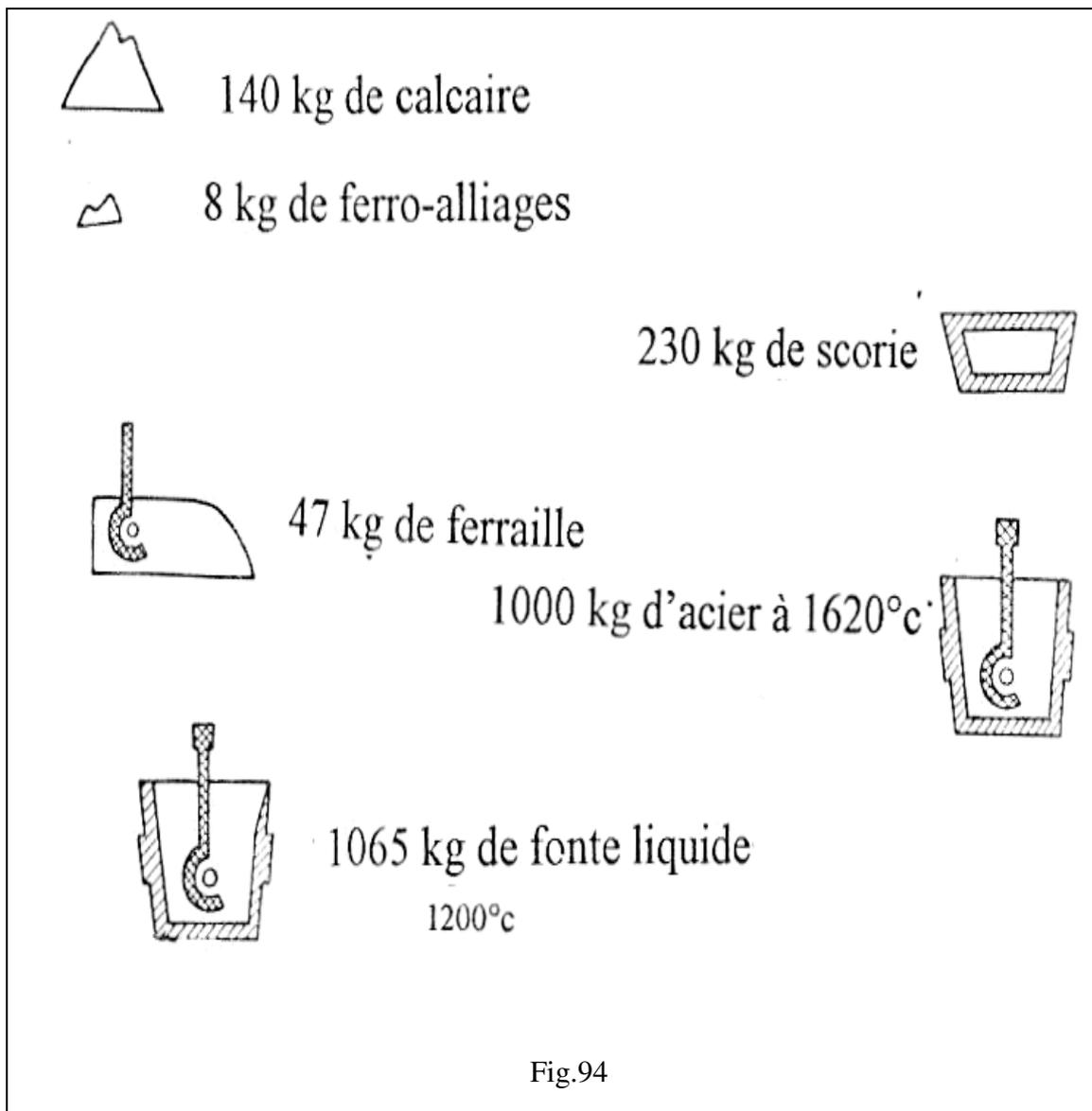
Généralement le convertisseur se compose :

- d'une base tronconique d'orifices appelés tuyères permettant le passage de l'air (boîte à vent.)
- Une partie tronconique qui se rapporte à la cuve et dont la partie supérieure est appelée bec du convertisseur destiné au chargement et à la coulée. L'avantage de la forme donnée au bec est de réduire les projections lors du soufflage et augmente le volume du convertisseur dans sa position horizontale.
- Le garnissage constitué de brique réfractaire acide ou basique selon le procédé Bessmer ou Thomas. Entre le réfractaire et le blindage existe une couche appelée pise

(sable, aggloméré, argile destinée à réduire les chocs thermiques). Le garnissage d'un tel convertisseur peut durer jusqu'à 300 coulées.

b. Matières premières :

La figure 94 montre le bilan des matières premières pour la production d'une tonne d'acier pour le cas du procédé Thomas. La matière première principale dans le convertisseur est la fonte liquide (1250°C) acheminée sur rail du haut-fourneau vers l'aciérie dans des mixeurs (mélangeurs).



La composition chimique de la fonte destinée pour le procédé Bessmer est indiquée ci-dessous :

C	Si	Mn	P	S
3 à 4 %	1,5 à 2,5 %	1 à 2 %	< 0,08 %	< 0,05 %

Les fontes Bessmer sont des fontes grises relativement riches en manganèse et pauvres en phosphore et en soufre.

Les autres matières premières introduites avec la charge dans le convertisseur sont :

- Le minerai de fer.
- La calamine.
- La ferraille, ferro-alliages.
- Le graphite. coke, bois.

La calamine : est destinée pour l'apport de l'oxygène sous forme d'oxydes et pour le refroidissement du bain métallique afin d'éviter des surélévations de la température du bain lors du soufflage.

Les ferro-alliages (ferro-manganèse) : sont destinés pour la désoxydation du bain métallique lors de la coulée. La chaleur est obtenue lors de l'oxydation des différents éléments par soufflage d'air ou d'air enrichi d'oxygène jusqu'à 35 %. La durée de soufflage et la quantité d'air soufflée varient en fonction de la capacité du convertisseur, en moyenne cette quantité est de 300 à 340 mm³ / tonne de fonte.

c. Marche d'une opération dans le convertisseur Bessmer (opération acide) :

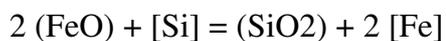
Oxydation : Durant la marche de l'opération dans le procédé Bessmer, on peut délimiter deux zones dans lesquelles vont se dérouler les réactions d'oxydation.

- **Zone de soufflage** : Elle se trouve au-dessus des tuyères et qui est une zone de contact direct entre le métal et le liquide et l'air soufflé par les tuyères.

- **Zone de circulation** : C'est le reste du volume du bain métallique où le métal n'est pas en contact direct avec l'air soufflé. mais c'est dans cette partie que se déroule la totalité des réactions d'oxydation du bain métallique

L'ordre d'élimination des impuretés dépend de leur affinité pour l'oxygène et s'effectue selon l'ordre suivant :

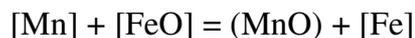
Le silicium : s'oxyde le premier et forme une scorie de silicate de fer et de manganèse qui monte à la surface du bain métallique. L'oxydation du silicium est accompagnée d'une élévation de la température



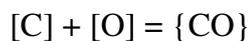
Le manganèse : s'oxyde également dès le début mais il brûle moins vite que le silicium.



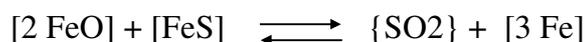
Il joue aussi un rôle régulateur en s'opposant à une trop forte oxydation du fer.



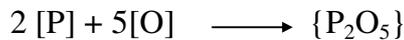
Le carbone : brûle rapidement et son oxydation donne principalement de l'oxyde de carbone sous forme libre ou combinée.



Le soufre : ne peut être éliminé complètement car il existe des échanges fréquents entre les sulfures et les oxydes contenus dans le bain métallique, c'est à dire, le FeS a une réaction réversible avec le FeO.



Le phosphore : L'élimination du phosphore est très importante pour le procédé Bessmer. Le phosphore est normalement éliminé sous forme de P_2O_8 , mais dans un milieu acide (Bessmer), il se décompose en formant P_2O_5 .



Donc on est obligé d'utiliser que des fontes très peu phosphoreuses.

d. Différents stades de la marche de l'opération :

1. Période de scorification ou d'étincelles : Elle se passe à une température basse, presque tout l'oxygène soufflé est consommé pour l'oxydation des éléments tels que Fe, Mn et surtout le silicium contenu dans la fonte. La durée de cette période est de 4 à 5 minutes et elle est caractérisée par une flamme courte traversée par des étincelles et un bruit caractéristique. Cette période est caractérisée par la formation de la scorie à base de SiO_2 , MnO et FeO .

2. Période de décarburation ou période des flammes : C'est la période la plus longue (8 à 12 minutes) et dépend surtout de la concentration en carbone dans le bain métallique et de la pureté de l'oxygène. Le carbone brûle en formant des oxydes tels que CO et CO_2 , accompagné d'une flamme très éclairée virant vers le jaune et peut atteindre jusqu'à 4 mètres. Avec la diminution du carbone, il y a augmentation de la concentration de l'oxyde dans le bain métallique, ce dernier permettra encore l'oxydation du silicium et du manganèse.

3. Période des fumées : A la fin de la décarburation, la flamme diminue en atteignant le bec du convertisseur et accompagnée par des fumées rousses caractérisant la combustion du fer en Fe_2O_3 , cette période dure 2 à 3 minutes et le plus souvent, elle est supprimée.

4. Période de décrassage : On arrête le soufflage et on évacue la scorie (200 kg/tonne de fonte), en inclinant le convertisseur.

5. Période de dosage ou de l'addition finale : Cette période est à la fois période de dosage et de réduction, le métal est désoxydé et recarburé par l'addition de ferro-alliages que l'on ajoute avant ou après la coulée. L'oxygène inclus dans le bain métallique est éliminé par l'addition de ferromanganèse et s'il y a recarburation on ajoute des additions tels que le graphite, le coke ou le bois. La durée de cette période est de 20 minutes.

4.3.1.3. Caractéristique du procédé Thomas

a. Construction du convertisseur :

Après la mise au point du procédé Bessmer, il fallait trouver un procédé pouvant traiter les fontes phosphoreuses. C'est en 1859 que Gilchrist Thomas a mis au point un procédé traitant les fontes phosphoreuses, en remplaçant les réfractaires acides par les réfractaires basiques (dolomite CaCO_3 , MgCO_3) tout en conservant le même principe de soufflage de l'air sous pression. La conception du convertisseur Thomas est très analogue à celle de Bessmer, la seule différence réside, comme il a été déjà mentionné, dans le garnissage. Le volume de travail du convertisseur Thomas est beaucoup plus important que celui de Bessmer et cela est expliqué par :

- Le fait que la période de décarburation dans le procédé Thomas est beaucoup plus importante et les jets de fonte seront plus nombreux.
- Le volume de la scorie est beaucoup plus considérable que dans le cas de Bessmer.

L'ACIER THOMAS

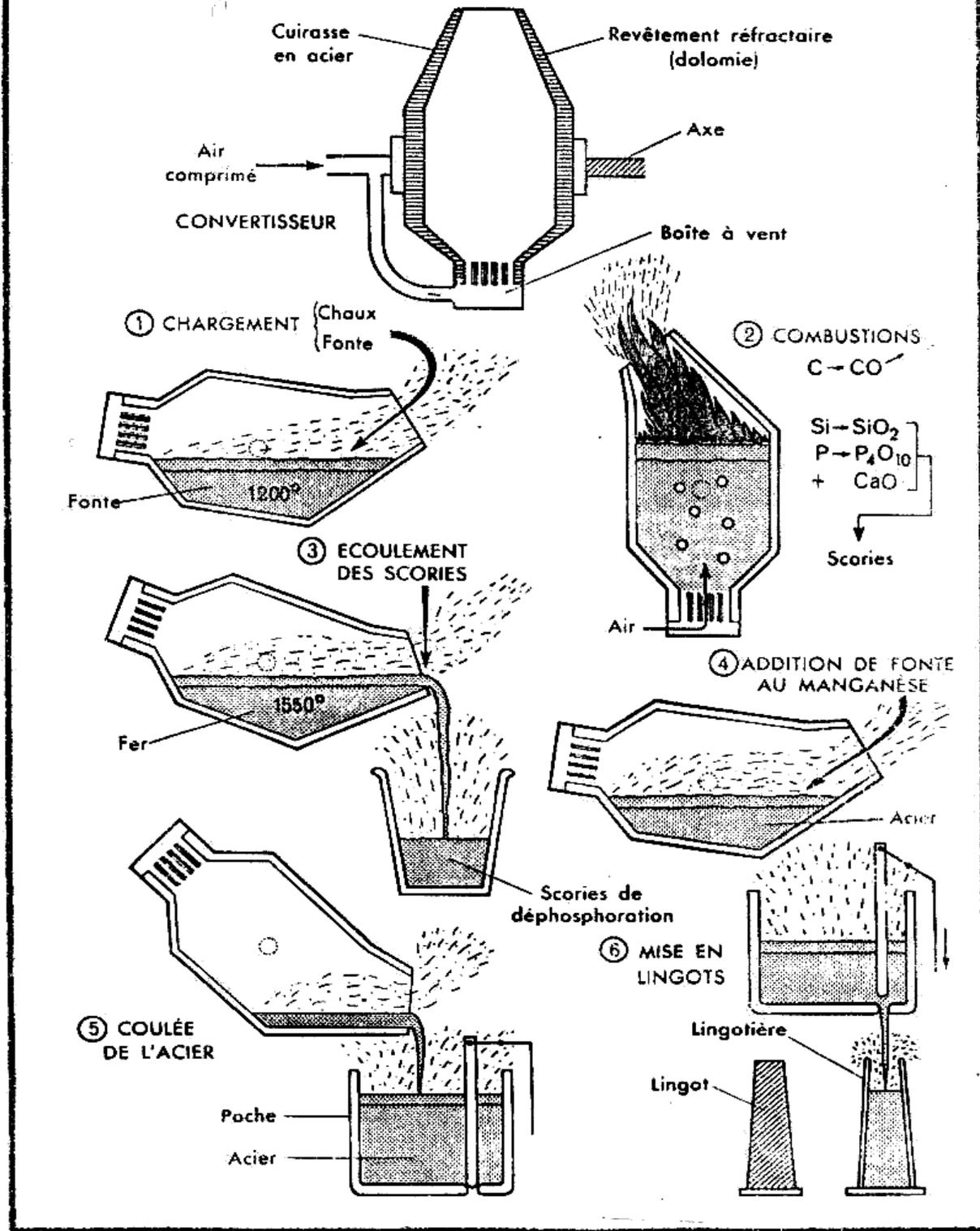


Fig.95

b. Matières premières :

Les fontes Thomas sont des fontes blanches très phosphoreuses, pauvres en silicium et en soufre dont la composition chimique est la suivante :

C	Si	Mn	P	S
3,4 à 0,8 %	0,25 à 0,5 %	0,3 à 1 %	1,7 à 2,2 %	< 0,08 %

Les autres matières premières sont :

La chaux : joue un rôle très important vis-à-vis de sa fonction, qui va donner naissance à une scorie phosphoreuse nécessaire à la déphosphoration du bain métallique. Elle doit être pauvre en silicium et en soufre.

Les riblons, minerais de fer, calamine : Ils possèdent deux fonctions :

- un apport d'oxygène sous forme d'oxyde de (FeO , Fe_2O_3 , Fe_3O_4 , MnO , MgO).
- Une fonction de refroidissement du bain métallique, afin d'éviter des surélévations de températures.

Les ferro-alliages : en général, on utilise le ferro-manganèse destiné à la désoxydation du bain métallique lors de la coulée.

Graphite, coke, bois : servent à la recarburation des aciers Thomas, qui sont le plus souvent des aciers doux.

c. Marche d'une opération dans le convertisseur Thomas (opération basique)

Oxydations : Les réactions d'oxydation se déroulent généralement dans la zone de circulation. La particularité de ce procédé, c'est que le métal est en contact avec un garnissage basique.

Le silicium : se trouve en faible quantité dans le bain métallique et s'oxyde très rapidement en s'unissant aux oxydes de fer, de manganèse et aussi aux bases du garnissage et ensuite à la chaux en donnant des silicates.



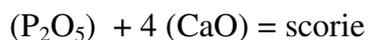
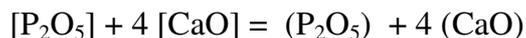
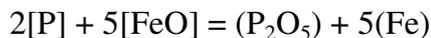
Le manganèse : s'élimine rapidement pendant les premières minutes, et son oxydation se poursuit lentement, car elle est concurrencée par la déphosphoration. A la fin de l'opération, la teneur en manganèse croit momentanément par retour du manganèse de la scorie au bain métallique.



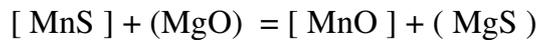
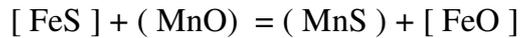
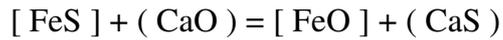
Le carbone : Suite à la faible quantité de silicium dans le bain métallique, le carbone s'élimine plus vite que dans le procédé Bessemer. Durant l'opération, la teneur de l'oxyde dans le bain est très basse, ce qui montre la grande vitesse avec laquelle le FeO est réduit par le carbone.



Le phosphore : La déphosphoration est très importante dans le procédé Thomas. Le phosphore ne peut être éliminé que vers la fin de l'opération quand le carbone est déjà éliminé en grande partie et que la scorie est devenue suffisamment basique pour fixer le P₂O₅.



Le soufre : ne peut être éliminé complètement, car il y a des échanges fréquents entre les sulfures et les oxydes contenus dans le bain.



d. Différents stades de la marche de l'opération :

La mise en marche du convertisseur Thomas se fait comme dans le procédé Bessmer. On charge la chaux, ensuite la fonte liquide, les ferrailles et à la fin les ferro-alliages. Pour l'affinage du bain on distingue les périodes suivantes :

1. Période de scorification : La durée de cette période est de 2 à 4 minutes donc moins longue que dans le procédé Bessmer. Elle est caractérisée par une flamme courte, traversée par des étincelles et contenant de la poussière de la chaux.

2. Période de décarburation : C'est la période la plus longue, elle est de 8 à 10 minutes. Lorsqu'on atteint les conditions idéales des décarburation, le bain devient plus visqueux, ce qui provoque un bruit intense et des vibrations violentes lors du passage de vent à travers le bain métallique. Au début la flamme est jaune et devient blanche à la fin.

3. Période de déphosphoration : Cette période est appelée aussi période de sursoufflage. L'oxydation du phosphore commence juste à la fin de la décarburation et accompagnée d'une élévation de la température. Le phosphore est éliminé rapidement, grâce au soufflage. Si la flamme est brunâtre, cela est due à la présence d'oxyde de fer et de manganèse.

4. Période de décrassage : Durant cette période on procède à l'évacuation de la scorie (200 kg/tonne de fonte) après arrêt du soufflage. La scorie obtenue est très utilisée comme engrais.

5. Période de dosage ou d'addition finale : Pour éliminer l'oxyde restant dans le bain liquide sous forme d'oxydes, on ajoute les ferro-alliages (ferro-manganèse). Un filtre de chaux placé au bec du convertisseur permet de retenir la scorie restante. Toutes les réactions de réduction ont eu lieu dans la poche de coulée.

L'acier obtenu est un acier doux, mais on peut obtenir dans ce procédé des aciers midoux, mi-durs et durs, en ajoutant des additions recarburantes tels que le graphite, le coke ou le bois.

Les aciers Thomas ou Bessmer sont des aciers non alliés (aciers d'usage courant), possédant des propriétés inférieures aux aciers Martin et ils sont destinés pour la fabrication de profilés, rond à béton, fils, tôles, etc. Ils sont aussi destinés pour le décolletage et ressort avec des exigences de qualité faible.

4.4. Convertisseur à oxygène

Dans les convertisseurs à oxygène, les aciers sont obtenus par affinage de la fonte par l'action de l'oxygène. Le principe des procédés d'oxygène est analogue à celui des procédés déjà envisagés (Bessmer et Thomas), la marche de l'opération est également la même. Les différences essentielles résident dans :

- L'emploi de l'oxygène au lieu de l'air, donc il y a absence d'azote.
- Le soufflage à la surface du bain métallique à l'aide d'une lance métallique refroidie à l'eau et non pas par le fond du convertisseur (boite à vent).

Ce procédé a été développé dans les usines autrichiennes par LINZ-DONAWITZ entre 1948 et 1952. Le premier convertisseur avait une capacité de 25 à 30 tonnes. Aujourd'hui, la capacité peut atteindre jusqu'à 450 tonnes. Actuellement dans tous les pays, on utilise les convertisseurs à oxygène, car ils représentent d'énormes avantages par rapport aux convertisseurs Bessmer et Thomas, dans lesquels l'élimination du soufre et du phosphore est difficile. Les convertisseurs à oxygène possèdent une grande productivité et produisent un acier avec une faible quantité de teneur en azote (0,002 à 0,005 %) et utilisent une grande quantité de ferraille (15 à 20 %) que dans le procédé Thomas.

Dans les convertisseurs à oxygène, on peut obtenir des aciers de même nuance ou meilleure que les aciers Martin. Dans le procédé à oxygène, la lance peut être utilisée verticalement ou inclinée mais on peut distinguer deux types de réalisations selon que, pendant le soufflage, l'appareil :

- a. reste immobile (procédé LD et ses dérivés tels que LDAC, etc....).
- b. est animé d'un mouvement de rotation (procédé KALDO, ROTOR).

4.4.1. Convertisseur à oxygène LD et LDAC

Le procédé LD peut traiter uniquement des fontes pauvres en phosphore vu le caractère de son garnissage qui est basique. Les fontes riches en phosphore sont traitées par les procédés dérivés de LD tels que le procédé LDAC. La déphosphoration du bain d'oxygène, mélangé avec de la chaux en poudre ou de la chaux magnésienne avec la présence de MgO, intensifie la formation de la scorie.

4.4.1.1. Construction du convertisseur

C'est une dérivée du convertisseur Thomas, voir (fig. 97). La maçonnerie est basique, réalisée en briques de dolomie cuité. Le soufflage est effectué par l'intermédiaire d'une lance refroidie par l'eau, sous une pression de 0 à 12 atmosphères, le soufflage se fait par dessus à une distance du bain de 0,3 à 1 mètre. La consommation d'oxygène ($O_2 > 99 \%$) est de 60 m³ par tonne d'acier. La lance est constituée de trois tubes concentriques (fig. 96).

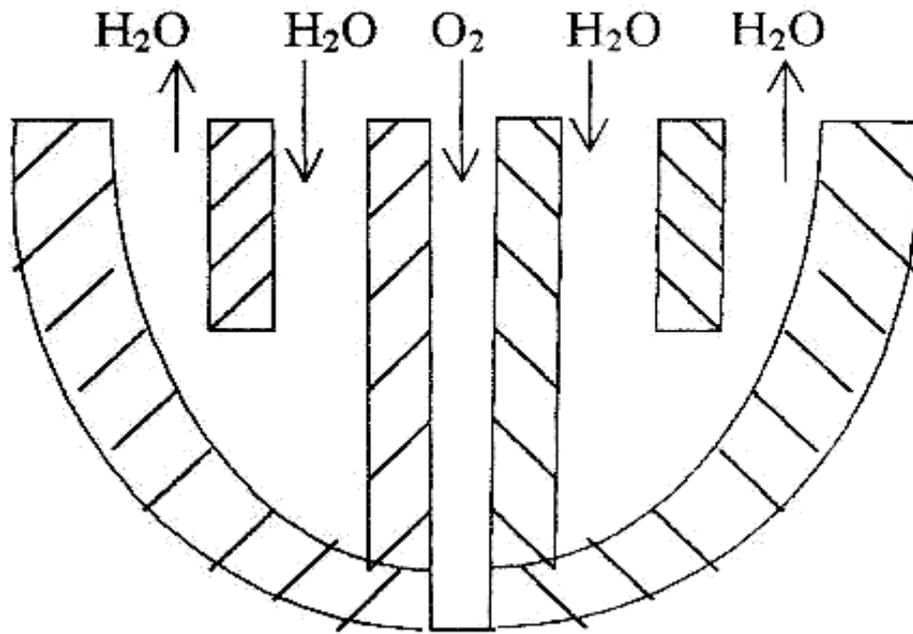


Fig.96

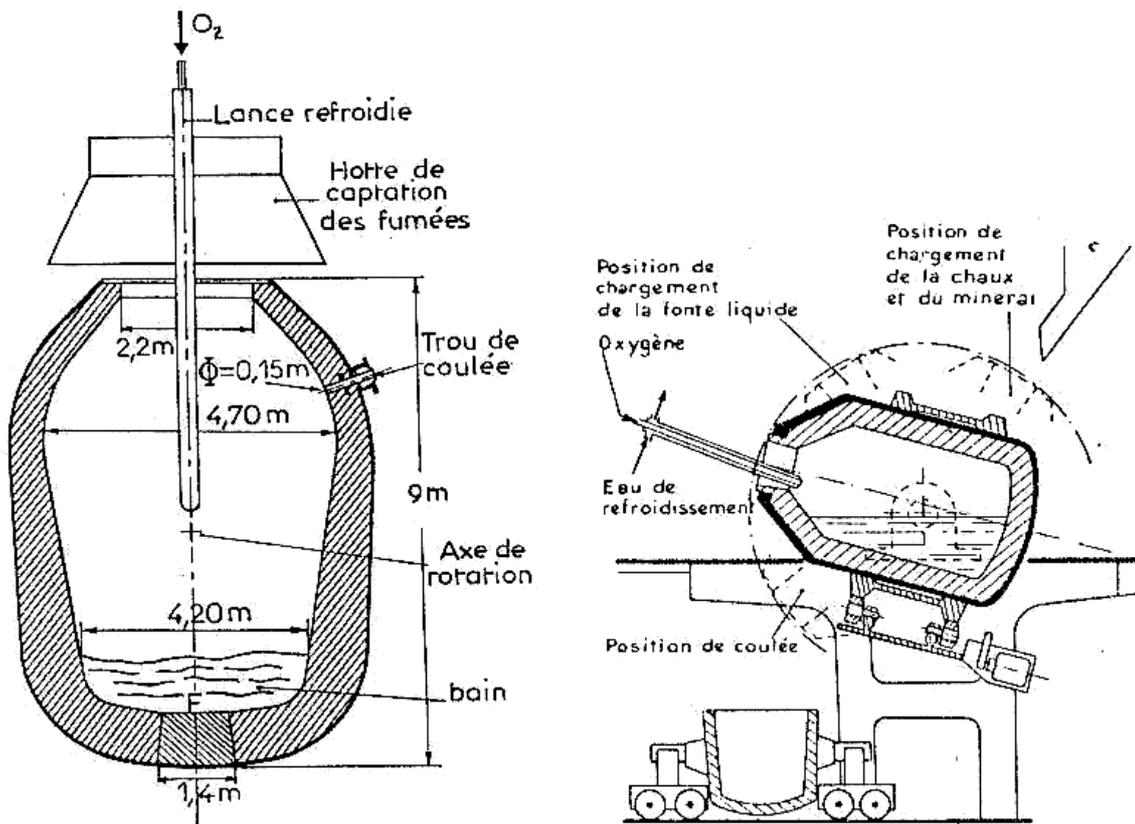


Fig.97

Le tube destiné au passage de l'oxygène et les deux autres permettent la circulation de l'eau de refroidissement. La coulée de l'acier s'effectue par le trou de coulée (orifice sur la partie du convertisseur).

La réfection du garnissage s'effectue en moyenne après 700 opérations (coulées), les traitements de fumées est une question importante pour tous les procédés d'affinage à l'oxygène, qui nécessitent le dépoussiérage des fumées.

Les fumées contiennent environ 10 kg de poussière (fer et oxyde) par tonne de fonte. Elles sont captées à leur sortie du convertisseur dans une hotte qui donne passage à la lance et à une goulotte d'alimentation pour les additions. Les fumées sont refroidies et dépoussiérées dans une tour de lavage, ou filtre électrostatique ou dans un appareil à sacs filtrants

4.4.1.2. Matières premières

Les principales matières premières sont :

a. La fonte liquide : dont la portion est de 70 à 80 % de charge totale et avec une température de 1200°C. Pour le procédé LD, la fonte doit être non phosphoreuse (0,18 à 0,19 % de phosphore) et pour le procédé LDAC, la fonte est phosphoreuse (1,2 à 2,2%) et l'on ajoute parfois 10 % de fonte solide. La fonte liquide est aussi la principale source de chaleur. La composition chimique moyenne de la fonte est donnée ci-dessous :

C	Si	Mn	P	S
4,2 à 4,3 %	0,5 à 0,7 %	0,2 à 0,5 %	1,8 à 1,9 %	0,03 à 0,04 %

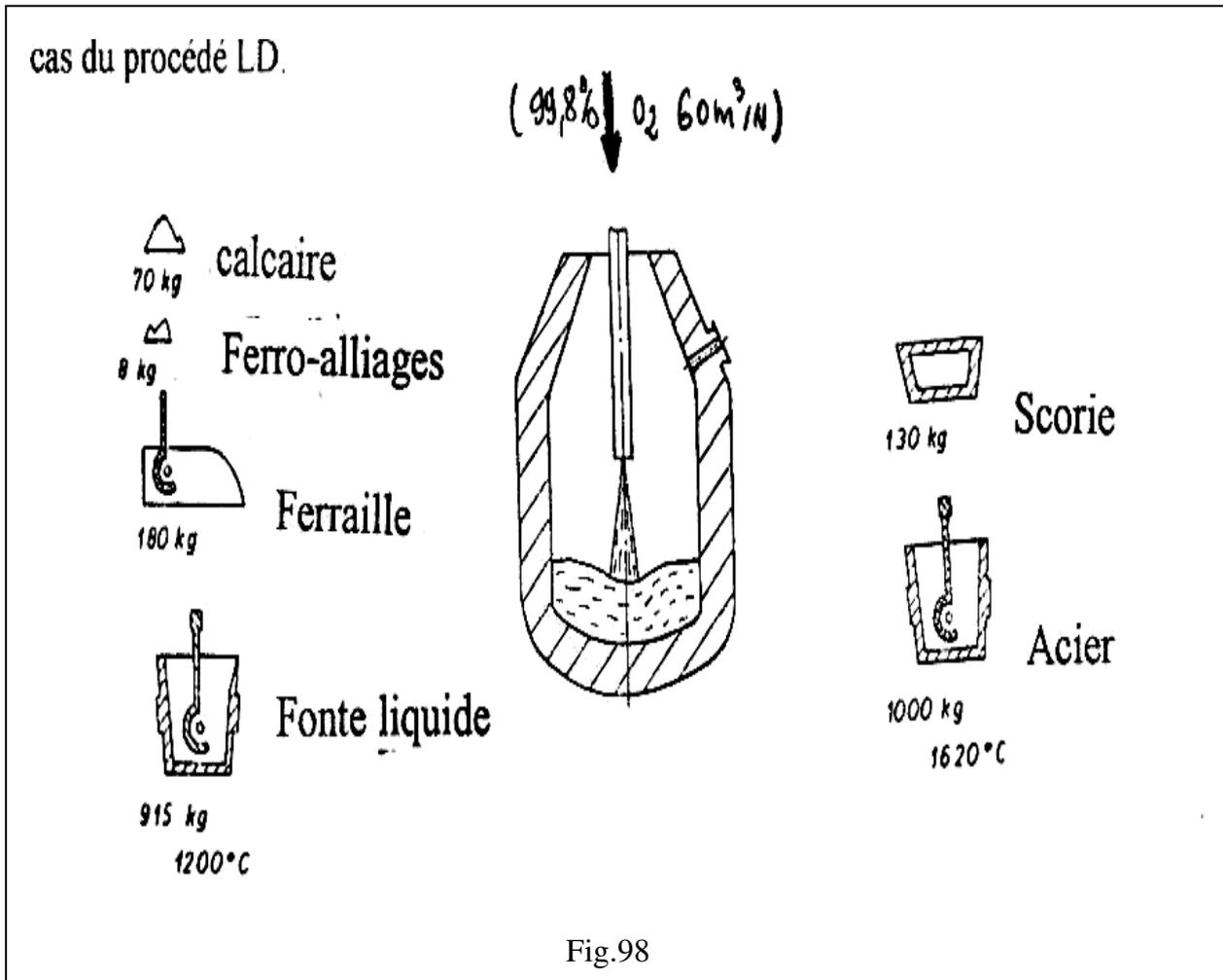
b. La ferraille : est une source permettant l'apport en fer (20 à 25%). L'utilisation de la ferraille est aussi avantageuse, car elle contient peu d'inclusions non métalliques.

c. Les fondants : tels que la chaux, le calcaire, la bauxite, les minerais de fer ont le rôle de :

- Former la scorie.
- Régler la composition chimique.
- Refroidir le bain métallique.

d. Les additions : sont destinées à régler la composition chimique finale de l'acier. elles sont utilisées sous forme de ferro-alliages tels que ferre-manganèse, ferro-silicium ferro-chrome ou silico-manganèse.

La figure 98 donne un aperçu sur le bilan des matières premières (fondants, ferro-alliages, ferraille, fonte) pour la production de 1000 kg d'acier et 130 kg de scorie dans le cas du procédé LD.



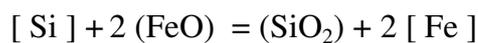
4.4.1.3. Marche de l'opération

L'introduction de la charge s'effectue quand le convertisseur est en position horizontale. On commence par le chargement de la ferraille, ensuite la fonte liquide et 2/3 de la masse totale des fondants nécessaires, le reste est ajouté vers le milieu du soufflage avec le minerai de fer destiné au refroidissement du bain.

L'intensité des réactions à la surface métal-scorie dépend du débit d'oxygène et de la hauteur de la lance par rapport au bain, la durée du soufflage est de 20 minutes. Pour provoquer au début de formation intense de la scorie, on place la lance à une distance relativement importante du bain métallique, ce qui provoque l'oxydation du fer et de son passage à la scorie, ensuite la lance est approchée du bain métallique et le soufflage est intensifié pour une meilleure partition de l'oxygène dans le bain et une oxydation du carbone. Dans ce procédé il n'existe pas de périodes nettement séparées, cela est dû à la grande quantité d'oxygène et aux hautes températures. L'opération coulée à coulée dure environ 45 minutes.

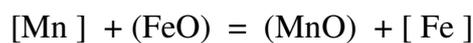
4.4.1.4. Réactions d'oxydations

Le silicium : Grâce à son affinité par rapport l'oxygène, le silicium est le premier élément à s'oxyder en l'espace de 3 à 5 minutes. Tout le silicium est oxydé aussi bien dans le métal que dans la scorie.

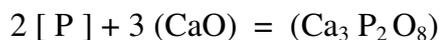


En présence de la chaux, il forme la scorie a base de $(\text{SiO}_2) + (\text{CaO})$.

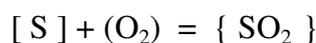
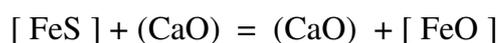
Le manganèse : L'oxydation du manganèse commence avec celle du silicium et dure de 3 à 6 minutes.



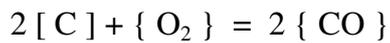
Le phosphore : La déphosphoration se déroule comme dans le convertisseur Thomas à la surface scorie-métal et elle est conditionnée par la formation d'une scorie à base de CaO et Fe.



Le soufre : Il est relativement facile plus à éliminer que le phosphore et s'effectue selon les réactions suivantes :

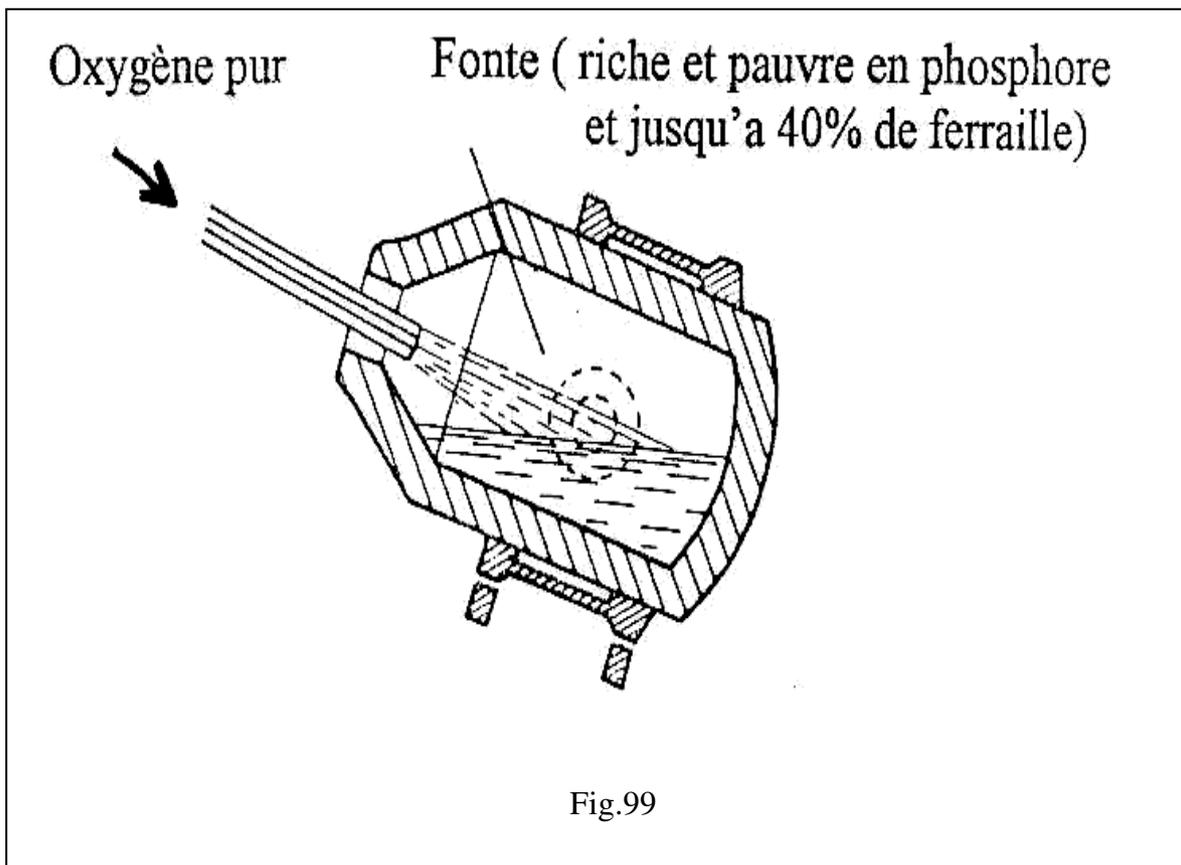


Le carbone : L'oxydation du carbone commence directement avec le soufflage à la couche supérieure en contact avec la lance, ensuite le processus de décarburation se prolonge et passe dans le bain métallique, les bulles de CO qui se forment vont provoquer une ébullition qui donnera naissance à un mélange acier, fonte, gaz et scorie. La décarburation se termine à la concentration critique exigée.



4.4.2. Procédé KALDO

C'est une dérivée du convertisseur à oxygène, il a été mis au point par le suédois KALLING en 1956. Il est destiné pour l'affinage des fontes riches en phosphore et permet d'obtenir des aciers doux à faible teneur en phosphore, en soufre et en azote. Le convertisseur est incliné de 7° par rapport à l'horizontale et est animé d'un mouvement de rotation autour de son axe avec une vitesse de 30 trs/min, voir (fig. 99).



Le soufflage s'effectue à l'aide d'une lance inclinée de 30 à 40° par rapport à l'axe horizontal du convertisseur. La pression de soufflage de l'oxygène est de 3,5 à 4 atmosphères, ce qui rend possible une utilisation de 40 % de ferraille du volume de la charge totale sans aucun apport de chaleur. Le garnissage du convertisseur étant basique.

Lors de l'oxydation, il y a dégagement de CO, ce dernier provoque une combustion avec l'oxygène, ce qui fait augmenter la température à l'extérieur du bain métallique. L'élévation de la température peut détériorer le garnissage, afin d'éviter cela, le convertisseur est animé d'un mouvement de rotation pour que le métal liquidé refroidit le garnissage, c'est à dire éviter que la chaleur se concentre en un seul endroit du garnissage.

La capacité d'un tel convertisseur peut atteindre jusqu'à 180 tonnes. Dans ce procédé, une vitesse de rotation faible favorise l'élimination du phosphore et une vitesse de rotation élevée favorise celle du carbone.

4.4.3. Les aciers à oxygène

Les convertisseurs à oxygène sont qualifiés surtout pour produire les aciers doux non alliés, les aciers spéciaux avec 0,05 à 0,1 % C, les aciers durs, les aciers étirés et de construction jusqu'à une teneur en carbone de 0,65 %. Actuellement on peut même produire par ces procédés les aciers alliés et fortement alliés.

4.5. Le procédé Martin

Le premier four Martin à été conçu en 1864 en France par P.Martin. C'est un four à réverbère, sur la sole duquel la charge métallique solide est fondue par le contact direct avec la flamme. La partie inférieure du four comprend deux régénérateurs ou récupérateurs de chaleur, voir (fig. 100).

Les régénérateurs sont destinés à récupérer la chaleur des gaz de fumées qui se forme lors de la combustion du mazout et éventuellement celle du gaz naturel et du mazout avec l'air, produit par la soufflerie.

Les fumées avec une température avoisinant 1500°C passent dans la chambre à crasse où s'effectue l'opération de dépoussiérage. Le changement de direction et l'élargissement brusque du volume provoquent la précipitation des particules solides contenues dans les fumées et en passant par le régénérateur, une partie de la chaleur de ces fumées est absorbée par l'empilage réfractaire du régénérateur, donc il y a emmagasinage de la chaleur, ensuite elles se dirigent vers l'extérieur par la cheminée avec une température avoisinant 600° C.

Les pertes de chaleur dans le four Martin sont très importantes et cela est dû à la durée de fusion de la charge qui est très longue et à la haute température des fumées qui s'échappent vers l'extérieur.

Pour accélérer le processus d'affinage, parfois on a recourt à des éléments d'oxydation (minerai de fer), ou à l'utilisation de l'oxygène soufflé par des lances directement: dans le bain métallique.

Donc une partie de la chaleur de combustion produite par la flamme (T 1800 à 1900°C) est absorbée par la charge métallique dans le four par rayonnement et l'autre partie est absorbée par l'air froid lors de son passage dans les régénérateurs.

A la soiflie du régénérateur, l'air est chauffé à une température de 1200° C, ce dernier est utilisé pour la combustion du combustible, donc il y a apport de la chaleur par l'intermédiaire de l'air chaud provenant des régénérateurs. L'atmosphère dans l'espace de travail du four est très oxydante à cause de l'excédent d'air lors de la combustion.

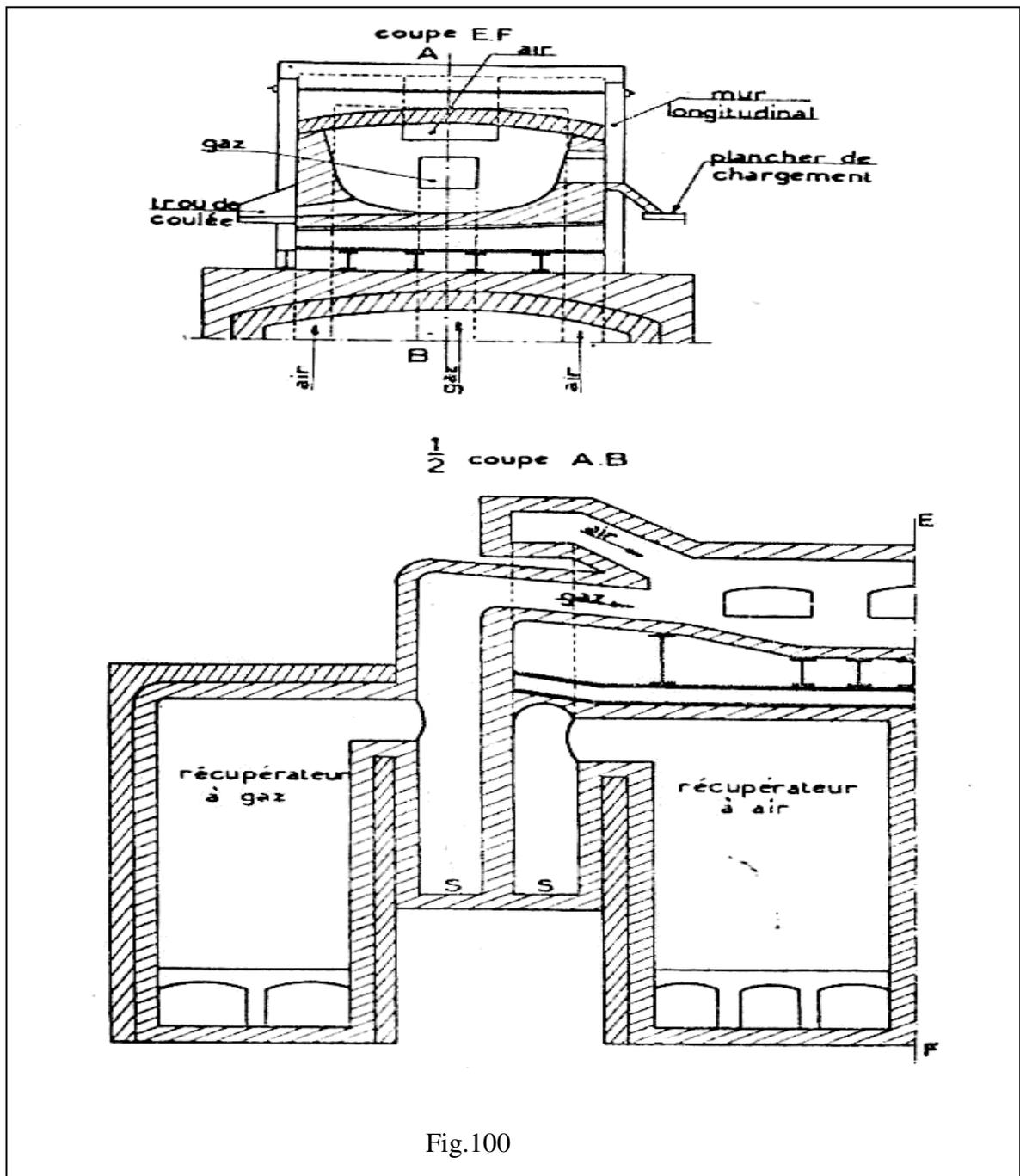


Fig.100

4.5.1. Types du procédé Martin

Actuellement il existe deux types du procédé d'affinage dans le four Martin :

a. Scrap-procédé :

Le revêtement du four peut être basique ou acide. Dans ce procédé, la matière première est constituée essentiellement de la ferraille et de la fonte liquide ou solide

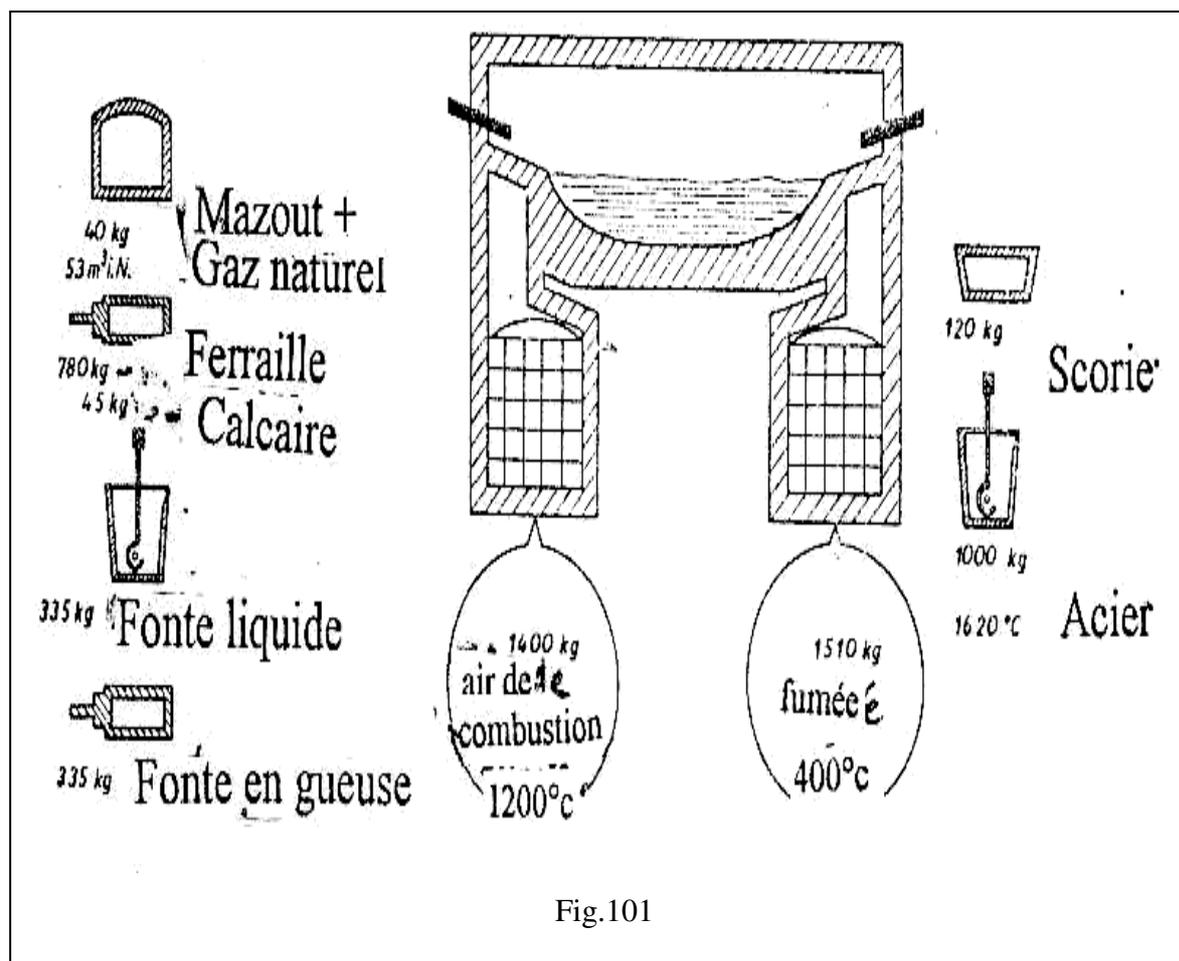
(en gueuse). La proportion de la fonte est de 20 à 40 % de la charge totale et dont les composants tels que le silicium, le soufre et le phosphore ne doivent pas dépasser respectivement 1 %, 0,05 % et 0,015 %.

b. Procédé à fonte liquide :

Le garnissage du four est uniquement basique. La propagation de la fonte liquide est de 50 à 80 % de la charge totale, le reste est de la ferraille ou du minerai de fer.

2.5.2. Marche générale de l'opération dans le four Martin

La figure 101 illustre le bilan de matière pour la production de 1000 kg d'acier et 120 kg de scorie dans le cas du Scrap-procédé.



La marche de l'opération dans le four Martin diffère de l'opération par le vent (Thomas et Bessmer), d'une part parce que la température au cours de l'opération est plus élevée et d'autre part la lenteur de l'opération. Les diverses réactions d'affinage se poursuivent simultanément et l'on n'observe pas ici des périodes nettement distinctes constatées dans les procédés à vent.

Les opérations principales sont :

a. Préparation du four :

Après chaque coulée, on procède à la réparation du four qui consiste à recharger les endroits détériorés (érodés) du garnissage ainsi que bouchage du trou de coulée. Cette opération dure de 40 à 90 minutes et dépend de la capacité du four et de l'état des endroits détériorés, la réparation est suivie par la cuisson des endroits réparés.

b. Chargement du four :

Tout d'abord, on introduit la ferraille légère afin d'éviter les endommagements de la sole, ensuite les fondants (castine et minerais de fer) pour le procédé Scrap-basique et le sable de quartz et la scorie acide de la coulée précédente sont introduites dans le cas du Scrap procédé-acide. Ensuite la ferraille lourde et la fonte en gueuse ou liquide. La durée de cette opération varie de 20 à 120 minutes.

c. Préchauffage de la charge métallique :

Le préchauffage de la charge métallique dure de 15 à 45 minutes et jusqu'à la couleur rouge (900°C), il est nécessaire afin d'éviter les projections (explosions) dans le four et d'accélérer le processus de fusion de la charge.

d. Fusion de la charge métallique :

Durant cette période, on procède au chargement de la fonte liquide dans le cas du procédé à fonte liquide. Cette période est caractérisée par un bouillonnement uniforme du bain recouvert par la scorie.

A la fin de la fusion, on effectue le décrassage de la scorie et le prélèvement des échantillons pour contrôler le pourcentage du carbone qui doit être de 0,4 à 0,8 %, une concentration excédentaire du carbone est nécessaire pour l'affinage du bain.

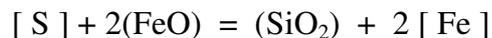
4.5.3. Affinage du bain métallique

L'affinage du bain métallique est très nécessaire pour :

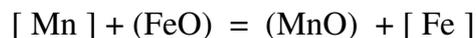
- La désulfuration du métal.
- La déphosphoration du métal.
- Le bouillonnement du bain métallique.
- Le chauffage du bain jusqu'à la température de coulée exigée.

Les réactions essentielles durant l'affinage sont :

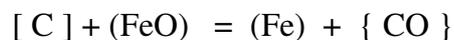
- L'oxydation complète du silicium qui s'effectue à la fin de fusion.



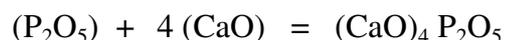
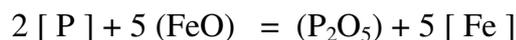
- Le manganèse s'oxyde en s'éliminant sous forme de MnO.



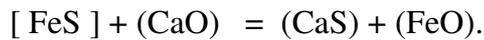
- La décarburation du métal favorise la répartition de la chaleur, le dosage du bain métallique, la déphosphoration et la désulfuration ainsi que l'élimination des inclusions non métalliques par flottation (bouillonnement)



Pour une bonne déphosphoration (procédé basique), la scorie doit être riche en calcaire et en oxyde de fer, donc on doit renouveler deux à trois fois la scorie par décrassage.



- Pour une bonne désulfuration, des températures élevées sont exigées.



4.5.4. Les aciers Martin

Le procédé Martin est utilisé pour l'élaboration d'une grande variété d'aciers non alliés et faiblement alliés (aciers d'usage courant, aciers de qualité) avec des pourcentages en carbone de 0,03 à 1 % et en phosphore et soufre inférieure à 0,040 %. Actuellement il est impossible d'élaborer des aciers fortement alliés avec des pourcentages de 2,5 % Mn, 2,5 % Cr ou 1,5 % Si.

4.6. Le four électrique

Les aciers électriques sont élaborés dans des fours chauffés par l'énergie électrique. La différence existante entre ce procédé et le procédé Martin réside dans le mode de chauffage et la construction du four.

La matière première destinée à la fusion est constituée essentiellement de ferraille. Les réaction d'oxydation et d'affinage s'effectuent sensiblement de la même façon, seulement, l'atmosphère neutre ne peut pas contribuer à la formation d'oxyde de fer à la surface du bain des aciers électriques. Lors de l'élaboration des aciers électriques, l'opération de réduction joue un rôle très important. La température du bain peut dépasser 1800°C, ce qui facilite la fusion des inclusions et favorise la réduction des oxydes, la température peut être facilement réglée.

Grâce à l'élimination poussée du phosphore, du soufre et de l'oxygène, le procédé électrique est le seul procédé permettant l'élaboration des aciers de qualité supérieure avec des concentrations de P = 0,01 %, S = 0,008% et O₂ = 0,003 %, ainsi que tous types d'aciers alliés et en particulier les aciers à forte teneur en métaux réfractaires.

4.6.1. Types de fours électriques

D'une façon générale, on distingue trois types de fours électriques :

1. Fours à résistance :

La chaleur se dégage dans un circuit qui entoure le four. Les résistances usuelles ont, soit un point de fusion trop bas (alliages à base de nickel), soit une résistance à l'oxydation insuffisante (graphite, tungstène), pour que l'on puisse réaliser des fours à résistance permettant l'élaboration de l'acier.

2. Fours à induction :

Le bain d'acier est chauffé par effet de Joule par le courant qui y est créé par induction par un courant alternatif.

3. Fours à arc :

Ce sont, en somme, des fours à résistance, celle-ci étant surtout constituée par le milieu gazeux compris entre l'électrode et la matière à chauffer.

Seuls les deux derniers types de fours sont actuellement utilisés, mais les fours à arc sont de beaucoup, les plus importants. On les classe en trois catégories suivant leur mode de fonctionnement.

- a. Le courant ne passe pas dans le bain (fig.102a), l'arc jaillit au dessus du bain, le chauffage a lieu par rayonnement, convection et par réverbération sur la voûte.
- b. Le courant traverse le bain allant d'une électrode à l'autre, les électrodes étant hors du bain (fig. 102b).
- c. Le courant amené par une électrode, traverse le bain et sort par la sole conductrice (fig. 102c)

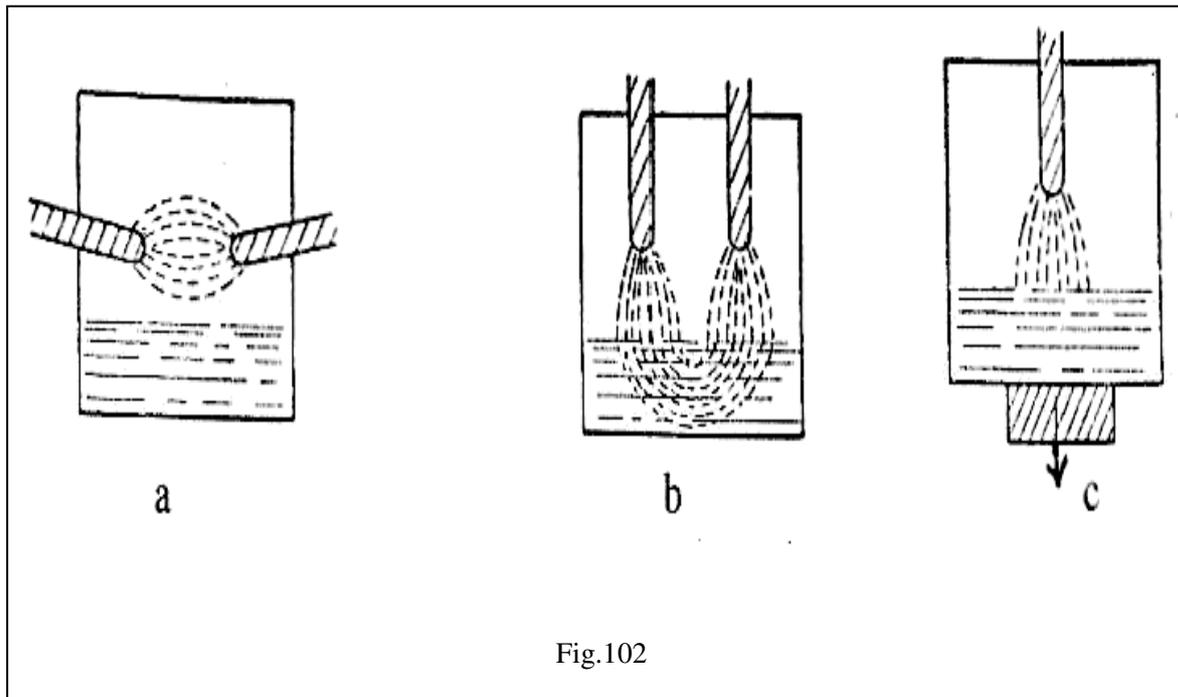


Fig.102

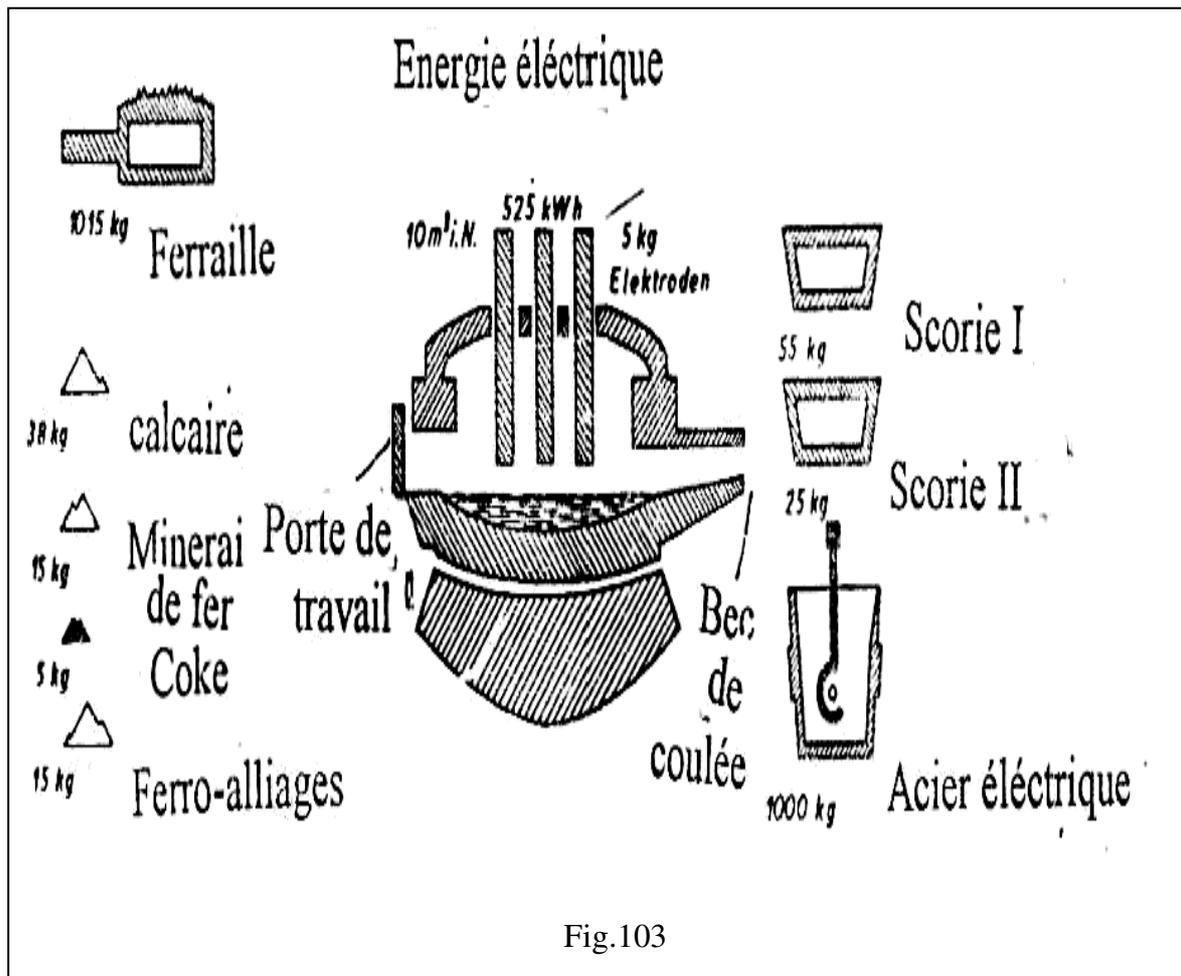
Les fours du premier type donnent lieu à une mauvaise répartition de la chaleur dégagée. Les fours à sole conductrice (dont plusieurs types sont encore en service) tendent à être abandonnés en raison de la fragilité de la sole qui est essentiellement constituée par un mur en pisé de magnésie. Le four Heroult, qui appartient au second type, est de beaucoup le plus employé.

4.6.2. Le four Heroult

Le principe de ce procédé a été défini par P. Héroult et le premier four a été mis en service en 1906. Le four (fig. 108), a une forme circulaire avec un système de basculement permettant la coulée de l'acier et de la scorie, sa capacité peut atteindre jusqu'à 400 tonnes.

Le garnissage des murs et de la sole sont à base de matériaux réfractaires basiques. La voûte est le plus souvent en réfractaire acide (peut être aussi en réfractaire basique). Quant au garnissage de la pisé, il est basique ou acide selon le procédé en question.

Schématisons ci-après, le bilan de matière, d'un procédé avec deux scories, pour la production de 1000 kg d'acier, (fig. 103).



La chaleur nécessaire pour la fusion de la charge et du chauffage du bain métallique est obtenue par l'arc électrique jaillissant entre les électrodes et le bain métallique. Les électrodes sont en graphite ou en carbone amorphe alimentées par un courant triphasé. Leur consommation est de 5 à 9 kg/tonne d'acier. Elles sont mobiles pour deux buts : fissurer leur raccordement et régler la longueur de l'arc électrique, c'est à dire, régler l'énergie amenée dans le bain métallique.

Pendant la fusion, on travaille avec des aciers allongés. afin de faciliter leur pénétration dans le bain et éviter l'endommagement de la voûte par rayonnement de l'arc, alors que pendant l'affinage, les arcs courts suffisent. En général le four à l'arc électrique démarre toujours avec une charge à 100 % de ferraille. La teneur nécessaire en carbone dans le métal liquide est obtenue par addition de la fonte ou d'éléments de carburation.

Les hautes températures de l'arc électrique et l'absence des gaz des flammes est une possibilité offrant l'espace de travail du four de l'extérieur par une voûte mobile. La possibilité de travailler avec une scorie oxydante ou réductrice permet d'élaborer des aciers fortement alliés et des aciers à haute teneur en carbone. Dans le cas d'affinage par oxydation, la charge doit contenir un excès en carbone (0,4 à 0,6 %). Pour l'élimination du Si, Mn, P et C, on ajoute soit le minerai de fer ou on souffle de l'oxygène, ainsi, on obtient un bouillonnement du bain métallique, ce qui assure le dégazage, la déphosphoration et la décantation des inclusions non métalliques.

Pour le deuxième mode d'affinage par réduction, la charge est constituée de chutes d'aciers alliés ne contenant pas de phosphore. Dans ce cas il n'est pas utile d'ajouter les éléments oxydants, donc absence de bouillonnement du bain métallique et l'opération consiste tout simplement à refroidir les chutes d'aciers alliés pour obtenir un acier de composition chimique presque analogue

4.6.3. Principales matières premières du four électrique

a. La ferraille : La charge se compose essentiellement de la ferraille dont la proportion varie jusqu'à 90 %. La ferraille ne doit pas contenir les métaux non ferreux, elle doit être propre (ne contenant pas de la rouille $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$), car la rouille contient du H_2 , dont il est difficile de l'éliminer pendant la période de désoxydation.

b. Fonte en gueuse : Elle doit être pauvre en phosphore, sa proportion est de 8 % de la charge totale.

c. Rebus des aciers : Ils doivent être classés selon leur composition chimique et selon leur utilisation.

d. Fondants : Leur rôle a été déjà donné dans les procédés précédents. Comme fondants on utilise la castine et la chaux qui sont destinées pour former la scorie basique.

- La castine contenant plus de 97 % de CaCO_3 et de faible quantité de soufre

- La chaux contenant plus de 90 % de CaO et de faible quantité de soufre et d'humidité.

e. Le sable de quartz : Il est utilisé comme fondant pour former la scorie acide et pour la fluidisation de la scorie basique ou encore utilisé pendant la période de désoxydation.

f. La chamotte : Ce sont des déchets de briques réfractaires et spath-fluor (CaF_2), utilisés pour la fluidisation de la scorie.

g. Le minerai de fer : Il est employé comme oxydant, il doit contenir peu de soufre et de phosphore. Le plus employé est le Fe_2O_3 .

h. Les ferro-alliages : Ils sont employés essentiellement pour la désoxydation et le dosage du bain métallique selon les nuances de l'acier à obtenir. Les principaux ferro-alliages utilisés sont :

- Chargés dans le four :

Fe-Mn (Mn : 76 à 80 %, Fe : 12 à 14 %)

Fe-Si (Si : 10 à 90 %)

Fe-Cr (Cr : 70 %)

Fe-Va (35 à 80 %)

Fe-Ti (35 à 50 %)

- Dosage de l'acier :

Si-Al (Si : 30 à 75 %, Al : 20 à 50 %)

Si-Ca (Si : 60 à 64 %, Ca : 34 à 36 %)

Fe-Si (Si : 10 à 90 %)

Fe-W (W : 80 %)

Fe-Mo (Mo : 60 %)

On utilise aussi l'aluminium dans la poche de coulée pour la désoxydation définitive de l'acier et pour régler la grosseur des grains d'austénite (acier de construction).

4.6.4. Marche d'une opération dans le four électrique

Une opération au four à arc électrique comporte des étapes de procédures nettement distinctes qui sont les suivantes :

a. Entretien du four : Cette opération consiste à l'évacuation du reste du métal et de la scorie et la réparation des endroits érodés, sa durée est de 10 à 20 minutes.

b. Chargement du four : La durée dépend de la capacité du four, pour des raisons économiques, on part presque uniquement de ferraille de façon à réduire l'importance de l'affinage. Afin d'obtenir une charge compacte et une fusion rapide, on charge en premier la ferraille légère (15 %), ensuite la ferraille lourde (45 %) et moyenne (40 %).

c. Fusion : La période de fusion commence simultanément avec le chargement cette période se déroule sous une tension maximum et jusqu'à la fusion complète du métal. Durant cette période commence aussi l'oxydation des éléments tels que Ca, Mg, Si, Mn, Fe (dans le cas de l'affinage par réduction, la période d'oxydation n'existe pas, et la période de réduction suit directement la fusion).

d. Période d'oxydation : A la fin de la fusion, on ajoute les éléments oxydants par petites partitions tels que la chaux. minerai de fer, on emploie parfois l'oxygène soufflé sous pression par les portes de travail afin d'accélérer le processus d'oxydation et de décarburation. Cette période existe seulement dans le cas du mode d'affinage par oxydation.

L'oxydation est destinée à abaisser la teneur des éléments non désirés, surtout le phosphore et le soufre et obtenir des températures du bain métallique dépassant la température de coulée. Un autre rôle, c'est le dégazage du métal lors de son

bouillonnement. A la fin de cette période, on procède au décarburage du métal et même à sa recarburation s'il y a lieu . Sa durée est de 15 à 45 minutes.

e. Période de désoxydation : Durant cette période, s'effectue la désoxydation et le dosage du bain métallique. Le dosage commence par l'addition des recarburants (chutes d'électrodes, fonte en gueuse, coke, etc.) et des ferro-alliages. L'ordre d'enfournement de ces derniers dépend de l'affinité chimique des éléments par rapport à l'oxygène. Les éléments d'alliages possédant une grande affinité à l'oxygène sont enfournés à la fin de l'opération juste avant la coulée.

4.6.5. Classification des aciers selon le procédé d'affinage et le pourcentage de carbone

L'acier est l'alliage de fer le plus utilisé pour ses bonnes propriétés mécaniques par rapport à ceux de la fonte.

Comme l'acier est élaboré principalement a partir de la fonte, donc selon les procédés d'affinage, on distingue les aciers divers suivants obtenus à partir de la :

a. Fonte non phosphoreuse :

- Convertisseur Bessmer pour obtenir les aciers ordinaires (Classe A ou E).
- Convertisseur à oxygène pour obtenir les aciers ordinaires et fins (Classe A ou E).
- Four Martin pour obtenir les aciers fins et faiblement alliés (Classe XC).
- Four électrique pour obtenir les aciers fins et alliés (Classe XC).

b. Fonte phosphoreuse :

- Convertisseur Thomas pour obtenir les aciers ordinaires (Classe A ou E).

Une classification largement répandue selon le pourcentage de carbone dans l'acier comme le montre le tableau suivant :

Acier	% C	Principaux usages
Extra-doux	$< 0,15\%$	Chaudières, boulons, rivets
Doux	$0,13 < C < 0,25$	Tôle de navire
Demi-doux	$0,25 < C < 0,35$	Arbres
Demi-dur	$0,35 < C < 0,45$	Coutellerie
Dur	$0,45 < C < 0,60$	Ressorts, marteaux, limes, fre.
Très dur	$0,60 < C < 0,75$	Outils, fraise, scie
Extra-dur	$C > 0,75$	Outils de tour, câbles, roulements

4.7. Coulée de l'acier

Avant sa solidification, l'acier est coulé selon plusieurs procédés dont notamment :

- Soit dans des moules en sables pour obtenir des pièces de fonderie.
- Soit dans des lingotières, lorsqu'il doit être ultérieurement travaillé (forgeage, laminage etc.). Ce procédé est souvent le plus utilisé.

Généralement l'acier, à sa sortie du four ou du convertisseur, est déversé dans une poche, le plus souvent, on utilise les poches à quenouille, (fig. 104), qui représentent un réservoir conique en tôle épaisse revêtue intérieurement de briques réfractaires. La figure 109 représente une demie vue de la poche en coupe. La quenouille est destinée à soulever le tampon du siège (ouverture dans son fond par laquelle s'écoule l'acier de la poche).

Grâce à la faible densité de la scorie par rapport à celle du métal, cette dernière monte à la surface et le métal bien décanté s'écoule par le bas de la poche dans les lingotières.

L'acier à sa sortie du four doit être surchauffé de 100 à 150°C au dessus de sa température de fusion. La surchauffe est nécessaire pour la compensation des pertes de chaleur occasionnées par la durée de la coulée qui peut parfois dépasser 90 minutes. Mais cette surchauffe doit être contrôlée car des températures très élevées peuvent provoquer les criques, la ségrégation chimique et la haute teneur en gaz. Les températures basses peuvent contribuer aussi à la mauvaise qualité de la surface et la haute teneur en inclusions métalliques.

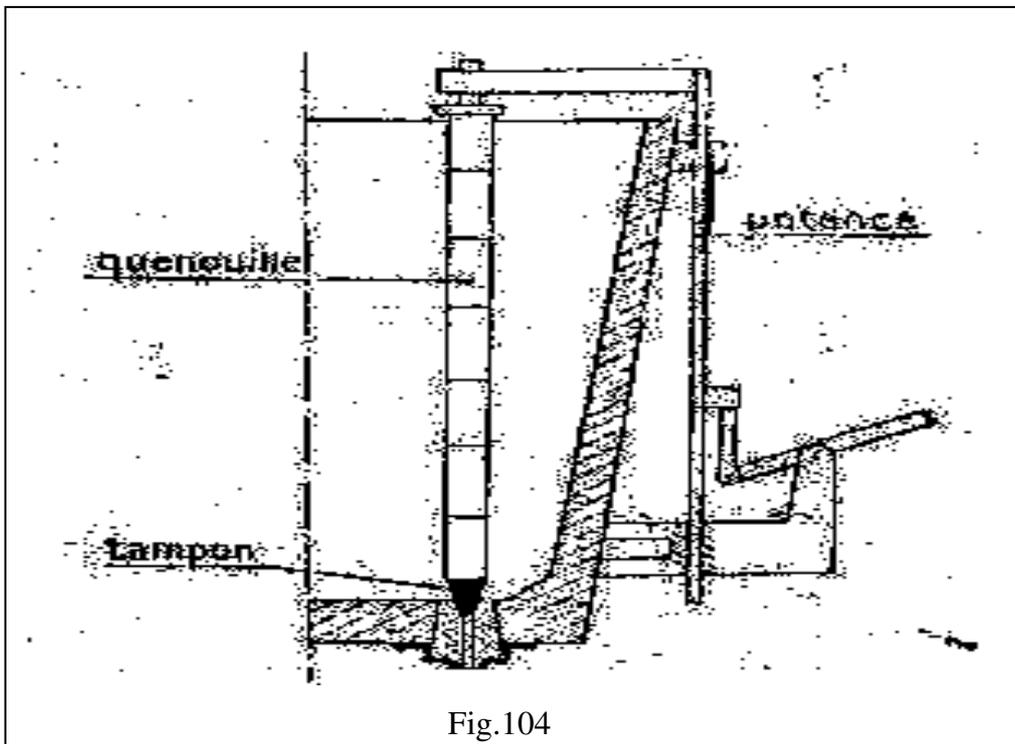
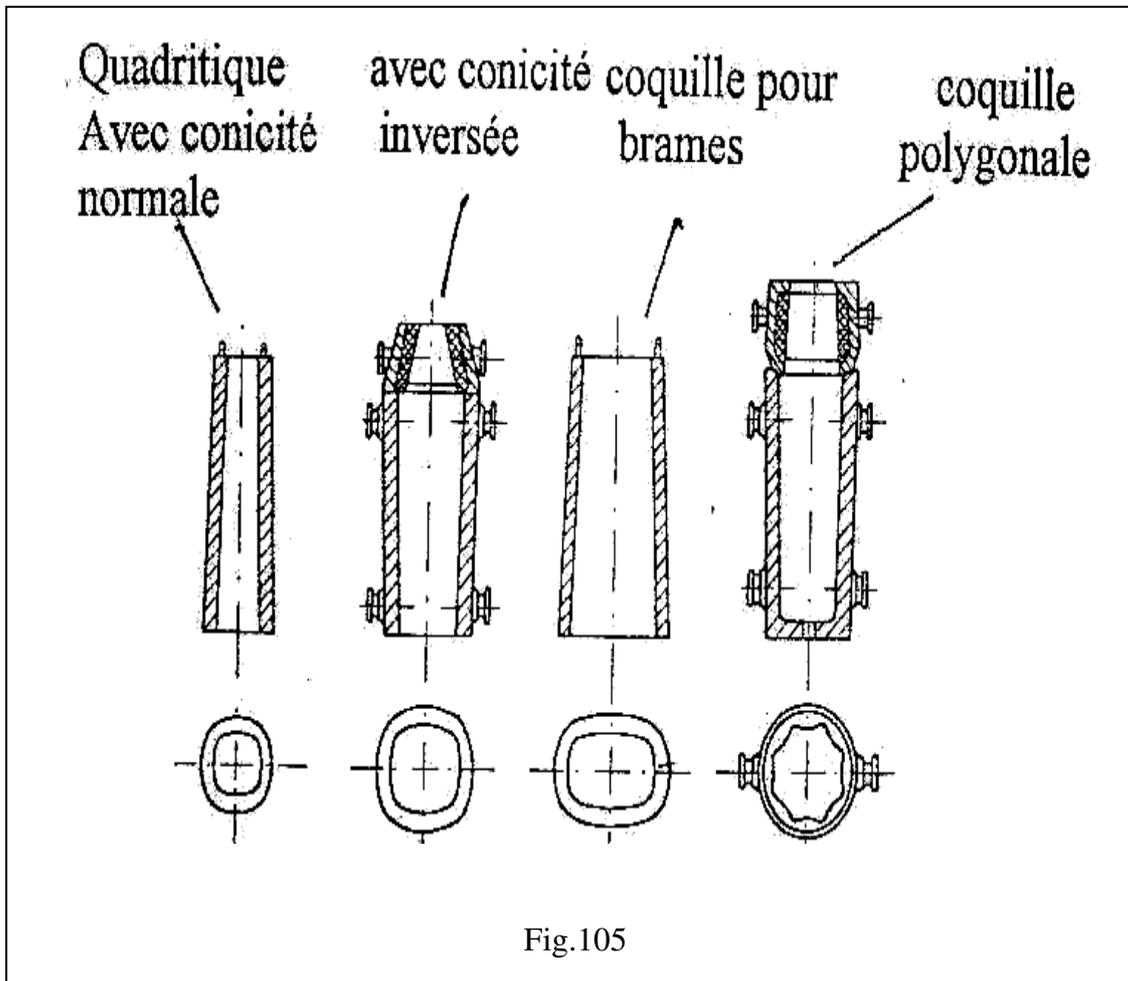


Fig.104

4.7.1. Coulée en lingotières

Les lingotières sont en fonte et peuvent avoir des formes et sections variables telles que la forme carrée, rectangulaire, hexagonale etc. (fig. 105), Le poids du lingot varie de 100 kg à 100 tonnes, mais les plus répandus sont les lingots de 6 à 8 tonnes.

Pour faciliter l'extraction des lingots solidifiés, leur parois intérieures sont lubrifiées au préalable à l'aide de goudron et d'aluminium en poudre. L'extraction des lingots est facilitée aussi par l'inclinaison donnée aux parois.

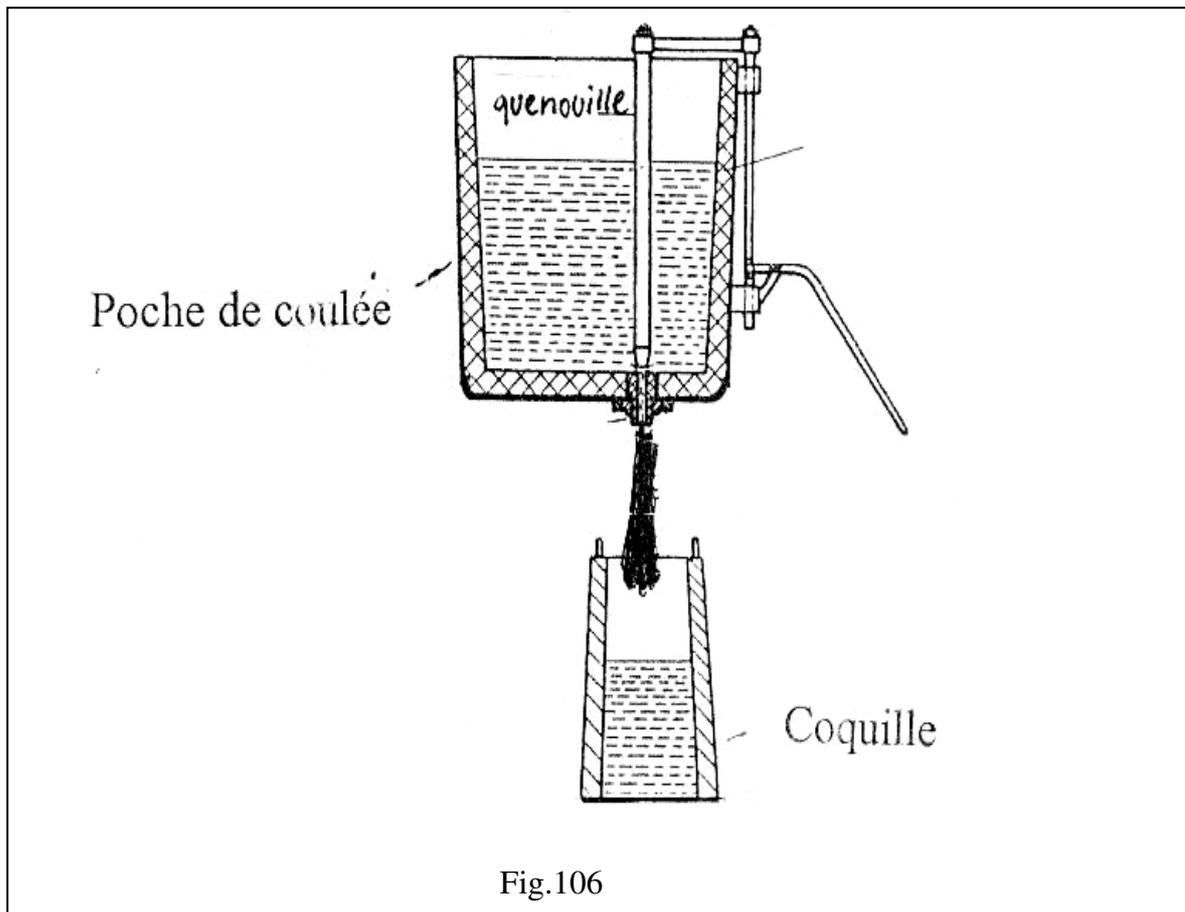


Selon le procédé de coulée en lingotières, on distingue plusieurs types tels que :

a. La coulée en chute :

Le métal est directement versé dans la lingotière (fig. 106). Au début, pour éviter les projections du métal sur les parois, l'acier est coulé lentement, une fois que la couche amortissant le métal liquidé est formée, on augmente la vitesse de coulée au maximum.

A la fin, lorsque le niveau du métal s'approche de la masselotte, on diminue la vitesse de coulée, afin de réaliser la retassure en haut. La durée de remplissage d'une lingotière de 2 à 20 tonnes est de 2 à 8 minutes.



Beaucoup de métaux présentent un déficit de volume après leur refroidissement (pour le fer il est de 8 à 9 %). Ce phénomène est appelé contraction et conduit à la formation de retassure dans la partie supérieure du bloc. Les retassures représentent 2 à 3 % du volume total. Les lingotières normales ne sont pas utilisées à cause de la position de la retassure car, généralement la retassure est éliminée du bloc par oxycoupage.

Le plus souvent, on utilise des lingotières à conicité inverse et avec isolation thermique ou à calotte exothermique dans lesquelles le métal peut être maintenu longtemps à l'état liquide afin que le volume de retrait se passe à la partie supérieure et

il n'y aura pas de retassure dans les parties du bloc. Cette opération peut être aussi améliorée par chauffage de la partie supérieure du bloc.

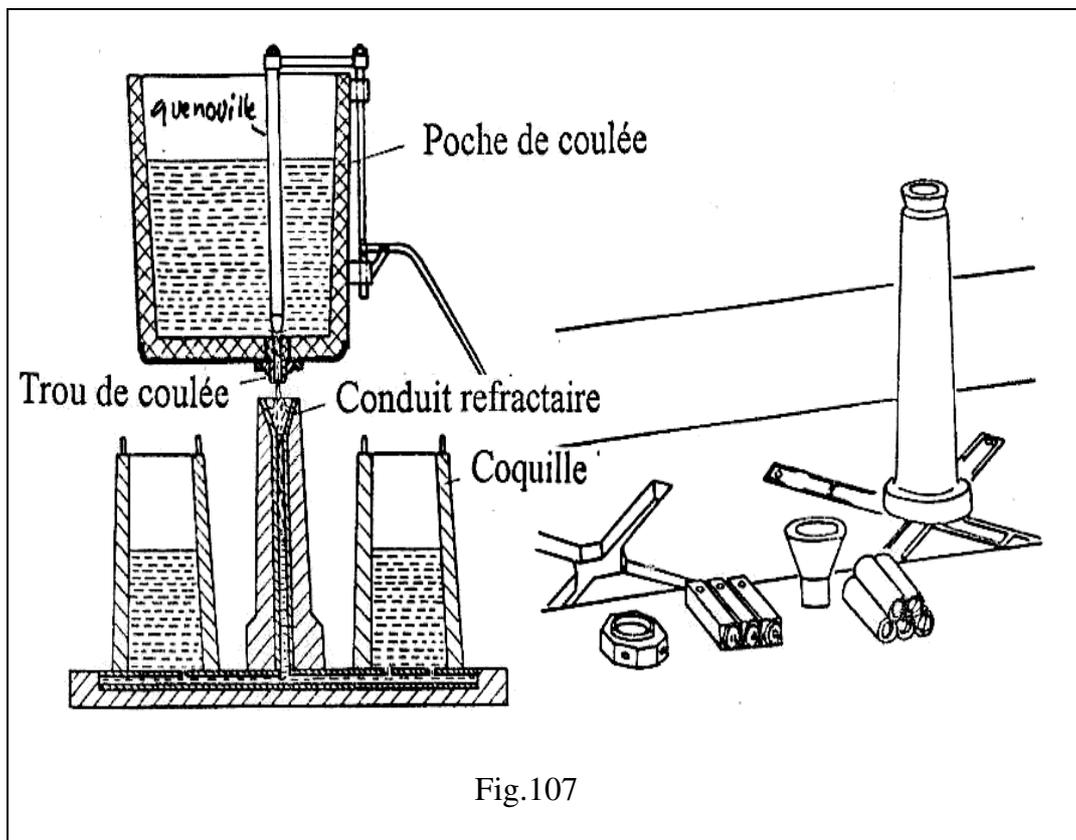
b. La coulée en source :

L'acier est versé dans un conduit vertical qui, par l'intermédiaire d'un canal horizontal en matériaux réfractaires, vient se raccorder aux moules principaux (lingotières), voir (fig. 107).

Ce procédé présente plusieurs inconvénients tels que :

- L'entretien des conduits réfractaires.
- La fusion du métal solidifié restant dans les conduits réfractaires.
- Le séchage après réparation des conduits réfractaires.

Son principal avantage, est de donner un métal de qualité nettement supérieur par rapport à celui obtenue dans la coulée en chute.



4.7.2. La coulée continue

La coulée continue est un procédé moderne permettant d'obtenir des demi-produits destinés aux opérations telles que le laminage, le forgeage etc. Une ligne de coulée continue (fig. 108) comprend généralement :

a. Une lingotière en cuivre sans fond : avec son dispositif de refroidissement et dans laquelle s'effectue la coulée continue du métal liquide. La forme de la lingotière est le plus souvent prismatique ou cylindrique d'une hauteur de 1 à 7 mètres, l'épaisseur des parois peut varier de 15 à 60 mm. La lingotière est refroidie énergiquement par un courant d'eau dont le débit massique est égal à 6 fois celui de l'eau coulée.

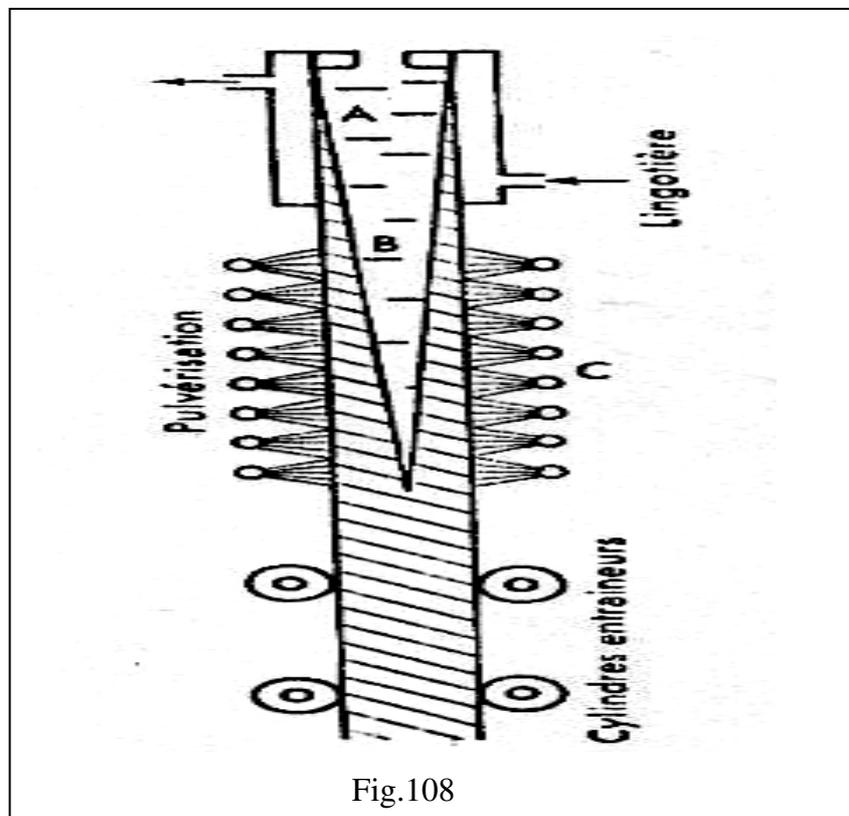


Fig.108

b. Un système de pulvérisation d'eau : pour refroidir le métal coulé. Ce système se trouve hors lingotière. La solidification immédiate du métal liquide commence lors de son contact avec les parois de la lingotière en formant une gaine présentant une certaine rigidité. Cette dernière se détache de la paroi, tout en restant à l'intérieur du métal non solidifié.

Afin d'éviter d'éventuels risques de rupture du lingot, l'épaisseur du métal solidifié doit atteindre au moins 20 mm à sa sortie de la lingotière. A ce moment, le jet d'acier est maintenu avec sa forme et ses dimensions initiales grâce à un corset formé d'un ensemble de cylindres entraîneurs. La solidification complète du liquide est assurée par le système de pulvérisation déjà indiqué.

c. Un exemple de cylindres d'entraînement : permettant l'extraction régulière du métal solidifié. Ce sont des cages comprenant chacune deux rouleaux, l'un fixe définit la direction de la coulée et l'autre mobile, appuyés par des ressorts. exercent une pression constante et provoque l'entraînement de l'acier solidifié. La vitesse d'extraction du lingot varie de 0,4 à 10 m/min et elle se détermine suivant la section transversale du lingot, voir le tableau ci-dessous.

Section transversale (mm)	Vitesse d'extraction (m/min)
50 x 50	7 à 10
100 x 100	1,8 à 3,5
200 x 200	0,9 à 1,5
300 x 300	0,5 à 1,1
(150 à 300) x (500 à 2000)	0,4 à 1,1

d. Système de cisailage (oxycoupage) : Permettant de couper les lingots selon la longueur exigée. Pour des sections jusqu'à 250 cm², on utilise des cisailles hydrauliques et pour des sections plus grandes on utilise le chalumeau oxyacétylénique ou oxypropane. Dans certains cas l'utilisation de deux chalumeaux est exigée.

La coulée continue est plus économique par rapport aux autres procédés grâce à sa rapidité, à l'économie en main d'œuvre et à la facilité de manutention. La figure 109 montre les différents types de construction du système de coulée continue.

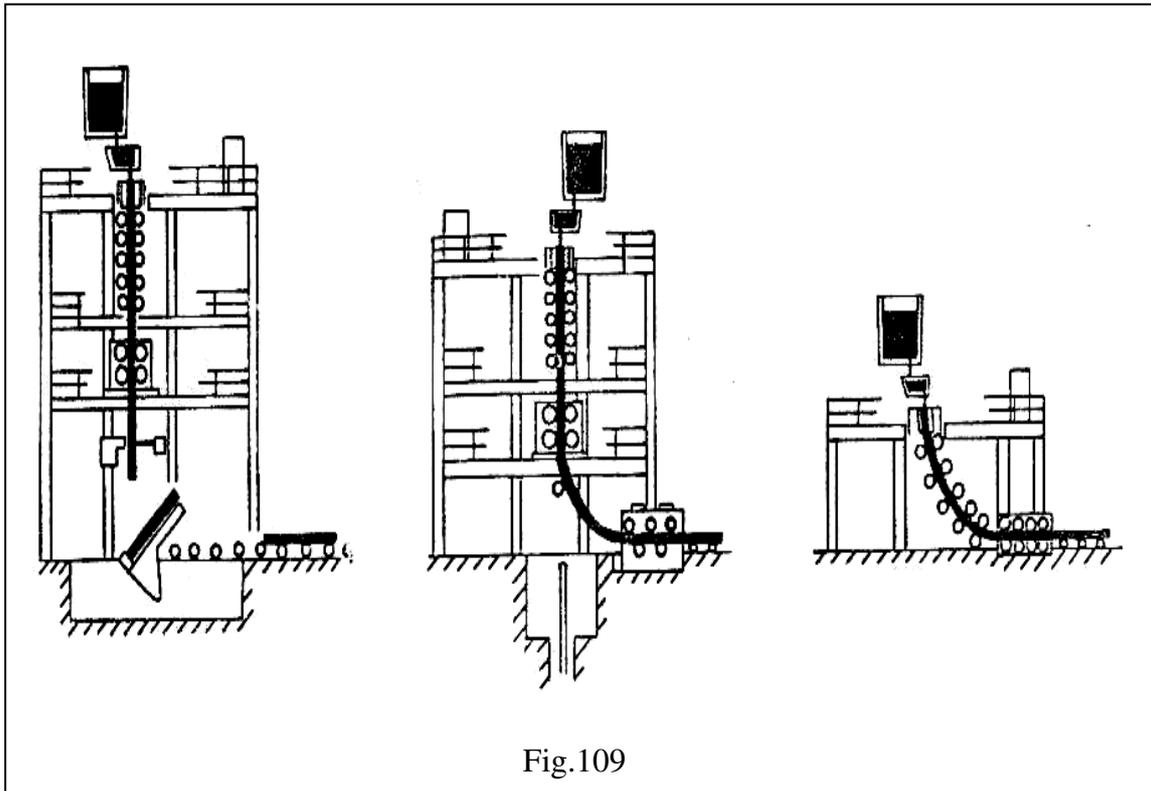


Fig.109

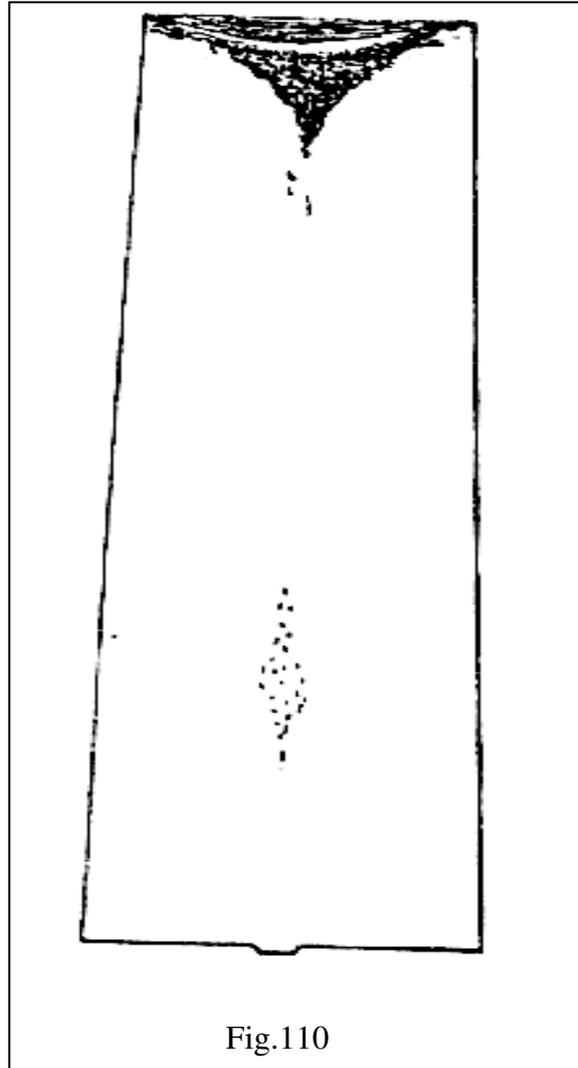
4.8. Différents types de coulée selon le degré de désoxydation

Il existe essentiellement trois types de coulées :

- La coulée calmée.
- La coulée effervescente.
- La coulée sous vide.

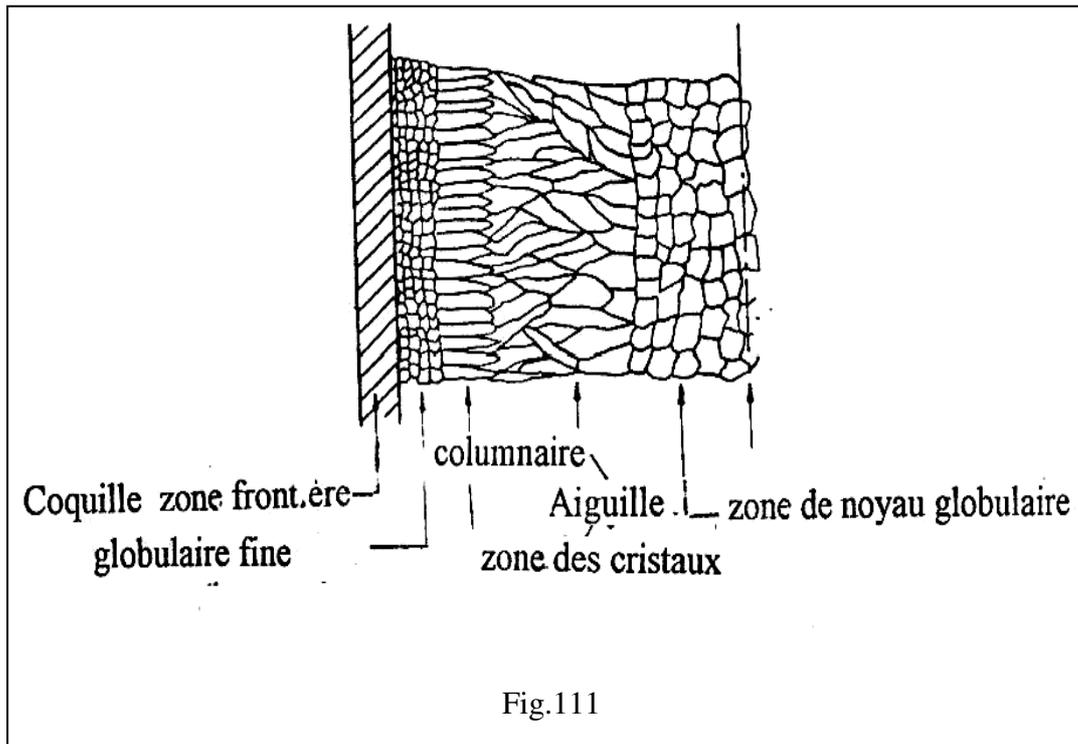
4.8.1. La coulée calmée (acier calmé)

Ce type d'acier est complètement désoxydé ayant sa coulée, il est caractérisé par une faible teneur en $O_2 < (0,004 \text{ à } 0,006 \%)$, donc sa solidification s'effectue sans formation de souillure (porosité des gaz). L'acier liquide est désoxydé dans la poche de coulée par addition de silicium ou d'aluminium, généralement la quantité dissoute de ces éléments ne doit pas dépasser 0,20 % de silicium ou 0,020 % d'aluminium. La figure 110 montre la section d'un lingot d'acier calmé.



Une caractéristique de l'acier calme est l'hétérogénéité qui peut se former dans la structure primaire ou dans la composition chimique. Le retrait de l'acier lors de sa solidification provoque la formation de retassure suite à la variation des conditions de solidification, de même aussi que le degré de surfusion du métal liquide, de la formation des germes et de la vitesse de cristallisation.

Les lingots coulés présentent une différence dans leurs structures (une structure non homogène). La figure 111 nous illustre la formation de la structure d'un lingot calmé avec les différentes zones de refroidissement.



Au contact avec la paroi froide de la lingotière, il y a formation d'une structure globulaire fine avec des cristaux désordonnés. L'épaisseur de cette zone peut atteindre jusqu'à 20 mm et elle est caractérisée par une grande vitesse de refroidissement.

La zone suivante est la zone transcristalline ou zone de dendrites orientés, cette zone ne subit aucune influence de la paroi de la lingotière. Près de cette zone, la vitesse de refroidissement diminue, ce qui donne une structure différente composée de cristaux arborescents orientés.

Avec l'avancement du front de solidification vers l'intérieur du bloc, la structure arborescente se perd et l'on obtient dans la zone centrale, une structure globulaire à gros cristaux. Lorsque l'évacuation de la chaleur se ralentit, les cristaux croissent perpendiculairement aux parois de la lingotière.

4.8.2. La coulée effervescente (acier effervescent)

L'acier effervescent ne subit aucune désoxydation dans la poche de coulée, à l'exception de l'addition du manganèse utilisé pour des corrections éventuelles de la composition chimique.

La teneur en oxygène dissout reste très élevée et pendant la coulée de l'acier effervescent se forme le CO sous forme de gaz et durant la solidification complète de l'acier 0,01 à 0,02 % de carbone s'oxyde et forme 1,3 à 2,5 m³ de CO/tonne d'acier. Une partie de CO s'évacue pendant la solidification et le reste forme des bulles de gaz (soufflures) dans le bloc solidifié.

Selon le processus de solidification on divise le bloc solidifié (fig. 112), en plusieurs zones :

- a. Zone extérieure de soufflures qui se compose de soufflures allongées et se trouvant au moins à 15 mm de la paroi de la lingotière.
- b. Zone intérieure de soufflures.
- c. Zone de répartition irrégulière des soufflures (zone centrale à petites portions de soufflures).

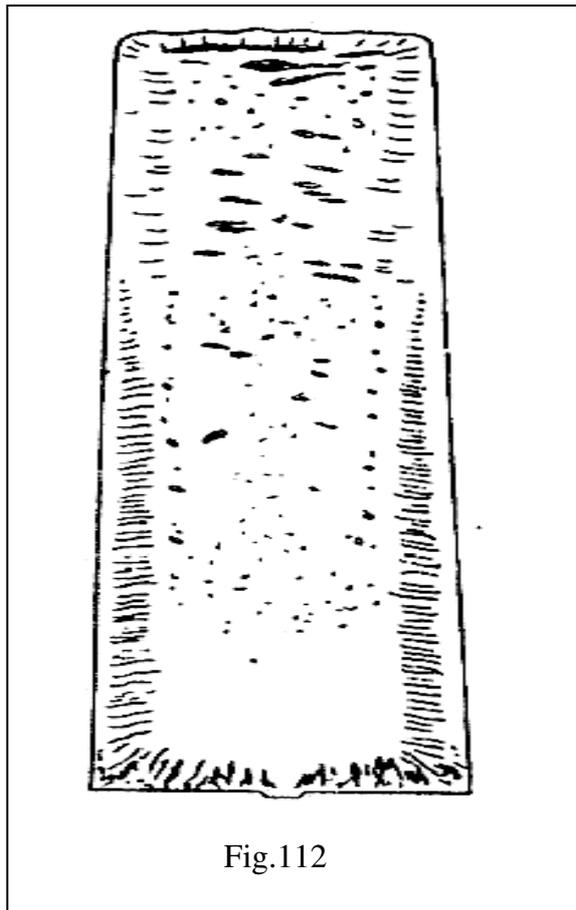


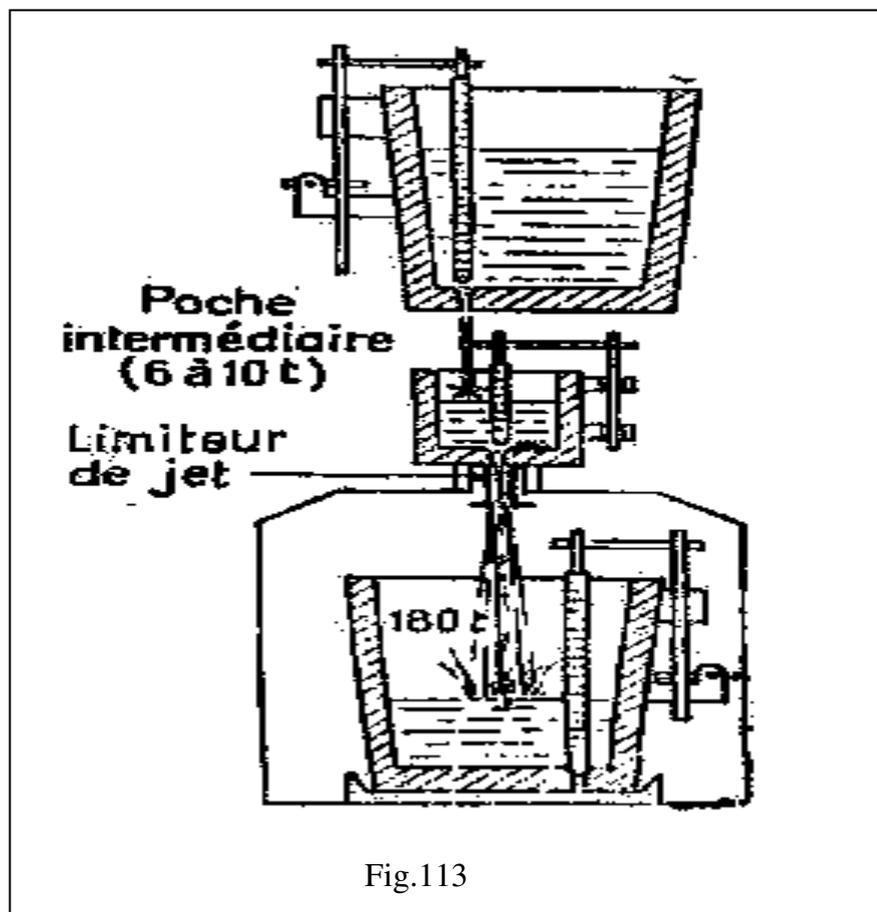
Fig.112

4.8.3 La coulée senti-calmée (acier semi-calmé)

L'acier reçoit des désoxydants dans la poche de coulée, mais en quantité plus faible que l'acier calmé. La désoxydation du métal liquide s'effectue le plus souvent avec 0,1 à 0,15 % de silicium et de faible quantité d'aluminium. La coulée semi-calmée est difficile à maîtriser, mais présente des avantages vis-à-vis du prix de revient.

4.9. Coulée sous vide

Ce type de coulée est destiné essentiellement pour obtenir un métal avec des teneurs en éléments gazeux moins élevés, avec une élimination jusqu'à 60 % d'hydrogène et un abaissement de la teneur en azote de 20 à 75 %. La figure 113 montre l'ensemble du système de coulée sous vide. La poche de coulée est introduite dans une cloche à vide dans laquelle est versé le métal liquide, ensuite l'acier est coulé normalement à l'air dans les lingotières. On peut pratiquer le dégazage en lingotières, en reliant chacune d'elles à une canalisation branchée sur une pompe à vide.



4.10. Défauts des lingots

Après solidification, les lingots d'acier présentent plusieurs défauts tels que : hétérogénéité, retassures, soufflures, criques et tapures.

4.10.1. Hétérogénéité chimique ou ségrégation

C'est une répartition irrégulière des composants d'alliages et des impuretés dans les lingots. Un lingot n'est jamais un solide homogène et isotrope. Après analyse macrographique, quatre zones de cristallisation très différentes peuvent se distinguer dans le lingot et leur importance varie considérablement d'un lingot à l'autre selon le type d'acier, son mode d'élaboration et les conditions de coulée et de solidification.

La ségrégation est due aux températures de surfusion supérieures à la température de fusion de l'acier lors de sa solidification, où on peut constater un déplacement des concentrations, ce qui provoque la formation des cristaux avec une faible concentration en éléments d'alliages.

La teneur en carbone de l'acier qui se solidifie croît progressivement et le refroidissement est toujours trop rapide pour que la diffusion du carbone ait le temps de s'opérer parfaitement, la teneur des parties solidifiées les premières est de l'ordre de la moitié de la teneur moyenne et cette dernière valeur est nettement dépassée à la fin de la solidification.

La ségrégation peut entraîner à une altération sensible des propriétés des parties dont l'acier est moins ductile et plus difficile à travailler à chaud. La ségrégation est un défaut inévitable dans la coulée classique et il est plus important pour l'acier effervescent que pour l'acier calmé, à cause de dégagement gazeux qui entraîne les inclusions et les parties restées liquides riches en impuretés, à l'intérieur du lingot.

Pour atténuer l'hétérogénéité de l'acier, on a recours au façonnage à chaud par forgeage ou laminage suivi ou non d'un recuit d'homogénéisation. Le façonnage à chaud détruit la structure dendritique, dissémine les inclusions et favorise ainsi la diffusion occasionnée par la haute température en rapprochant les parties d'inégale composition. La coulée continue entraîne la suppression de la ségrégation moyenne (répartition

irrégulière des composants de l'alliage dans le lingot), d'autre part, la rapidité de la solidification conduit à un grain fin. L'acier présente donc une meilleure homogénéité que dans la coulée classique et le rapport propriétés en travers-propriétés en longueur est plus élevé.

4.10.2. Retassures

Lors de son refroidissement, l'acier subit un retrait dû à sa contraction lors de la solidification. Le retrait dans les lingots d'acier calmé est de 6‰ du volume. La solidification de l'acier commence près des parois de la lingotière et de sa surface supérieure, l'accroissement de l'épaisseur du métal solidifié s'effectue en direction du centre du lingot. Le plus souvent la partie liquide n'est plus suffisante pour remplir l'espace compris entre les parois solides, le vide ainsi créé augmente et finalement il se forme une poche de retassure ayant la forme d'un cône dont la pointe est dirigée vers le bas. La partie du lingot comprenant la retassure ne peut pas être utilisée pour d'éventuelles opérations métallurgiques, ce qui exige donc le rejet de cette partie (la tête) du lingot. Elle représente jusqu'à 1/3 du volume du lingot. Les aciers effervescents ne présentent pas de poche de retassure, mais une infinité de soufflures. Afin de remédier à ce défaut, plusieurs procédés existent tels que :

a. Elimination par chutage :

Ce procédé consiste à rejeter la tête du lingot où se trouve la retassure, la retassure est localisée lors de la coulée, la perte du métal est très importante car la retassure peut représenter jusqu'à 1/3 du volume du lingot.

b. Localisation de la retassure :

Ce procédé consiste à localiser la poche de retassure à la partie supérieure et à la maintenir à l'état liquide afin de diminuer l'importance de chute, plusieurs méthodes sont utilisées tels que :

- Chauffage au chalumeau ou à l'arc électrique.
- Combustion de charbon sur la couche superficielle de la scorie.
- Utilisation de poudre aluminothermique.
- Calorifuge de la partie supérieure de la lingotière.

c. Emploi de masselottes :

La masselotte est une masse de métal placée à la partie supérieure du lingot et qui constitue une réserve de métal liquide. Donc un moule réfractaire est placé au dessus du lingot, afin de maintenir le métal assez longtemps liquide pour remplir convenablement la poche de retassure.

d. Compression du lingot pendant la coulée :

Ce procédé nécessite une installation compliquée et coûteuse, mais c'est le moyen le plus sûr pour obtenir un lingot sain. La compression s'effectue par le haut ou le bas du lingot.

4.10.3. Soufflures

Les gaz qui ne peuvent pas atteindre la surface du métal provoquent pendant la solidification les soufflures. Ces gaz contiennent surtout du CO, H₂ et N₂. Le CO provient de la réduction des oxydes de fer et de manganèse par le carbone et entraînant les autres gaz dissout dans l'acier, dont la solubilité diminue avec la température. L'hydrogène provient de la réduction de l'eau introduite par l'atmosphère du four ou par la charge. Les soufflures se rencontrent surtout dans les aciers effervescent et elles ont la forme d'ampoules à pointes effilées et une direction sensiblement perpendiculaire à la paroi de la lingotière. L'utilisation de l'aluminium ou du ferro-silicium comme désoxydant dans la poche de coulée ou dans la lingotière peuvent réduire l'effervescence et par conséquent les soufflures au minimum.

4.10.4. Criques et tapures

Les criques sont des déchirures de la peau du lingot, elles se produisent à haute température pendant le début du refroidissement. Le retrait met la couche extérieure solidifiée la première en tension, ce qui occasionne des ruptures. Les tapures sont des déchirures internes qui se produisent à température plus basse. Les contraintes internes qui les causent sont dues à ce que les déformations plastiques sont hétérogènes, d'une part, à cause de la répartition non uniforme des températures et, d'autre part, par suite de l'hétérogénéité chimique du métal et de l'inégale répartition des inclusions qui entraînent des variations des dilatabilités aux différents points.

5. TRAITEMENTS THERMIQUES DES ACIERS

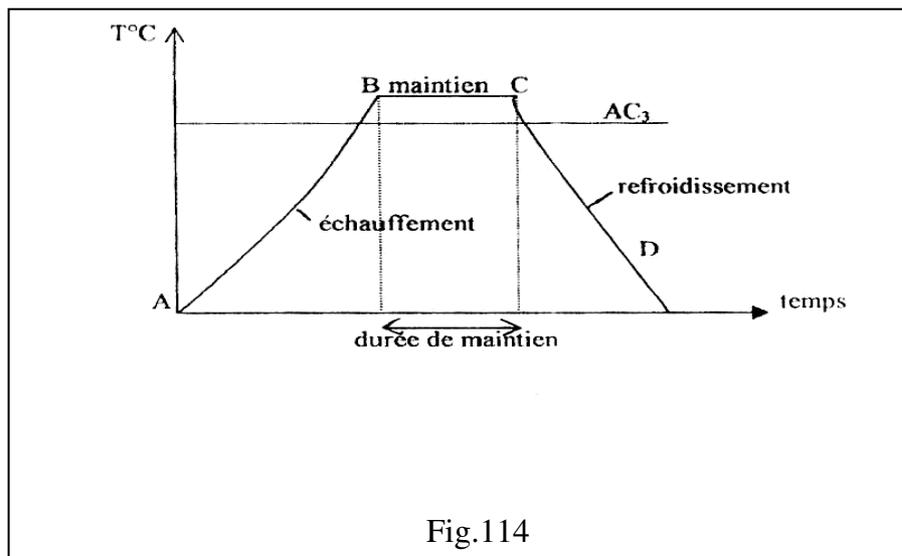
Les traitements thermiques sont constitués par un certain nombre d'opérations combinées de chauffage et de refroidissement ayant pour but :

- a. D'améliorer les caractéristiques des matériaux et rendre ceux-ci plus favorables à un emploi donné, à partir des modifications suivantes :
 - Augmentation de la résistance à la rupture et de la limite élastique R_m , R_e , A % en donnant une meilleure tenue de l'élément.
 - Augmentation de la dureté, permettant à des pièces de mieux résister à l'usure ou aux chocs.
- b. De régénérer un métal qui présente un grain grossier (affiner les grains, homogénéiser la structure) cas des matériaux ayant subi le forgeage.
- c. De supprimer les tensions internes (écrouissage) des matériaux avant subi une déformation plastique à froid (emboutissage, fluotournage).

En dehors du recuit de recristallisation qui permet de supprimer l'écrouissage, les traitements thermiques ne s'appliquent pas aux métaux purs, mais seulement à quelques alliages pour lesquels on recherche principalement une augmentation de la limite élastique et une diminution de la fragilité. Les traitements thermiques sont appliqués surtout aux aciers XC et aciers alliés ZR alliages non ferreux. En général les traitements thermiques ne changent pas la composition chimique de l'alliage.

4 .1. Définitions et procédés des traitements thermiques

Effectuer un traitement thermique sur une pièce, c'est faire subir à celle-ci une variation de la température en fonction du temps. Le procédé de traitement thermique se compose de (fig. 114).



- AB : L'échauffement à des températures supérieures aux températures de transformation (par exemple : AC_3).
- BC : Maintien à une température définie.
- CD : Refroidissement avec une vitesse donnée :
 - lente (dans le four, à l'air).
 - Assez rapide (dans l'huile).
 - Très rapide (dans l'eau).

4.1.1. Chauffage des pièces

La première étape de chaque traitement thermique est le chauffage de la pièce à la température exigée. Le chauffage doit s'effectuer très rapidement pour avoir une faible consommation d'énergie et une grande productivité. Il existe deux possibilités pour le chauffage des pièces.

a. Par transmission de la chaleur :

On distingue trois possibilités :

- **Par conductibilité :** La pièce est chauffée dans un four ordinaire où elle est en contact qu'avec le sol du four, elle ne reçoit par conductibilité qu'une petite quantité de la chaleur dépensée.

- **Par convection** : Dans ce cas, la pièce est chauffée par contact avec un fluide chaud (gaz ou liquide) qui se déplace et lèche la pièce en lui cédant une grande partie de la chaleur dépensée.

- **Par rayonnement** : La chaleur absorbée par les parois et la voûte du four est rayonnée vers la pièce qui l'absorbe. C'est le cas où l'apport de chaleur est le plus important.

Dans la plupart des cas, le chauffage des pièces, est effectué simultanément par convection et rayonnement.

b. Par production de la chaleur dans la pièce :

C'est une possibilité de chauffer la pièce en créant dans cette dernière un flux de courant, soit par l'utilisation de la pièce comme conducteur dans un circuit électrique (chauffage par résistance) ou l'emplacement de la pièce dans un champ variable (chauffage par induction) comme le montre les figures 115.

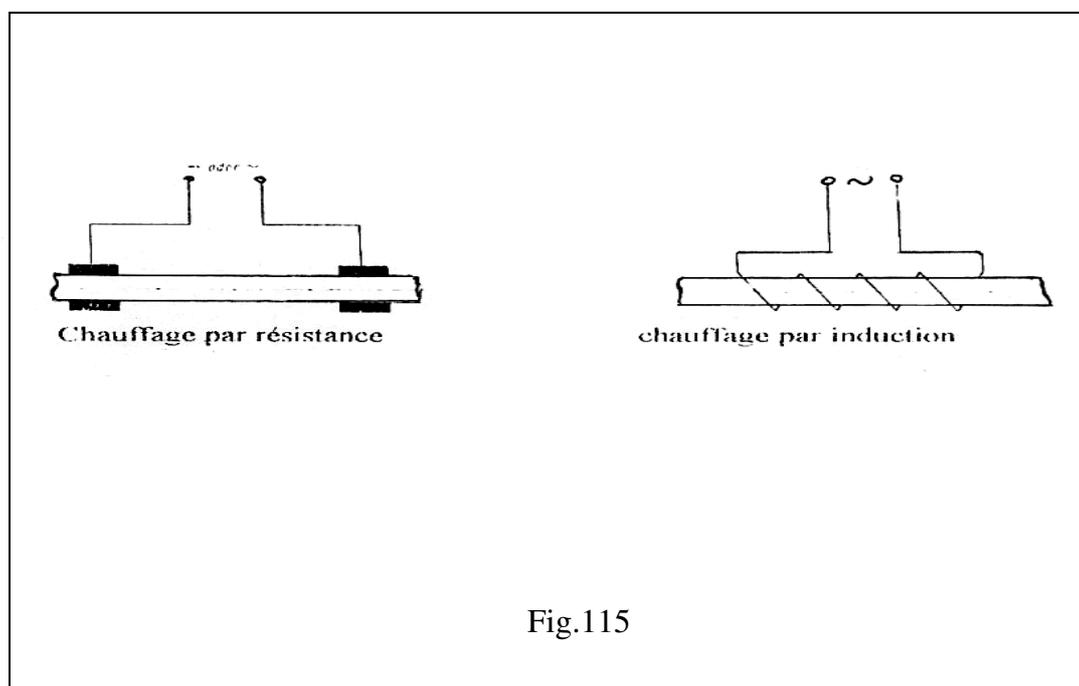


Fig.115

Cette méthode est utilisée surtout pour les pièces à sections petites et uniformes. On peut obtenir des vitesses de chauffage très élevées. Par exemple pour une pièce de section $\varnothing 150$ mm, la durée de chauffage pour atteindre $T = 1200^{\circ}\text{C}$ est de :

- 20 mn pour le chauffage par induction.
- 8 mn pour le chauffage par résistance.
- 2 à 3 heures pour le chauffage dans un four.

Cette méthode est rentable seulement pour des sections inférieures à 150 mm.

Les difficultés qui peuvent se présenter lors d'un chauffage rapide sont les fissures et étirages des pièces à la suite de la différence de dilatation de la couche extérieure et du cœur de la pièce où se créent des contraintes pouvant provoquer des fissures pour des températures basses et des déformations plastiques pour des températures élevées.

Quelque soit le procédé de chauffage utilisé, il existe toujours une différence de température dans les différentes parties de la pièce. Répartition de la chaleur non uniforme. La figure 116 représente la courbe de chauffage pour le contour de la pièce et le cœur de la pièce, la courbe est simplifiée comme une droite.

Durant le chauffage, on distingue trois étapes :

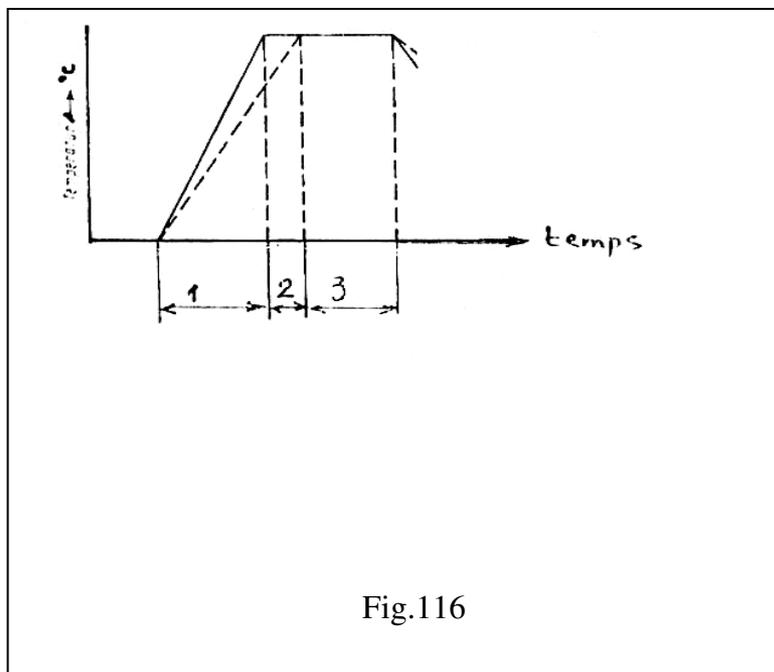


Fig.116

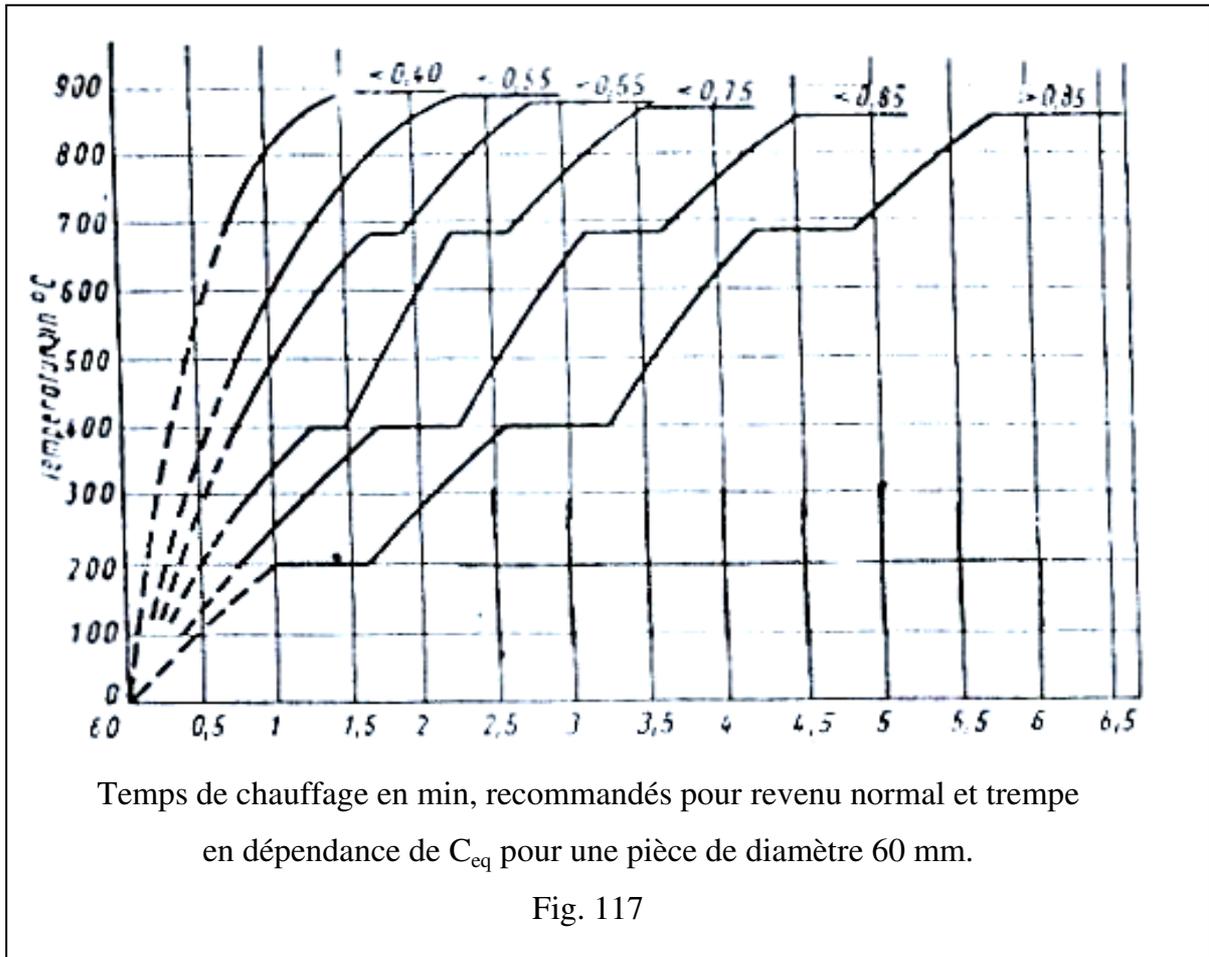
- a. **Durée de préchauffage** : C'est le temps de début de chauffage jusqu'à ce que la température nominale est atteinte à la surface de la pièce.
- b. **Durée de chauffage de pénétration ou d'égalisation** : C'est le temps nécessaire pour atteindre la température nominale à la surface et au cœur de la pièce.
- c. **Durée de maintien** : C'est le temps nécessaire pour maintenir la pièce à une température, et à partir de la température atteinte dans le cœur.

Les facteurs principaux, qui influent sur le chauffage de la pièce sont le diamètre (épaisseur), conductibilité, température du four, etc. En général le régime de chauffage pour les aciers est déterminé selon le diamètre de la pièce et les caractéristiques qui sont définis par le carbone équivalent.

$$C_{\text{équivalent}} = C + \frac{Mn}{5} + \frac{Cr}{4} + \frac{Mo}{3} + \frac{Ni}{10} + V + \frac{Si - 0,5}{5} + \frac{W}{10} + \frac{Ti}{5} + \frac{Al}{10}$$

Pour des teneurs maximales jusqu'à : 0,9 % C, 1,1 % Mn, 1,8 % Cr, 0,5% Mo, 5,0 % Ni, 0,25% V, 1,8% Si, 2% W, 0,4 %Ti, 2% Al, et selon RUHFUS et PLFAUME, il est possible de déterminer la durée de chauffage de la pièce en dépendance de son diamètre et du carbone équivalent (C_{eq}).

Les paliers représentés sur les courbes (fig. 117) ont pour but de diminuer la différence de température entre le cœur et la couche extérieure de la pièce (égalisation de la température). Ces courbes sont valables pour des chauffages de trempe et de recuit de normalisation.



Pour les différents chauffages, on peut choisir les vitesses suivantes :

- Chauffage lent : 3 à 10°C/min.
- Chauffage technique conventionnel (normal) : 50°C/s.
- Chauffage rapide : > 50°C/s.

5.1.2. Conditions de chauffage des pièces en traitements thermiques

L'appareil de chauffage doit permettre :

- D'atteindre et de maintenir toutes les parties de la pièce à une température déterminée et avec une précision de l'ordre de plus ou moins 5°C.
- D'éviter une dénaturation du métal et principalement une décarburation dans le cas des aciers.
- De présenter des possibilités de préchauffage lorsque la température à atteindre est élevée.

En général seul le chauffage dans une enceinte fermée possédant une régulation automatique de température est susceptible d'offrir la solution cherchée

5.1.3. Types de fours et leurs atmosphères

a. Fours à sole :

Dans les fours à sole, le chauffage se fait surtout par rayonnement et ils présentent une chambre dans laquelle on met la pièce à chauffer. Dans certains cas une deuxième chambre située au dessus de la première et récupérant une partie de la chaleur formée, sert comme chambre de préchauffage.

b. Fours à bain de sels :

Ils présentent les avantages suivants :

- rapidité de chauffage : car la pièce est en contact sur toutes ses faces avec le sel liquide en mouvement permanent.
- Uniformité de chauffage : les écarts de température entre les différents points du bain sont très faibles, la pièce s'échauffe régulièrement, ce qui diminue l'importance de déformation.
- Absence de dénaturation du métal : le bain qui peut être choisi neutre, oxydant ou réducteur, protège la pièce de tout contact avec l'oxygène de l'air

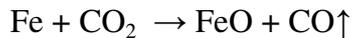
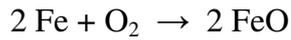
c. Fours électriques :

Les fours électriques peuvent être à sole ou à bain de sel. Ils sont chauffés le plus souvent par résistances métalliques en nickel-chrome pour des températures ne dépassant pas 1000°C et en silicium pour des températures de 1300°C. Les fours électriques à bain de sel à haute température sont à électrodes, le sel fondu formant résistance entre celles-ci.

d. Atmosphères :

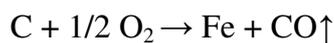
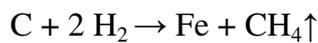
Lorsque les pièces sont chauffées jusqu'aux hautes températures dans ces fours à flammes ou dans les fours électriques, les gaz entrent en réaction avec la surface du métal, ce qui entraîne l'oxydation ou la décarburation des couches superficielles des pièces.

- L'oxydation résulte de l'interaction du métal avec l'oxygène ou la vapeur d'eau se trouvant dans le milieu du four. En général, le dioxyde de carbone CO_2 réagit avec le fer en l'oxydant.



L'oxydation produit une perte de métal et dégrade l'état des couches superficielles. Au début du chauffage, ces réactions se produisent à la surface après formation d'une pellicule d'oxyde. Ce phénomène se propage par diffusion des atomes d'oxygène dans les joints de grains à travers la calamine et, réciproquement, par diffusion inverse, le fer passe vers la surface.

- La décarburation se produit, en même temps, aux températures élevées par interaction des atomes de carbone de l'acier avec l'hydrogène suivant les réactions :



L'intensité d'oxydation et de décarburation de l'acier dépendent de la température, de la composition chimique et du milieu environnant. Pour assurer une atmosphère neutre, on doit satisfaire l'équilibre :

Oxydation \leftrightarrow réduction

Décarburation \leftrightarrow carburation

Pour préserver les pièces de l'oxydation et de la décarburation, on introduit dans l'espace utile du four des gaz chimiquement neutres vis-à-vis du métal qu'on appelle 'atmosphères contrôlées', on a plusieurs genres :

- Atmosphère endothermique : obtenue par combustion partielle du gaz naturel et composée de (21 % CO + 40 % H₂O + 2 % CH₄ + 37 % N₂).
- Atmosphère exothermique : obtenue par combustion partielle de CH₄, et composée de (2 % CO₂ + 2 % H₂ + 96 % N₂).
- Azote technique : composé de ((2 à 4) % H₂ + 96 % N₂).
- Chauffage sous vide (de 10⁻² à 10⁻⁶) mm Hg réservé souvent aux alliages

spéciaux (réfractaires, inoxydables, électrotechniques).

- Chauffage dans des bains de sels : réservés aux outils de coupe et aux petits éléments de machine.

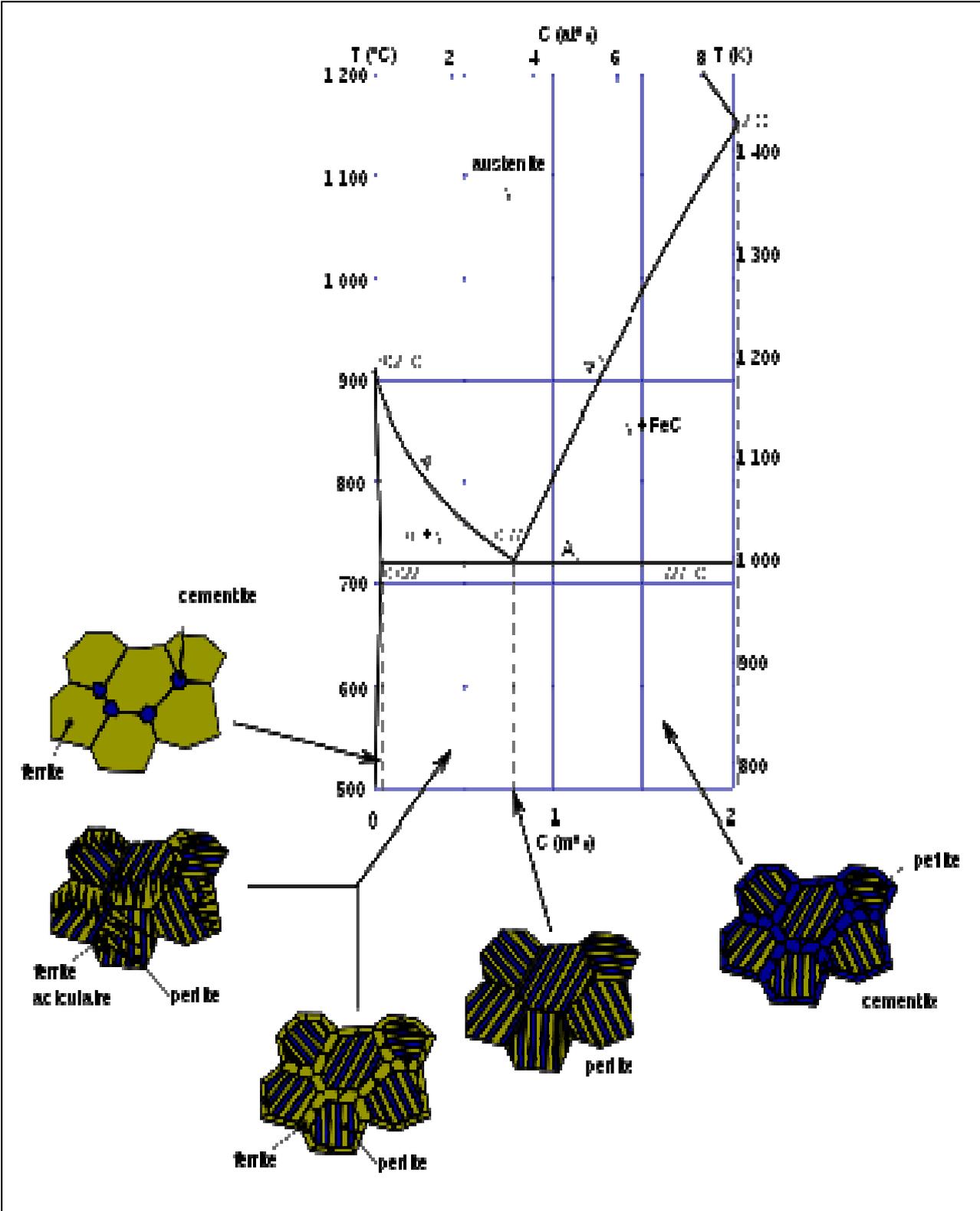
5.1.4. Refroidissement des pièces

Le point important pour la détermination du régime de refroidissement de la pièce est celui de l'état de structure souhaitée à obtenir. Bien sûr, on cherche toujours à refroidir rapidement pour avoir une productivité élevée, mais on doit prendre en considération les dangers de fissuration et d'étirage des pièces. La vitesse de refroidissement nécessaire à l'obtention d'un état de structure est déterminée selon le diagramme TTT (Température, Transformation, Temps). Le refroidissement s'effectue dans des bacs utilisant l'eau ou l'huile, dans les deux cas, le bain est maintenu à température constante. L'eau chaude se trouvant constamment remplacée par de l'eau froide arrivant par le bas du bac.

On utilise aussi les jets permettant de régler le refroidissement des pièces sur toute leur surface, et enfin des chambres spéciales avec production du brouillard obtenu par jet d'eau et d'air sous pression, surtout utilisé en aviation pour le traitement de certaines pièces en aluminium.

5.2. Transformations isothermes

Le diagramme d'équilibre déjà envisagé au chapitre précédent, indique la constitution normale de l'acier, constitution d'équilibre, pour les différentes températures. L'expérience prouve que cette constitution n'est acquise que si la température varie assez lentement pour donner aux transformations le temps de s'effectuer. Dans le cas contraire, non seulement les transformations pourront ne pas avoir lieu du tout ou au contraire se faire incomplètement. On obtient dans ces deux cas de nouveaux constituants que le diagramme d'équilibre ne peut indiquer, ils correspondent à des états hors d'équilibre ou états trempés. Si un acier à structure austénitique est obtenu par chauffage à une température supérieure à AC_3 , est surfusionné à une température inférieure à A_1 , l'austénite acquiert un état métastable et subit des transformations. Pour décrire l'allure cinétique des transformations, on utilise le diagramme TTT (fig.118).



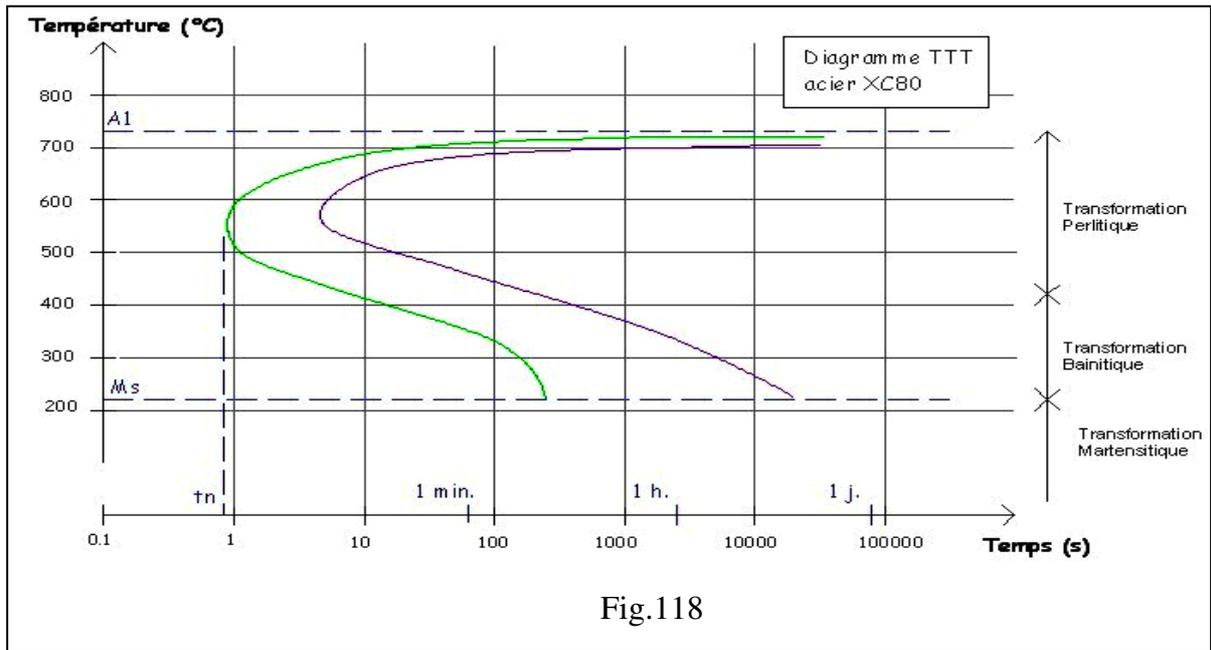


Fig.118

La transformation isotherme de l'austénite (acier C100, austénitisation à la température de 900°C, pour une durée de 5 min).

Température °C	Transformation		Structure obtenue	Durée de la Structure finale
	Début	Fin		
700	4,2 min	22 min	Perlite	15
600	1 s	10 s	Perlite	40
500	1 s	10 s	Perlite	44
400	4 s	2 min	Bainite + perlite	43
300	1 min	30 min	Bainite	53
200	15 min	15 h	Bainite	60
100	-	-	Martensite	64
20	-	-	Martensite	60

Le diagramme de transformation isotherme (Temps, Température, Transformation), dont les abscisses indiquent le temps et les ordonnées la température, la courbe de gauche montre le début de la transformation de l'austénite en mélange mécanique et la courbe de droite montre la fin de la transformation de l'austénite.

Le domaine situé à gauche de la courbe gauche détermine la durée d'incubation dans l'intervalle de température et de temps déterminés, pendant lesquels la transformation ne se produit pas, (l'austénite est à l'état surfusionné et ne se décompose pas). C'est la période d'incubation qui caractérise la stabilité de l'austénite surfusionnée. Quand l'acier est surfusionné à un petit degré, le nombre de germes est petit et le temps d'incubation est grand. Au fur et à mesure de l'augmentation du degré de surfusion, le nombre de germes augmentent et le temps d'incubation diminue.

L'abaissement de la température provoque une diminution de la vitesse de diffusion et la stabilité de l'austénite augmente au dessous de 555°C , la limite supérieure du diagramme TTT est donnée par le point A_1 aux environs de 720°C et la limite inférieure par le point de martensite $MS = 180^{\circ}\text{C}$. A droite de la courbe de droite sont données les différentes structures à obtenir et entre les deux courbes (partie hachurée) la transformation de l'austénite est saisie.

La ligne qui représente la précipitation de la cémentite secondaire sur le diagramme TTT existe seulement pour les aciers hypereutectoïdes. Pour un acier hypoeutectoïde, elle n'existe pas, mais il possède une ligne correspondant à la précipitation de la ferrite préeutectoïde, suivant le degré de surfusion de l'austénite.

Dans le diagramme TTT existe trois domaines de températures ou zones de transformation :

- Domaine perlitique (au dessus de 550°C).
- Domaine bainitique (intermédiaire) entre 550 et 200°C .
- Domaine martensitique au dessous de 200°C .

Un acier porté à une température supérieure à A_3 devient austénitique et par refroidissement à une vitesse suffisante, on obtient de la martensite qui correspond au maximum de dureté.

Si le bain de refroidissement est à une température supérieure à A_r'' tout en conservant un pouvoir refroidisseur suffisant, on aura l'austénite mais pas de martensite. Si la température maintenue constante est proche de A_r'' tout en lui étant supérieure, l'austénite, au bout d'un temps qui peut varier de quelques heures à quelques jours se transforme en un constituant nouveau appelé bainite, qui semble correspondre à une

disposition particulière de ferrite et de cémentite, ce constituant confère au métal une dureté presque aussi élevée que celle de la martensite et une ténacité plus grande.

Enfin si cette température est maintenue pendant un temps assez court (quelques minutes), l'austénite donne au refroidissement de la martensite, mais en raison de l'homogénéisation température réalisée pendant l'arrêt momentané du refroidissement, les risques de tapures sont écartés et les refroidissements sont réduits.

1.2.1. Transformation perlitique

Pour des températures de transformation entre 720°C et 450°C (phase perlitique), débute la transformation par la formation des premiers germes de cémentite sur les joints des cristaux de l'austénite, ces germes se développent à l'intérieur des cristaux γ et le voisinage des cristaux de cémentite s'appauvrit en carbone et se fustige en ferrite α . La solubilité du carbone dans la ferrite est très faible, ce qui conduit à la précipitation du carbone se trouvant dans la ferrite dans le domaine de l'austénite voisin et ce qui donne la formation de la perlite ($Fe\alpha +$ cémentite). La figure 119 donne les différentes étapes de la formation de la perlite (transformation austénite en perlite).

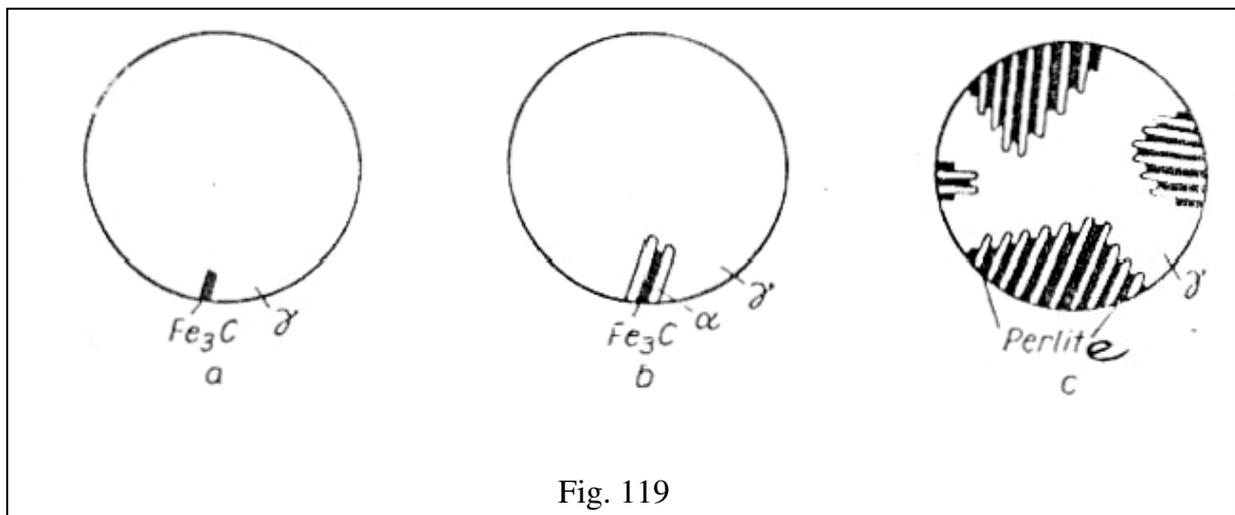


Fig. 119

La transformation perlite a le caractère de diffusion, à première étape, elle est caractérisée par l'apparition des germes de cémentite sur les joints des grains de l'austénite. La deuxième étape montre le développement des germes de la cémentite tout en provoquant l'appauvrissement des places voisines en carbone et en se transformant en

ferrite et enfin la troisième étape c'est la formation de la perlite.

Une petite surfusion donne un petit nombre de germes de cémentite avec des lamelles épaisses, mais quand la vitesse est assez considérable, c'est à dire le degré de surfusion est élevé, dans ce cas le nombre de grains est plus grand et les lamelles de la perlite sont plus fines c'est à dire on a le constituant Sorbite ou Troostite.

La perlite, la sorbite et la troostite se distinguent l'une de l'autre par l'épaisseur des lamelles. Dans la perlite, leur dureté est aussi différente :

- Perlite : HB 200.
- Sorbite : HB 300.
- Troostite : HB 400.

La sorbite et la troostite sont des perlites très fines obtenues par vitesses de refroidissement assez importantes. La distance entre les lamelles est déterminée par la vitesse de diffusion du carbone dans l'austénite. Cette distance diminue avec l'augmentation de la température, ce qui conduit à l'obtention de lamelles épaisses (faible dureté).

4.2.2. Transformation intermédiaire (bainitique)

Comme pour la transformation perlitique, l'austénite se décompose en deux phases par diffusion, mais cette diffusion ne se produit pas jusqu'à la fin et la phase de la ferrite, dans ce cas, elle représente une solution solide de carbone dans le fer α , mais elle est sursaturée lors de la transformation bainitique. On peut arriver au fait qu'il reste une quantité de l'austénite résiduelle, qui peut se transformer en martensite lors d'un refroidissement ultérieur.

Pour des surfusion très élevées, entre 400°C et le point Ms (transformation bainitique) se forme la bainite à partir de l'austénite. Les températures très basses empêchent la diffusion du carbone dans l'austénite (elle est pratiquement arrêtée), le début de la décomposition se ralentit et la durée de la transformation augmente. La représentation schématique de la formation de la bainite (transformation austénite bainite) est donnée par la figure 120.

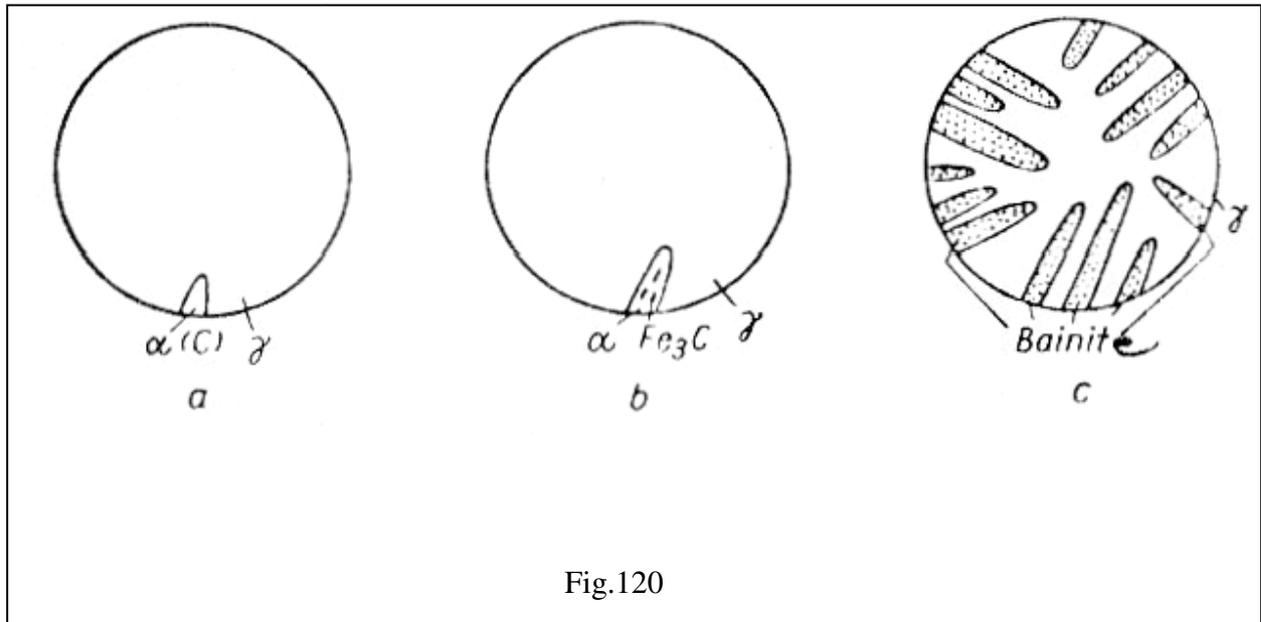


Fig.120

A partir des joints des grains de l'austénite se forment les cristaux sursaturés de ferrite dans le carbone, lesquels se développent au fur et à mesure. Le carbone se précipite sous forme de cristaux de cémentite lamellaire ou globulaire car la vitesse de diffusion du carbone dans la ferrite est grande par rapport à celle de l'austénite. Plus la température de formation de la bainite est basse, plus la vitesse de diffusion du carbone dans le réseau α est petite et les cristaux de cémentite dans la ferrite deviennent fins.

Donc la bainite est comme la perlite, elle se compose de ferrite et de cémentite, mais elle ne se forme pas directement à partir de l'austénite, mais suivant presque la même transformation que celle de la martensite, elle possède une dureté assez élevée. Le carbide formé dans la bainite supérieure possède de gros grains par rapport à celui formé dans la bainite inférieure. La bainite supérieure est moins dure malgré sa formation à la température basse.

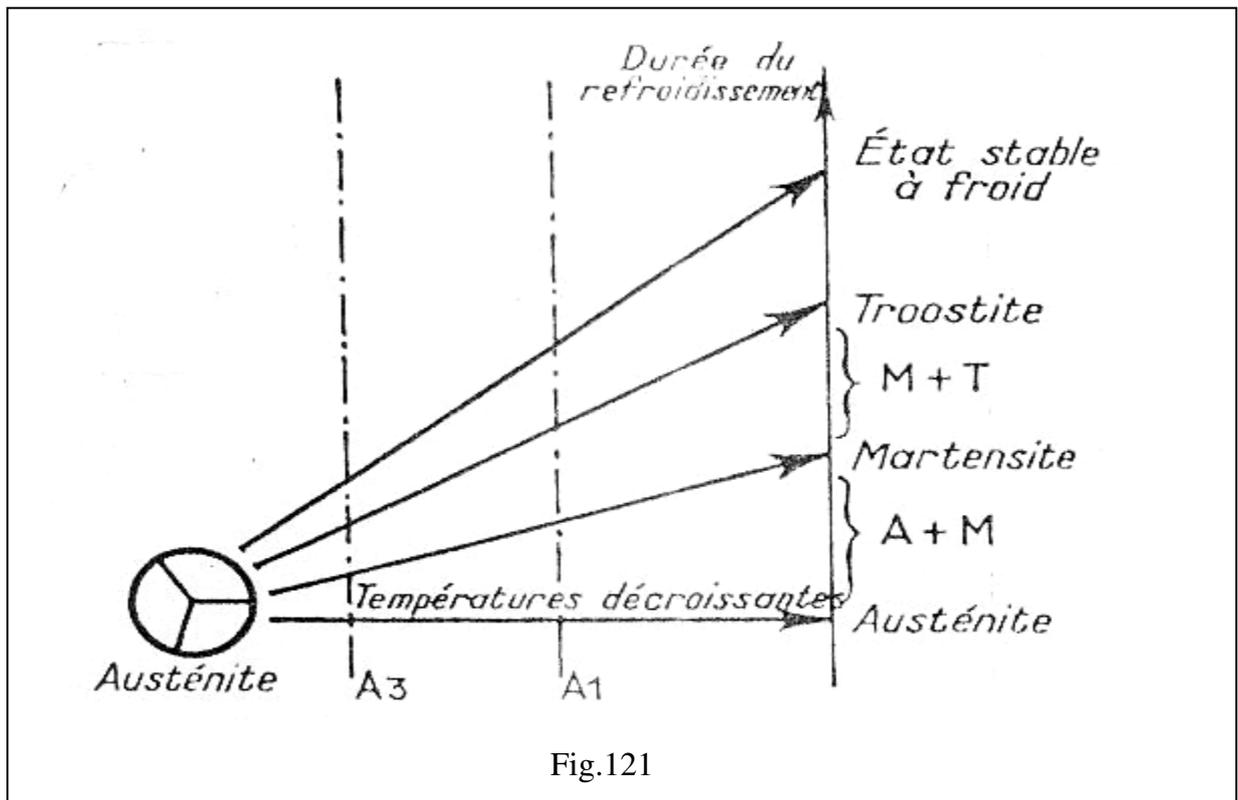
5.2.3. Transformation martensitique

C'est au dessous d'une température d'environ 180°C que se forme la cémentite à partir de l'austénite surfusionnée. Lorsque la température de l'austénite surfusionnée diminue jusqu'à environ T 180°C, ou même plus bas, le processus de diffusion est complètement arrêté et une transformation sans diffusion se produit, elle est appelée transformation martensitique.

La martensite est une solution solide de carbone dans le fer α mais très saturée, son réseau cristallin est très distorsé (déformé). La transformation martensitique se produit sans déplacement des atomes de carbone, seulement les atomes de fer qui se déplacent à une distance plus petite que la distance inter-atomique, cette transformation se produit très vite. Les points de début et fin de transformation dépendent du pourcentage de carbone, avec l'augmentation du % C, les points M_f et M_s diminuent.

La martensite a une structure très dure, le phénomène de durcissement a un caractère physico-chimique avec le réseau cristallin du fer α très déformé par la présence des atomes de carbone ce qui explique son durcissement.

Pour des refroidissements continus, les diagrammes TTT ne correspondent plus à cette réalité, mais il existe d'autres types de diagramme appelés diagramme de surfusion. La figure 121 nous donne une idée de l'influence de la vitesse de refroidissement sur les différentes transformations de l'austénite.



Quand la température du milieu de trempe est supérieure au point M_f , l'austénite ne se transforme pas complètement en martensite, d'habitude il y a une certaine quantité d'austénite résiduelle. Elle est instable et lors des basses températures elle peut donner la martensite. Cette transformation provoque des déformations plastiques, donc l'austénite résiduelle dégrade les propriétés de la structure en diminuant la dureté (tenue à l'usure). Pour des températures $T < 100^\circ\text{C}$, la martensite et l'austénite sont très stables et on a plus de transformation de structure.

Pour des procédés techniques de traitement thermique important tels que recuit de normalisation, trempe etc., l'acier est refroidi continuellement à partir du domaine de l'austénite.

La trempe s'effectue soit dans l'eau, l'huile, dans un four ou à l'air, dans ce cas l'austénite ne se transforme pas à une certaine température constante, mais la transformation de cette dernière s'étend sur un intervalle de température, par la suite on obtient des aciers traités en même temps avec des structures différents. Par exemple : (martensite et bainite), (perlite à côté de la bainite) ou encore (perlite avec bainite et martensite).

5.3. Variation de la grosseur du grain d'austénite en fonction de la température

Lorsque la température est portée au dessus de A_1 , il se forme à l'interface de la ferrite-cémentite, des germes de l'austénite qui croissent jusqu'au moment où toute la structure se transforme dans l'austénite.

En élevant la température ou en prolongeant la durée de séjour à la température donnée, on déclenche une cristallisation qui grossit le grain austénitique. Cette croissance est spontanée car le système a tendance à diminuer l'énergie libre en réduisant la surface des grains. Les gros grains se développent aux dépens des petits grains thermodynamiquement moins stables.

Les dimensions des grains formés lors du chauffage jusqu'à une température donnée ne changent naturellement pas au refroidissement ultérieur. L'aptitude du grain austénitique à la croissance varie suivant les conditions de fusion même pour les aciers de composition identique. Il existe deux types d'aciers qui dépendent des conditions de fusion.

a. Acier à grains fins par hérédité :

Dans lequel, même à la température poussée à 1000 ou 1050°C, la croissance du grain reste négligeable, mais si l'échauffement est encore plus poussé, il provoque un brusque grossissement du grain.

b. Acier à gros grains par hérédité :

Dans ce type d'acier, c'est l'inverse, un fort développement du grain s'observe même lorsque l'échauffement dépasse A_1 , d'une valeur négligeable.

Cette aptitude de différence à la croissance du grain est déterminée par le caractère de la désoxydation et par la composition de l'acier.

La figure 122 montre la croissance des grains d'austénite par hérédité à une température de maintien T_a .

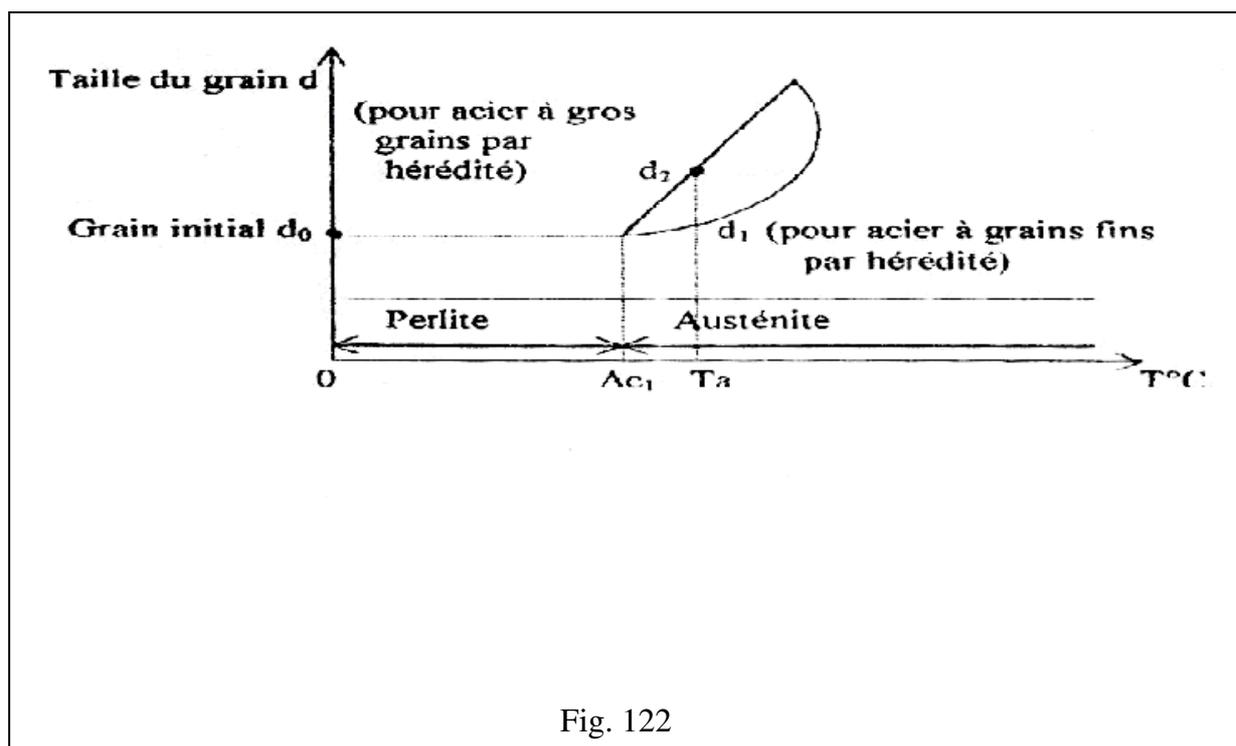


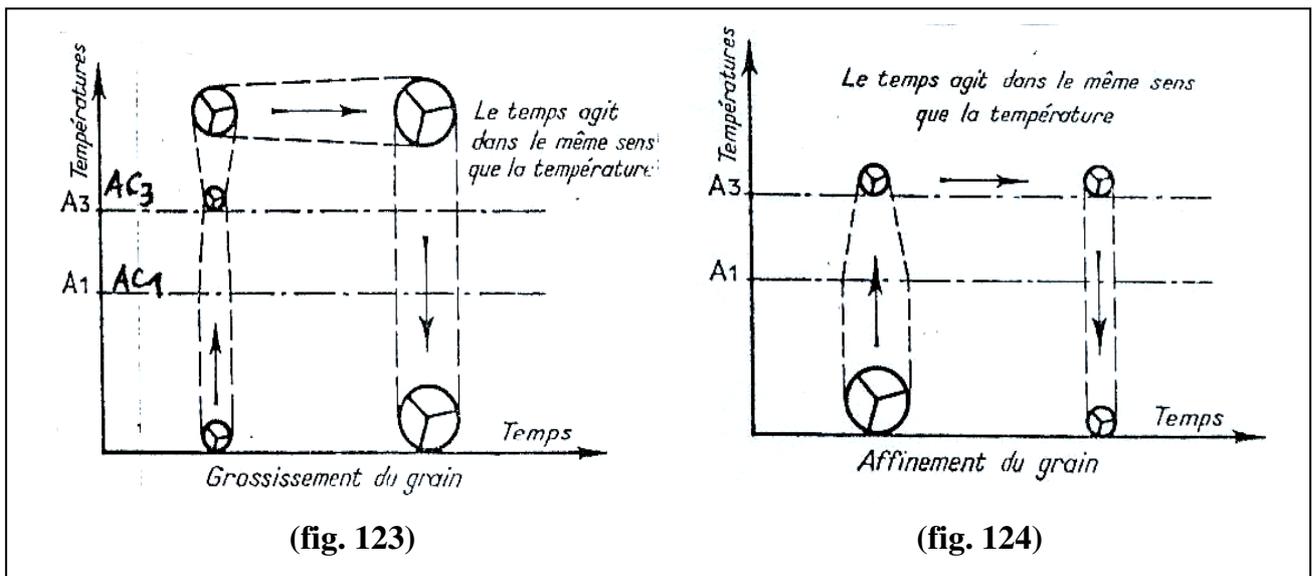
Fig. 122

Les aciers désoxydés par l'aluminium sont à grains fins par hérédité, puisqu'ils sont le siège de formation de particules qui ralentissent la croissance du grain d'austénite. Dans les aciers hypereutectoïdes, l'intervalle de température AC_1 - A_{cm} est celui où la

croissance des grains d'austénite est ralentie par les particules de carbone B, les plages de ferrite dans les aciers hypoeutectoïdes exercent la même action dans l'intervalle de température AC_1 - AC_3 .

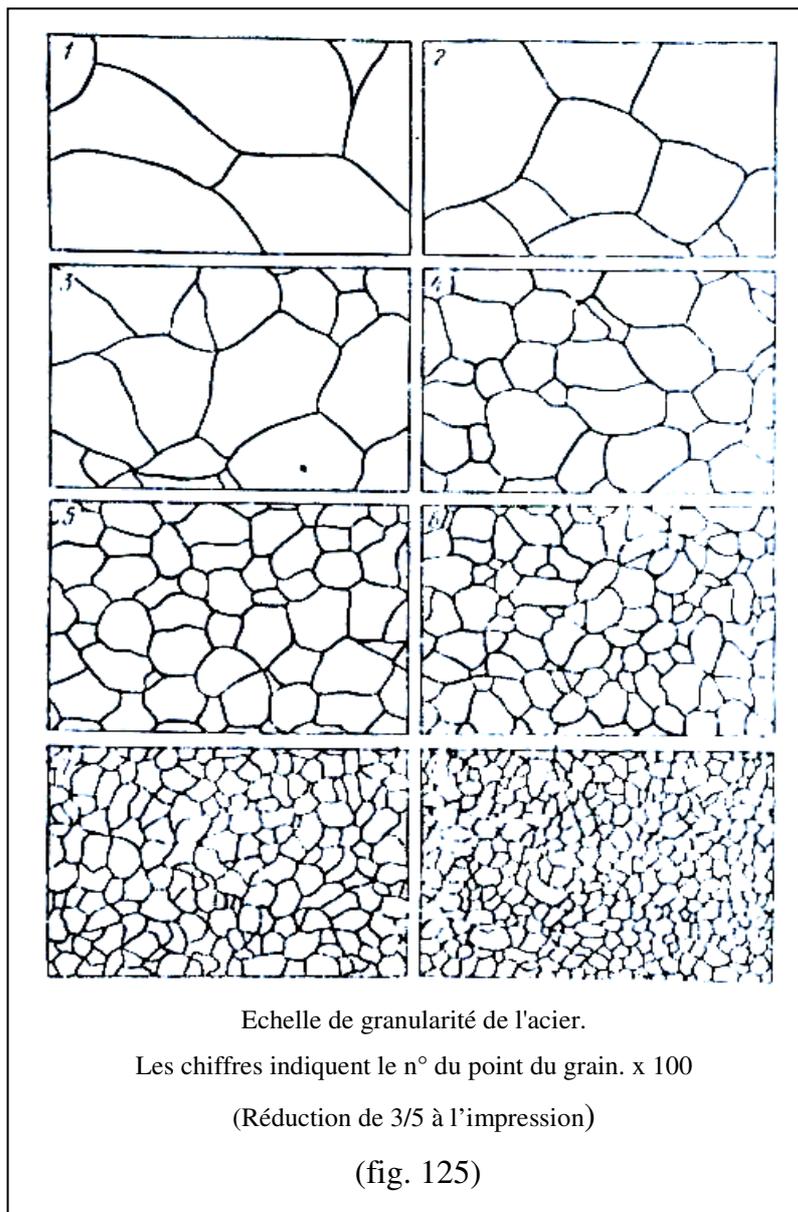
Les éléments d'alliages surtout les éléments carborigènes qui ralentissent la cristallisation, freinent la croissance du grain austénitique, dans ce sens l'action la plus forte est exercée par Ti, V, Zr, Nb, W, Mo qui forment des carbures difficilement solubles dans l'austénite γ .

Le Mn et P contribuent à la croissance de grains austénitiques. Il convient de souligner que les termes aciers à gros grains ou à grains fins par hérédité ne signifient pas que l'acier considéré a toujours de grains gros ou fins. Lorsqu'à une température donnée, un acier à grains fins par hérédité peut même avoir un grain d'austénite plus gros qu'un acier à gros grains par hérédité. Les figures 123 et 124 indiquent comment varie la grosseur du grain d'un acier porté à différentes températures et elles indiquent respectivement le grossissement du grain et l'affinement du grain.



Sur la figure 123, entre AC_1 et AC_3 , les grains se divisent. de grains plus petits et en plus grands nombre se forme le phénomène qui sera au maximum à la température AC_3 . Au dessus de AC_3 , le phénomène inverse se produit, le grain grossit en fonction de la température atteinte et la durée de maintien de cette température.

Au refroidissement, le grain se stabilise, tel qu'il se présente au moment où le métal repasse par la température AC_3 , les dimensions des grains ne varient plus quelque soit la vitesse de refroidissement. Sur la figure 124, il s'agit du chauffage d'un acier avec gros grains au départ, son passage à travers le domaine AC_4 et AC_3 puis le maintien pendant un temps diffusant à la température AC_3 permettra de rétablir un grain fin. Il existe un tableau de granularité des aciers qui permet d'identifier la taille moyenne des grains à l'aide d'un numéro allant de 1 jusqu'à 8 et donc de départager les structures à gros grains et à grains fins (fig. 125).

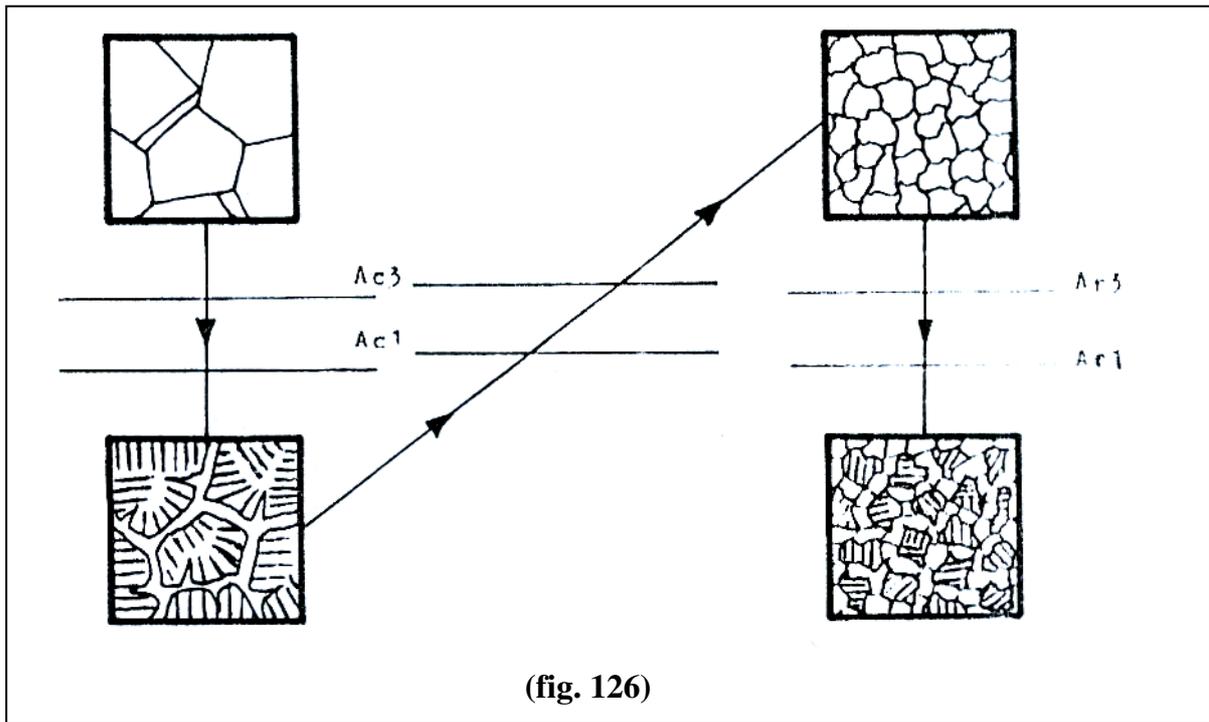


Donc la grosseur du grain d'austénite réel est déterminée par la température de chauffage, la durée de séjour à cette température et l'aptitude de l'acier à la croissance du grain pendant l'échauffement. Un acier est dit "surchauffé" lorsque son échauffement jusqu'à une température nettement supérieure à AC3, ou AC4, reste prolongé, ceci conduit à un grossissement du grain austénite aussi bien à cette température de maintien, qu'après refroidissement à la température ambiante.

La surchauffe peut être corrigée par un traitement thermique d'affinage structural (fig. 126). Il est préférable d'éviter les surchauffes de l'acier en raison d'une éventuelle décarburation superficielle qui se produit.

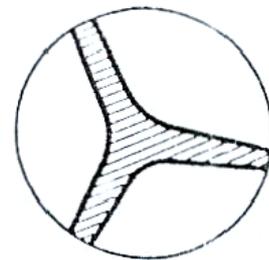
Un acier est dit "brûlé" lorsque la température de chauffage est plus poussée et l'atmosphère est oxydante. La brûlure est un défaut irréparable à cause de la formation des oxydes de fer aux joints de grains.

D'une manière générale l'influence de la grosseur du grain sur les propriétés mécaniques à peu d'importance, sauf sur la résilience qui chute notablement surtout dans le cas d'une dureté élevée et le seuil de fragilité à froid qui s'élève. Plus le grain est gros, plus l'acier est apte aux tapures et aux déformations de trempe.



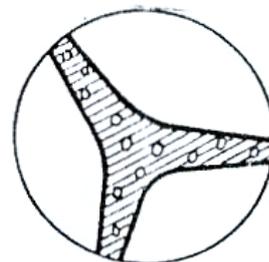
Les différents cas de brûlures sont représentés sur les figures 127, 128 et 129.

1. Fusion partielle : le carbure accumulé entre les grains donne un alliage plus fusible. Peut être corrigé par traitement thermique.



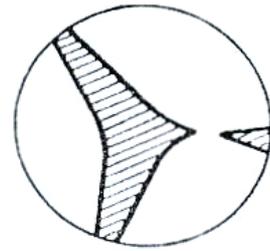
(fig. 127)

2. Dégagement de gaz : formation de bulles. Peut être corrigé par forgeage.



(fig. 128)

3. Pénétration d'air qui oxyde le métal : formation d'étincelles. Pas de remède



(fig. 129)

5.4. Gammes des traitements thermiques de l'acier

Les modes principaux de traitement thermique qui modifient de diverses manières la structure et les propriétés d'un alliage par des opérations de chauffage jusqu'à une certaine température, de maintien à cette température, et suivies d'un refroidissement à une vitesse plus ou moins accélérée sont :

- Le recuit.
- La normalisation.
- La trempe.
- Le revenu et le vieillissement.

Les principaux facteurs qui permettent de distinguer entre les différents types de traitements thermiques sont la température de maintien et la vitesse de refroidissement.

5.4.1. Le recuit

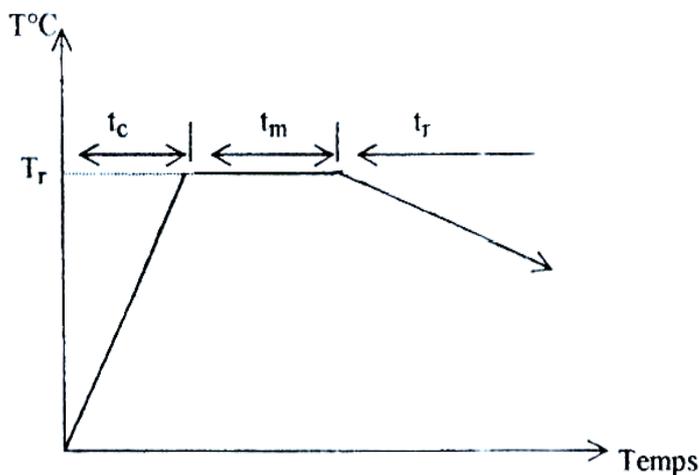
Les aciers possèdent un caractère apte d'acquérir grâce à des traitements thermiques variés, toute une gamme de propriétés très différentes. Les recuits en général amèneront les alliages en équilibre physico-chimique et mécanique. Ils tendent à réaliser l'équilibre structural en faisant disparaître les états hors d'équilibre résultants des traitements thermiques et mécaniques antérieurs.

Le recuit correspond aux valeurs maximales des caractéristiques de ductilité. (résilience et allongement) et aux valeurs minimales des caractéristiques de résistance (dureté, limite élastique, charge à la rupture). Le recuit a pour but de :

- Diminuer la dureté d'un acier trempé.
- Obtenir le maximum d'adoucissement pour faciliter l'usinage ou les traitements mécaniques.
- Régénérer un métal écroui ou surchauffé.
- Homogénéiser les textures hétérogènes.
- Réduire les contraintes internes

Le cycle thermique d'un recuit comprend :

- a. Un chauffage jusqu'à une température dite de recuit qui dépend du type de recuit à réaliser.
- b. Un maintien isotherme à la température de recuit ou des oscillations autour de cette température.
- c. Un refroidissement très lent généralement à l'air calme. La vitesse de refroidissement doit être inférieure à la vitesse critique de recuit, voir (fig.130).



T_r : température de recuit.
 t_c : temps de chauffage.
 t_m : temps de maintien
 t_r temps de refroidissement.

(fig. 130)

5.4.1.1. Recuits du premier genre

Suivant l'état initial de l'acier et la température de recuit. on distingue dans ce type de recuit trois types :

- Recuit d'homogénéisation (recuit de diffusion).
- Recuit de recristallisation.
- Recuit de détente (stabilisation).

Cette forme de recuit présente la particularité que ces processus marchent indépendamment des transformations de phase qui peuvent avoir lieu ou ne pas se produire dans les alliages.

C'est pourquoi le recuit de premier genre peut être effectué aussi bien aux températures supérieures qu'inférieures à celles des transformations de phase. Suivant les conditions thermiques de sa réalisation, ce traitement permet d'éliminer l'hétérogénéité chimique et physique produite par les traitements ultérieurs.

5.4.1.2. Recuit d'homogénéisation (diffusion)

Ce type de recuit s'applique aux aciers bruts de coulée et aux aciers moulés dans le but d'affaiblir ou éliminer la ségrégation dendritique ou inter-cristalline (lors de la solidification de l'acier, les éléments d'alliage ou le carbone sont repartis d'une façon hétérogène à l'échelle du grain austénitique), c'est à dire, il y a une différence de concentration de ces éléments qui se présentent dans la structure. La ségrégation renforce la susceptibilité à l'anisotropie des propriétés et aux défauts tels que cassures, stratifiés et flocons (fissures fins internes observées dans une cassure sous forme de taches ovales blanches). La ségrégation diminue la plasticité et la ductilité d'un acier allié. C'est pourquoi non seulement les lingots, mais aussi les grosses pièces moulées sont assez souvent soumis à l'homogénéisation.

L'élimination ou l'affaiblissement de ce défaut est possible seulement lors du chauffage poussé 1100 à 1200°C, sans toutefois atteindre le domaine de surchauffe du métal qui provoque un grossissement indésirable du grain. Donc ce n'est qu'à ces

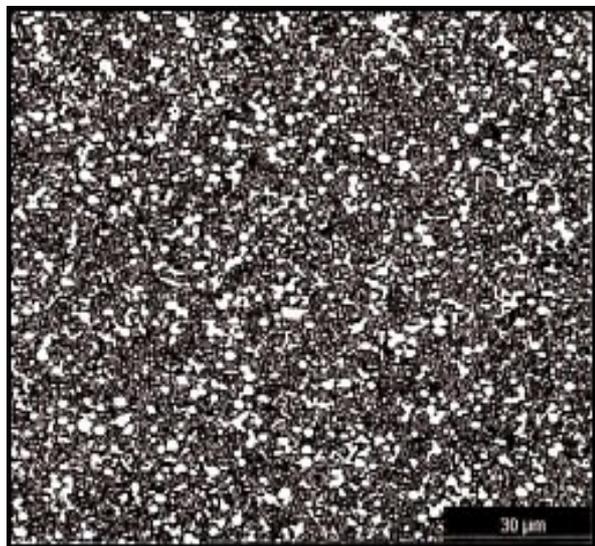
températures que peut être assurée la diffusion la plus complète, nécessaire pour le nivellement de la composition des valeurs d'acier isolés. La diffusion provoque l'échauffement des places des atomes dans la structure, ce qui amène à l'égalisation de la concentration sur tous le volume de l'acier, car plus la température du lingot est élevée, plus la mobilité des atomes est grande, ce qui facilite la diffusion. La durée générale de recuit de diffusion (chauffage), séjour et refroidissement lent) de grosses pièces varie de 50 à 100 heures et plus. Suivant la composition de l'acier, le poids de la charge, le séjour dure de 8 à 20 heures.

Pour réduire la durée du processus et la consommation d'énergie, les lingots sont chargés dans le four juste après la coulée quand ils sont chauds. Les températures atteintes lors du recuit d'homogénéisation provoquent parfois une surchauffe, ce qui rend les grains gros. Pour affiner les grains et améliorer les propriétés, ce type de recuit est le plus souvent suivi d'un recuit complet ou la normalisation.

Les figures 131 et 132 présentent respectivement l'état de structure d'un acier avant l'homogénéisation (répartition non uniforme du carbide) et après homogénéisation (répartition uniforme du carbide).



(fig. 131)



(fig. 132)

La figure 133 représente le cycle thermique d'un recuit d'homogénéisation.

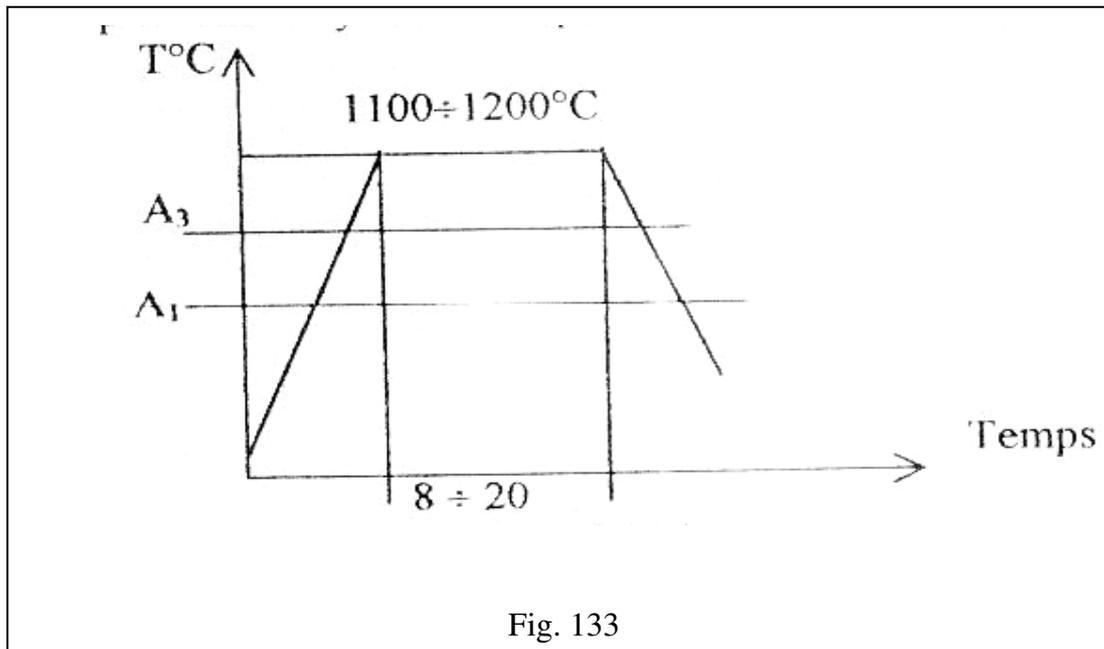


Fig. 133

5.4.1.3. Recuit de recristallisation

Pendant la déformation plastique à froid, le métal subit un écrouissage, c'est à dire, la dureté et la résistance du métal augmentent et sa plasticité diminue (fig. 134). Ce qui rend difficile le travail du matériel par déformation. Dans la structure du métal, à déformation a froid provoque les lignes de glissement, étirage des grains, désintégration des différents types de cristaux fragiles tels que la cémentite lamellaire de la perlite et les impuretés de la scorie.

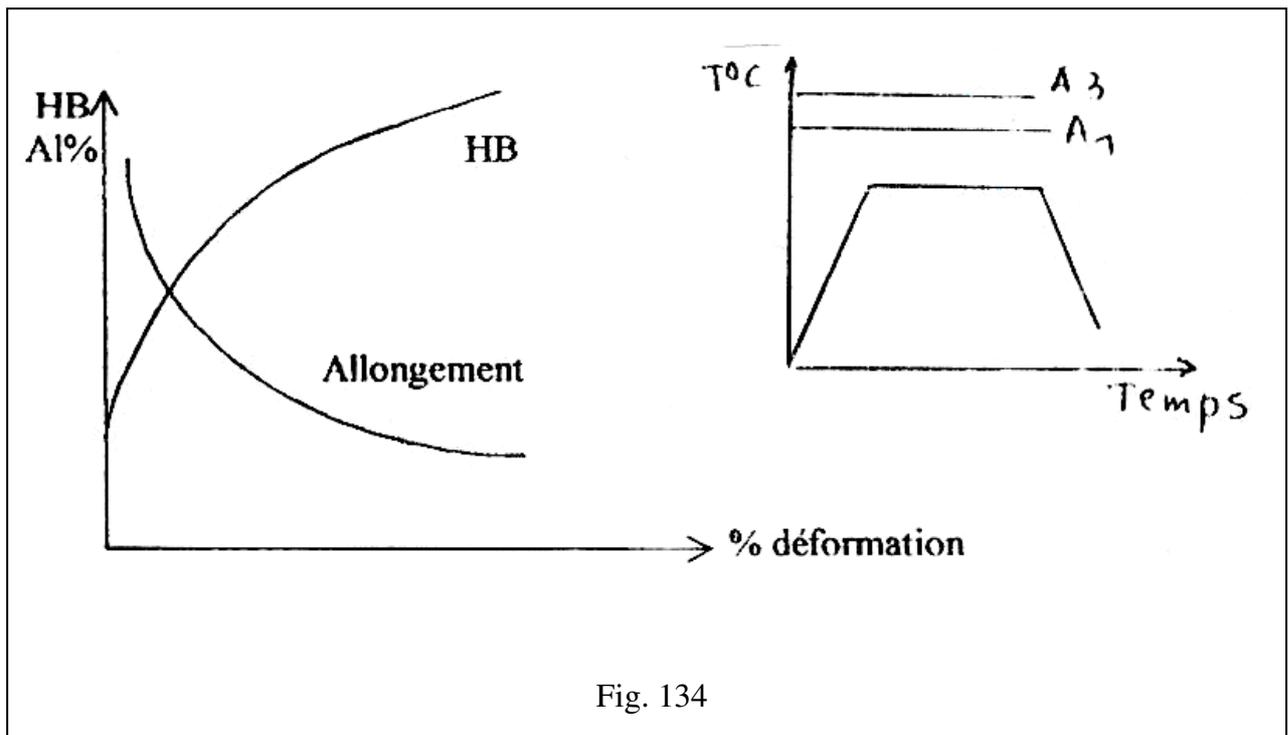


Fig. 134

Par l'intermédiaire du recuit de recristallisation à une température supérieure, à la température de recristallisation, l'état de contrainte est éliminé et l'acier acquiert sa plasticité et ductilité grâce à la formation de nouveaux cristaux. La température de recristallisation n'est pas une constante matérielle, mais elle dépend de plusieurs facteurs. Les facteurs les plus influant sont la teneur en éléments d'alliages et le degré de déformation.

La température de recristallisation diminue avec l'augmentation du degré de déformation et de la teneur en éléments d'alliages. Pour les aciers non alliés, la température de recristallisation est de 450 à 600°C et de 600 à 800°C pour les aciers faiblement et fortement alliés.

Dans les cas des aciers (0,08 à 0,2 %C), les plus utilisés dans le travail à froid, la température de recuit est de 680 à 700°C.

Le recuit de recristallisation d'un acier ayant subi une déformation plastique avec un degré de déformation critique, donne une structure à gros grains. Ce type de structure est très utilisé en électrotechnique pour la fabrication des tôles de dynamos et de transformateurs.

5.4.1.4. Recuit de détente (ou de stabilisation, ou de relaxation) :

Cette forme de recuit est appliquée aux pièces moulées, usinées et soudées dans lesquelles les gammes de fabrication précédentes, dues au refroidissement irrégulier, donne une déformation plastique à froid aux différentes transformations.

Donc cette forme de recuit est destinée à supprimer ou diminuer les contraintes résiduelles qui peuvent se diviser en trois types :

- Contraintes du premier genre :

Elles peuvent se propager dans de grands espaces de la pièce.

- Contraintes du deuxième genre :

Elles peuvent s'étendre sur des dimensions microscopiques.

- Contraintes du troisième genre :

Elles peuvent s'étendre sur les dimensions atomiques

La température de ce recuit est choisie entre 350 à 650°C et s'effectue pendant quelques heures et suivie d'un refroidissement lent. Les contraintes résiduelles sont également supprimées par d'autres formes de recuits.

Par exemple, le recuit de recristallisation avec recristallisation de phase, ainsi que par le revenu, surtout par le revenu à haute température, de l'acier trempé. La figure 135 représente le cycle thermique d'un tel recuit.

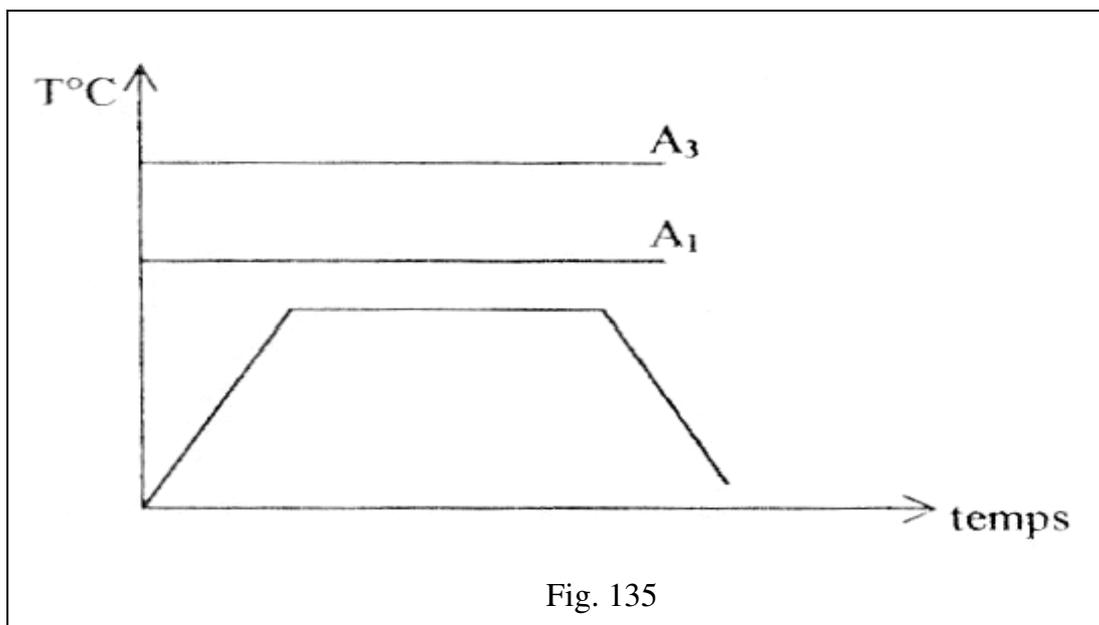


Fig. 135

La figure 136 représente le domaine de température des différents recuits du premier genre.

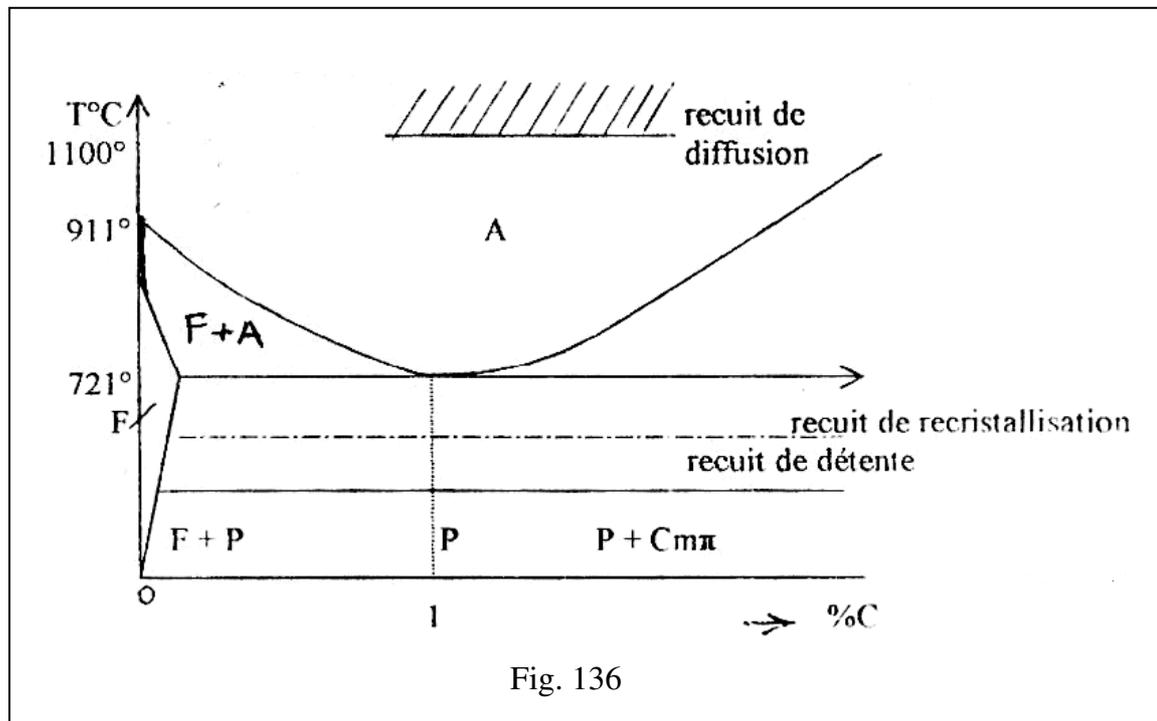


Fig. 136

5.4.1.5. Recuits du deuxième genre

Le cycle thermique de ce recuit est le chauffage de l'acier aux températures supérieures à AC_3 ou AC_1 , le maintien à cette température et le refroidissement lent. Les transformations de phases accompagnant ce recuit permettent d'obtenir pratiquement un état d'équilibre structural.

Par conséquent, le recuit d'un acier au carbone produit les structures données par le diagramme fer-cémentite, pour les aciers hypoeutectoïdes (perlite + ferrite) pour les aciers eutectoïdes (perlite) et pour les aciers hypereutectoïdes (perlite - cémentite II).

Un acier recuit possède une faible dureté et une basse résistance mais sa plasticité est très élevée. La recristallisation de phase due au recuit affine les grains et élimine les structures défavorables.

Dans la plupart des cas industriels, le recuit est un traitement thermique préalable. Il est appliqué aux pièces moulées, forgées, laminées. En diminuant la résistance à la dureté, le recuit améliore l'usinabilité des aciers à haut et à moyen carbone.

En affinant les grains, en supprimant les contraintes internes, et uniformisant l'homogénéité structurale, le recuit contribue à l'amélioration de la plasticité et de la ductilité par rapport aux propriétés produites par le moulage, forgeage et laminage. Dans certains cas, par exemple, celui de nombreuses pièces de fonderie, le recuit est un traitement thermique terminal, du fait que dans ces conditions, les contraintes résiduelles n'existent pratiquement pas et la déformation qu'elles peuvent produire est minimale. Les modalités de cette forme de recuit sont le recuit complet, isotherme et incomplet, celui d'adoucissement etc.

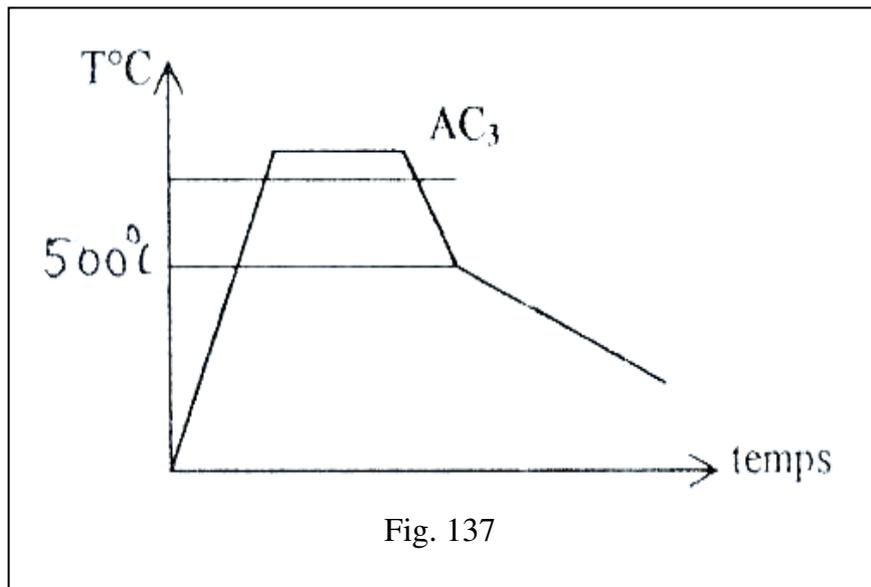
5.4.1.6. Le recuit complet

Il est destiné pour les aciers hypoeutectoïdes, qui sont chauffés jusqu'à une température $AC_3 + (30 \text{ à } 50^\circ\text{C})$ et maintenu à cette température jusqu'au chauffage complet et achèvement des transformations de phases dans le volume du métal et le refroidir lentement. Le refroidissement s'effectue lentement dans le four jusqu'à la température de 500°C ensuite à l'air.

Cette forme de recuit entraîne une recristallisation de phase complète. Le chauffage jusqu'à une température supérieure à $(30 \text{ à } 50^\circ\text{C})$ au point AC_3 déclenche la formation de l'austénite caractérisée par un grain fin qui définit la constitution après refroidissement d'une structure à grain fin permettant d'obtenir une ductilité et une plasticité élevée et assurant après traitement thermique définitif de très bonnes propriétés.

Un chauffage qui dépasse nettement le point AC_3 déclenche la croissance du grain d'austénite et dégrade ainsi la qualité de l'acier. Le séjour peut varier de 0,5 à 1,0 heure par tonne de métal chauffé.

Le recuit complet est généralement appliqué aux pièces ayant subies des traitements mécaniques et thermiques variés aux (fer en barres, pièces forgées, moulage de forme), généralement pour supprimer les contraintes. La figure 137 représente le cycle thermique du recuit complet.



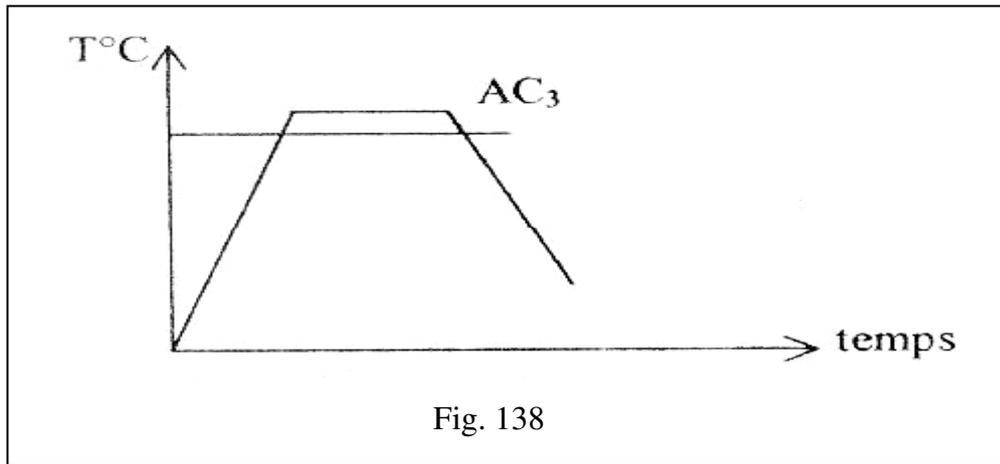
5.4.1.7. Recuit de régénération (affinage structural)

Ce type de recuit est appliqué aux pièces qui ont souvent des structures surchauffées telles que :

- Celles ayant subi un traitement d'homogénéisation par diffusion. Les pièces moulées.
- Les zones voisines des joints de soudures.
- Les pièces forgées à haute température etc.. .

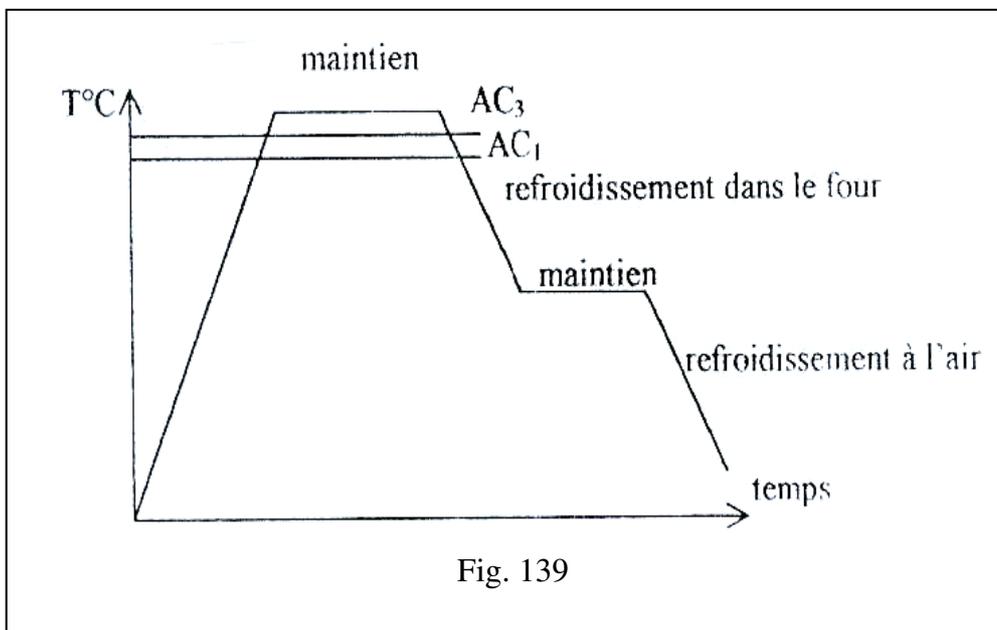
Le recuit de régénération comprend :

- Un chauffage sans maintien prolongé à une température légèrement supérieure à AC_3 de manière à obtenir une austénite à grains fins.
- Un refroidissement à une vitesse convenable conduisant à une structure ferrito-perlitique fine (cas des aciers hypoeutectoïdes). Le cycle thermique d'un tel recuit est représenté sur la figure 138.



5.4.1.8. Recuit isotherme

L'acier est chauffé, de même que pour le recuit complet ($AC_3 + 50^\circ C$) et refroidi relativement vite (en général par le transfert dans un autre four) jusqu'à une température plus basse que A_1 (de 100 à $150^\circ C$) généralement en fonction de l'allure de la courbe de transformation isotherme de l'austénite. A cette température, on effectue un maintien isotherme, nécessaire pour assurer la décomposition complète de l'austénite, suivie d'un refroidissement à l'air (fig. 139).



L'avantage que présente le recuit isotherme consiste dans la diminution de la durée du processus, surtout dans le cas des aciers alliés, qu'il faut refroidir très lentement pour assurer la réduction nécessaire de la dureté. Le recuit est accéléré en choisissant la température du séjour isotherme au voisinage de la température de stabilité minimale de l'austénite surfusionnée dans le domaine perlitique.

Un autre avantage de recuit isotherme est l'obtention d'une structure plus homogène, le séjour isotherme régularisant la température suivant la section de la pièce et la transformation marchant dans le volume tout entier avec le même degré de surfusion.

Le recuit isotherme améliore l'usinabilité, le fini de la surface et diminue les déformations produites par la trempe ultérieure. Ce traitement thermique s'emploie pour les pièces forgées et autres ébauches de petites dimensions. Dans le cas de grosses charges (20 à 30 t et plus), le refroidissement rapide et régulier jusqu'à la température du séjour isotherme est impossible. Dans les divers volumes de la charge, la transformation se produit aux températures différentes, ce qui rend irrégulières la structure et la dureté au sein de la même charge. C'est ce qui fait que dans les cas courants, pour de telles charges, le recuit isotherme ne s'emploie pas.

5.4.1.9. Recuit incomplet (ou coalescence, ou globulisation, ou sphéroïdisation)

Il se distingue du recuit complet par le fait que l'acier est porté à une température plus basse, un peu supérieure à AC_1 (650 à 680°C) suivi d'un refroidissement lent d'environ 10°C/h.

Ce traitement est utilisé pour améliorer l'aptitude à la déformation à froid de l'acier (filage par exemple) et où on cherche en général à obtenir une structure globalisée de la cémentite. Il a pour but aussi d'améliorer l'usinabilité des aciers en rendant possible l'application de grandes vitesses de coupe et en assurant un très bon état de surface.

Pour les aciers hypoeutectoïdes, le recuit incomplet améliore l'usinabilité en réduisant la dureté et la susceptibilité à la déformation à froid. Pour les aciers hypereutectoïdes le recuit incomplet remplace généralement le recuit complet, qui assure et contribue à la transformation de la perlite lamellaire en perlite globulaire.

Pour réaliser la sphéroïdisation, le refroidissement doit être lent. Il doit assurer (jusqu'à 620 à 680°C) la décomposition de l'austénite et la formation d'une structure ferrite-carbure ainsi que la sphéroïdisation et la coalescence des carbures ainsi formés. Le maintien à une température constante nécessaire pour la décomposition de l'austénite surfusionnée et la coalescence des carbures est de 1 à 3 h, en fonction de la masse du métal à recuire. Les valeurs de la dureté et de la charge de rupture d'un acier à perlite globulaire sont plus faibles, alors que celles de l'allongement et de la striction sont plus élevées. La dureté d'un acier eutectoïde à perlite lamellaire est HB 228 et celle d'une perlite globulaire HB 163, la charge de rupture est respectivement 82 et 63 Kgt/mm² et l'allongement 15 à 20 %. Donc comme il a été déjà mentionné, le recuit à perlite globulaire améliore l'usinabilité des aciers eutectoides et hypereutectoides, c'est à dire, rend possible l'application de grandes vitesses de coupe tout en assurant un très bon fini. La figure 140 montre le processus schématique de globulisation de la cémentite à partir d'une perlite lamellaire.

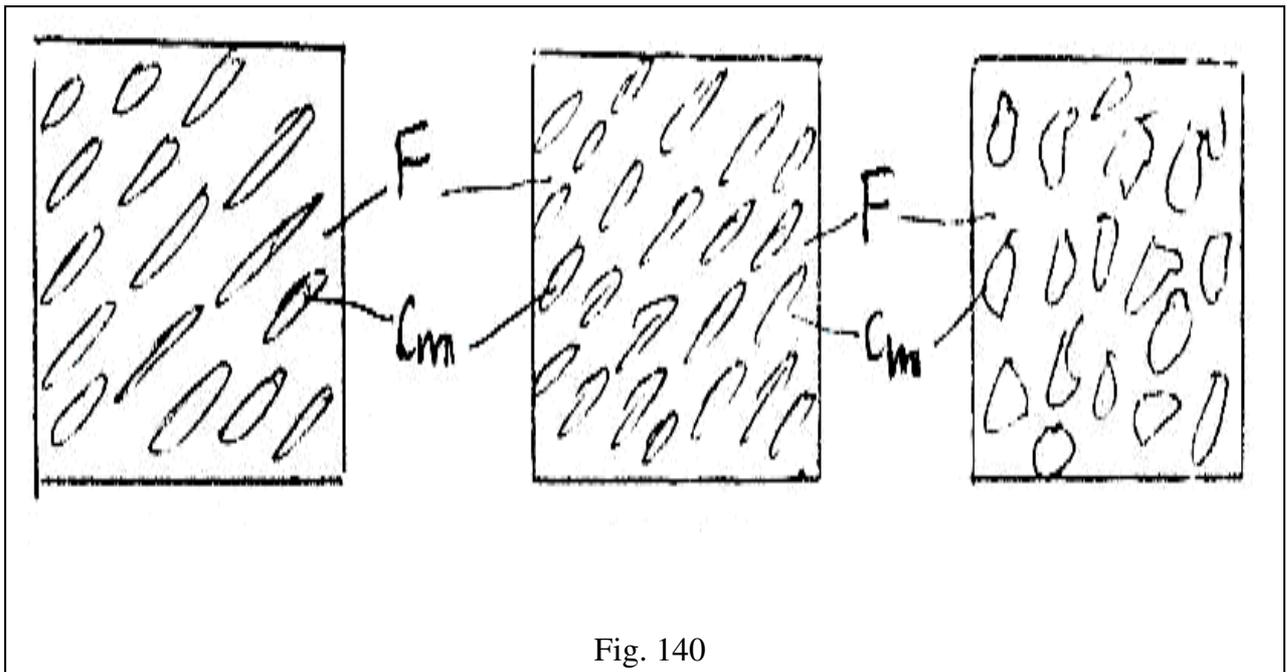
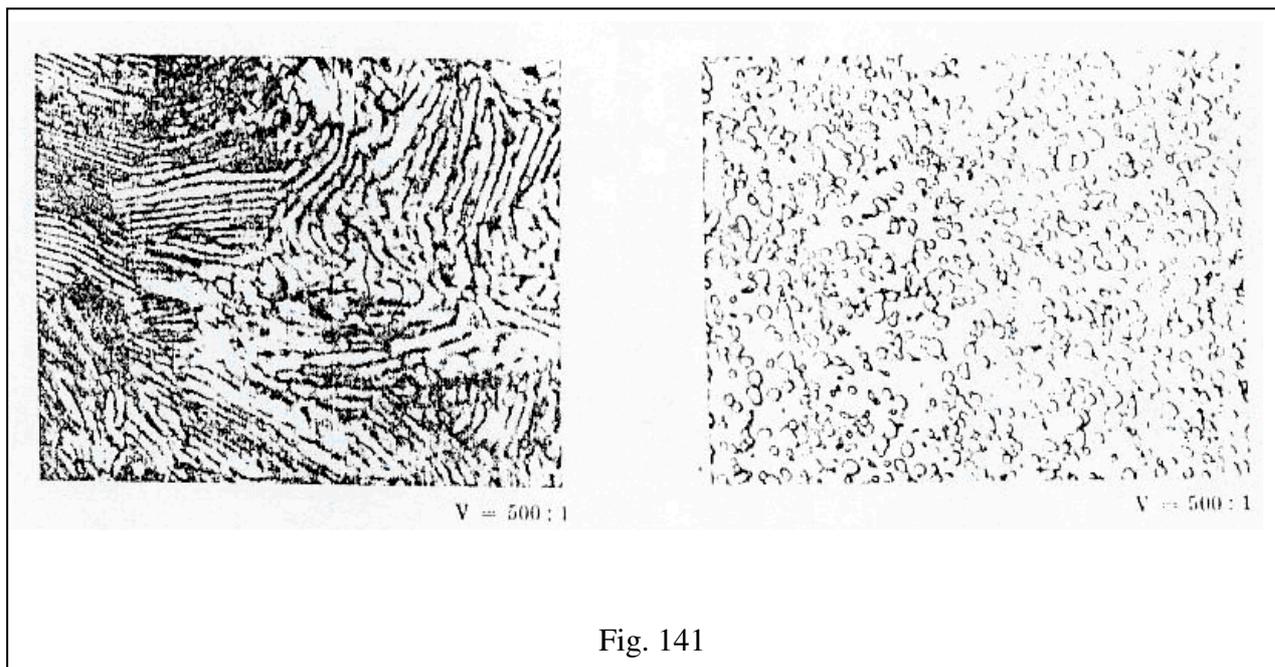
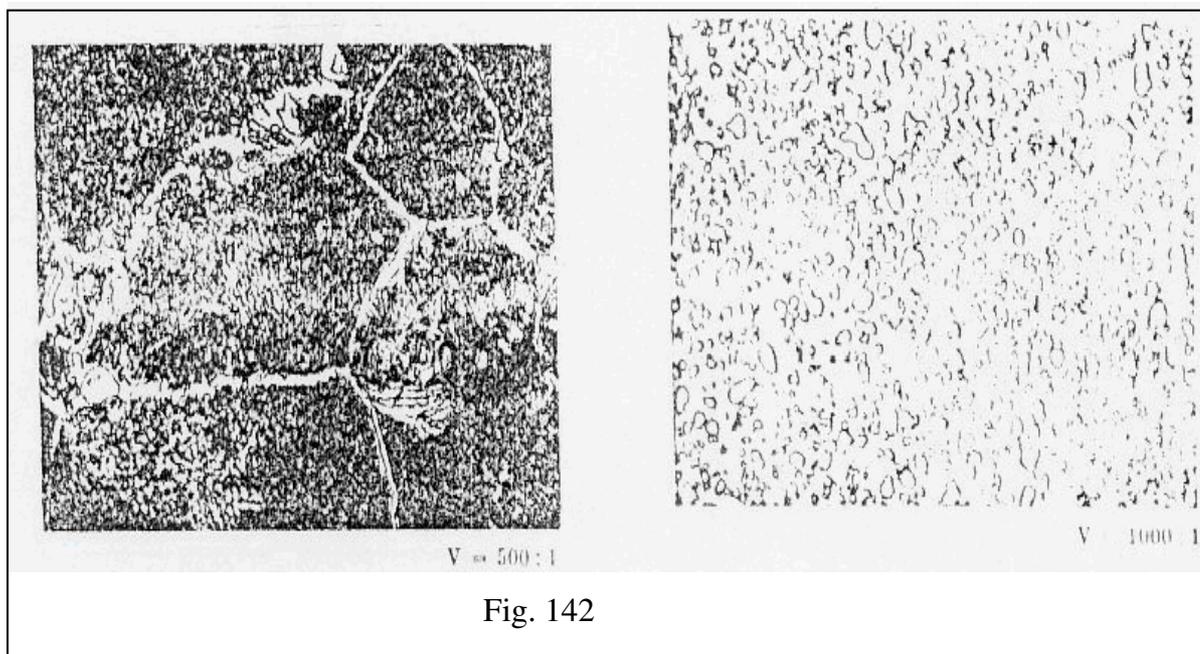


Fig. 140

Les figures 141 montrent respectivement un acier avec 0,9 % C normalisé présentant une structure de perlite lamellaire et le même acier après recuit à 700°C pour un maintien de 10 heures présentant une structure à perlite globulaire.



De même, les figures 142 présentent respectivement un acier avec 1,2 % C avec une structure de perlite et de cémentite dans les joints de grains et le même acier après recuit présentant une structure à cémentite globulaire de grosseur non uniforme.



5.4.1.10. Recuit d'adoucissement

Ce type de recuit consiste au chauffage de longue durée de l'acier aux températures près de AC_1 (650 -680°C) suivi d'un refroidissement lent d'environ 10°C/h. pour les aciers à carbone, la température de chauffage étant de 650 à 750°C (fig. 143).

Pour le domaine de phase $\gamma + Fe_3C$, si on refroidit lentement à partir de la température un peu plus supérieure à AC_1 , au point AR_1 , se cristallise le carbide précipité directement en grains globulaires, ce qui détourne la formation de la perlite lamellaire. Le but du recuit d'adoucissement est de donner à l'acier une structure convenable à la trempe et de la transférer à un état usinable et ductile. Après le forgeage et la normalisation la structure des aciers à carbone est perlitique.

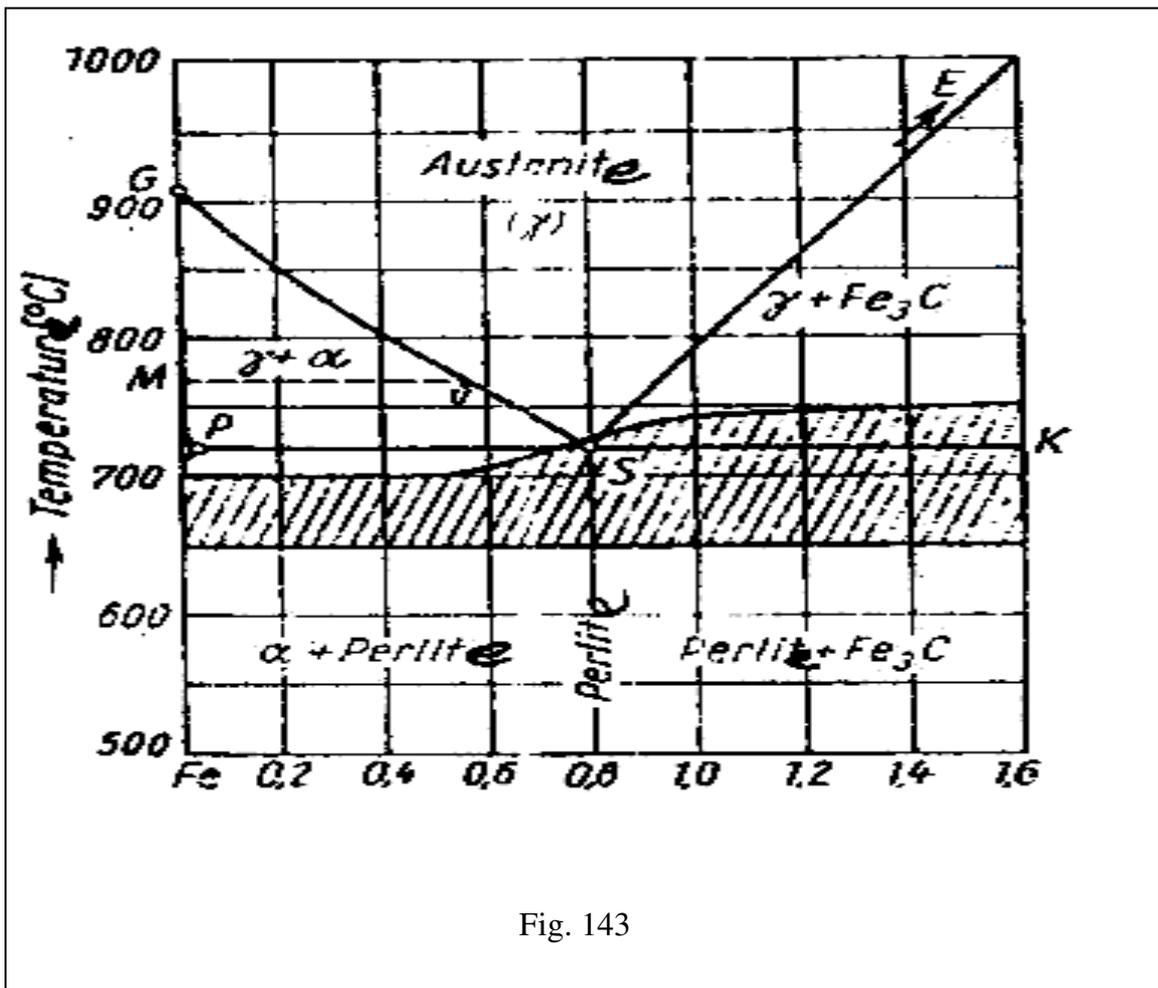


Fig. 143

Les aciers à perlite lamellaire possèdent de mauvaises caractéristiques d'usinabilité car lors de la déformation plastique à froid les lamelles de cémentite se brisent, ce qui donne à l'acier des fissures. Par l'intermédiaire d'un long séjour à des températures au dessous de AC_1 , les lamelles de cémentite se transforment en cémentite globulaire

5.4.2. La normalisation

C'est un traitement thermique qui consiste à :

- Un chauffage de l'acier hypoeutectoïde à $(AC_3 + 50^\circ C)$.
- Un chauffage de l'acier hypereutectoïde à $(A_{cm} + 50^\circ C)$.

C'est à dire un chauffage jusqu'au domaine austénitique :

- Un maintien (assez court) à cette température jusqu'à son échauffement complet.
- Un refroidissement à l'air libre.

La normalisation provoque la recristallisation aussi de l'acier et affine donc la structure à gros grains obtenue par coulée ou laminage (forgeage estampage). Ce traitement s'emploie largement en remplacement de la trempe et du revenu pour améliorer les propriétés des pièces moulées en acier.

Un refroidissement accéléré à l'air conduit à la décomposition de l'austénite aux températures plus basses et augmente ainsi la dispersion de la structure ferrite-cémentite ainsi que la quantité de la perlite ou plus précisément, de quasi eutectoïde du type sorbite ou troostite. Ceci augmente de 10 à 15 % la résistance et la dureté de l'acier normalisé à haut et moyen carbone par rapport à l'acier recuit. Le but de la normalisation varie en fonction de la composition de l'acier.

Pour les aciers à bas carbone, la normalisation étant une opération bien plus simple, elle s'emploie au lieu du recuit en augmentant quelque peu la dureté. La normalisation assure en coupe un meilleur état de surface.

Pour un acier à teneur moyenne en carbone, la normalisation remplace la trempe et le revenu à haute température. Les propriétés mécaniques obtenues sont plus faibles, mais

l'opération produit une déformation bien moindre que celle due à la trempe et la probabilité d'apparition des formes n'existe pratiquement pas.

Dans le cas d'un acier à haut carbone (hypereutectoïde), la normalisation est appliquée pour éliminer le réseau de cémentite qui peut apparaître lors d'un refroidissement lent dans l'intervalle de température entre A_{Cm} , et A_1 . La normalisation suivie de recuit d'adoucissement (600 à 650°C) est appliquée souvent au lieu du recuit complet pour corriger la structure des aciers alliés, la productivité de ces deux opérations étant plus élevée que celle du recuit tout seul. Donc la normalisation est destinée non seulement à la régénération d'un acier surchauffé (affinage du grain, homogénéisation de la structure), mais aussi à :

- Supprimer les effets de la trempe.
- Supprimer l'érouissage et les tensions internes.

La figure 144 représente le domaine de température de la normalisation.

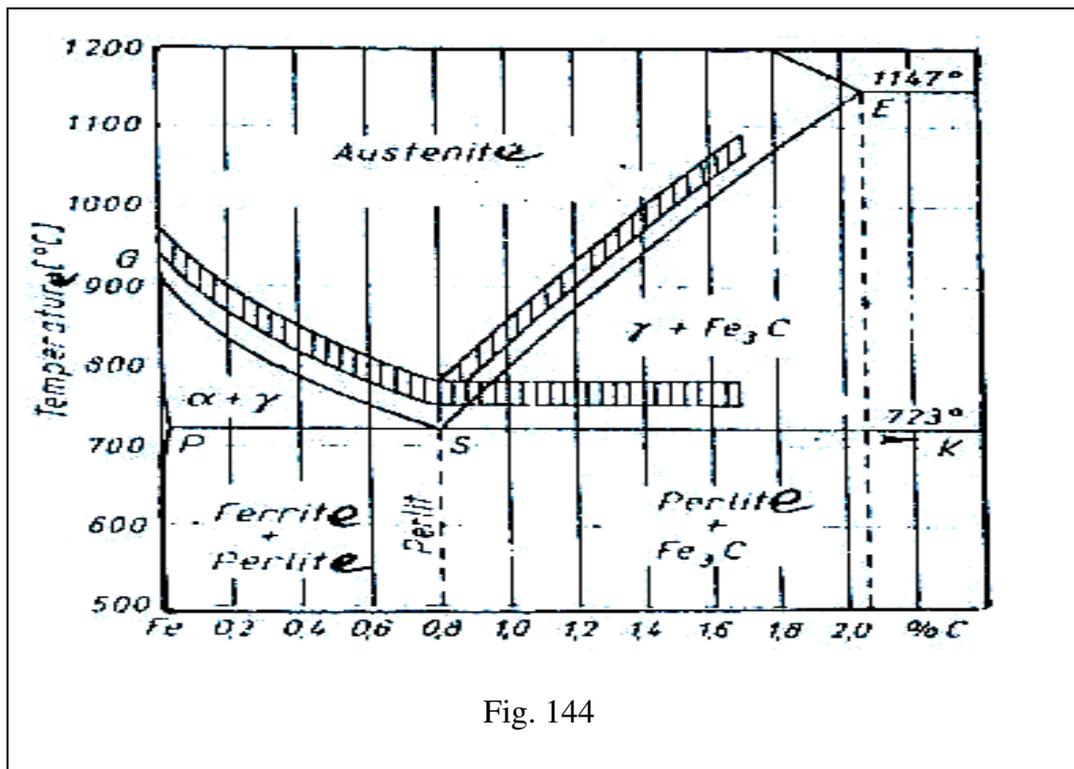


Fig. 144

La température de normalisation est toujours supérieure à celle de la trempe qui la précède et le refroidissement doit être lent (à l'abri de l'air). Après la normalisation les aciers trempés retrouvent les caractéristiques qu'ils avaient avant la trempe.

5.4.3. La trempe

La trempe consiste à un chauffage de l'acier à une température de 30 à 50°C au dessus de la ligne GOSK supérieure à celle de AC_3 , pour les aciers hypoeutectoïdes et supérieure à AC_1 , pour les aciers hypereutectoïdes. A cette température l'acier est maintenu jusqu'à l'achèvement du chauffage complet c'est à dire jusqu'à la transformation des phases, ensuite l'acier subit un refroidissement rapide avec une vitesse supérieure à la vitesse critique de la trempe (pour les aciers au carbone le plus souvent dans l'eau et pour les aciers alliés dans l'huile ou dans un bain de trempe d'autre nature). Le but du refroidissement rapide est d'obtenir une structure martensitique, donc éviter une transformation perlitique. La transformation de l'austénite doit commencer et se termine dans le domaine de la martensite. Donc la trempe permet de donner un maximum de dureté à l'acier $HV = 700$ à 800 Kp/mm^2 ou $HRC = 60$ à 65 , ce qui donne une structure convenable pour le traitement de revenu. La trempe n'est pas un traitement thermique définitif, le plus souvent elle est suivie d'un revenu destiné à diminuer la fragilité et les contraintes internes afin de donner à l'acier les propriétés mécaniques appropriées.

5.4.3.1. Choix de la température d'austénisation

Les aciers hypoeutectoïdes doivent être chauffés de 30 à 50°C au dessus de AC_3 .

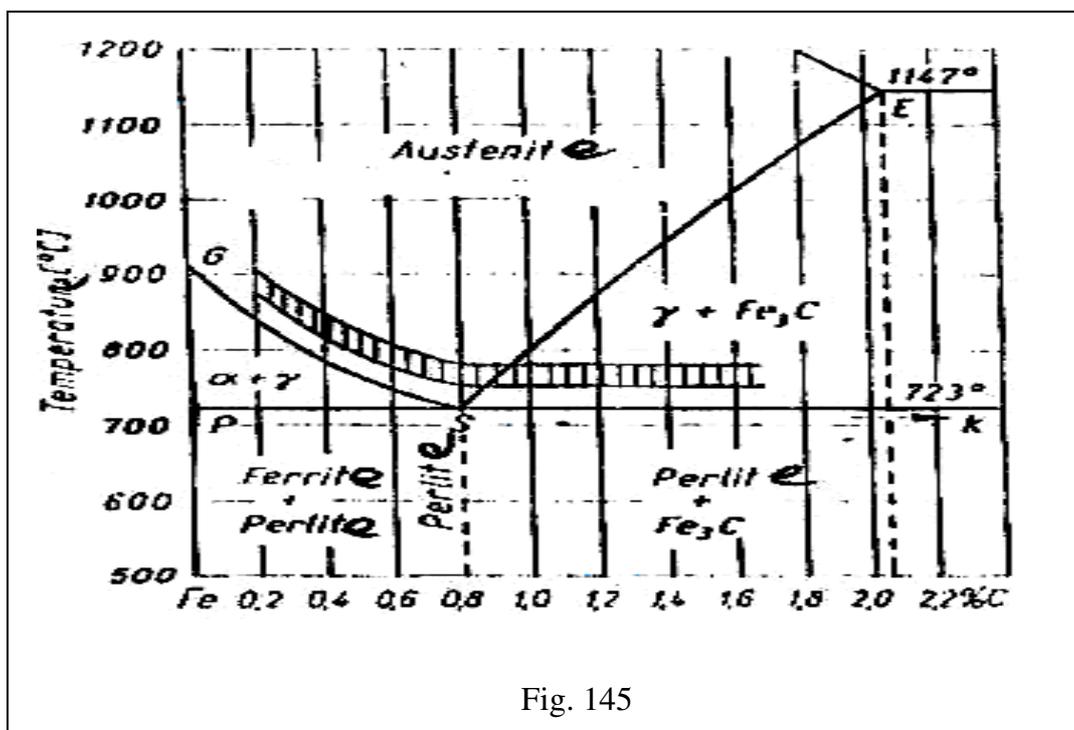
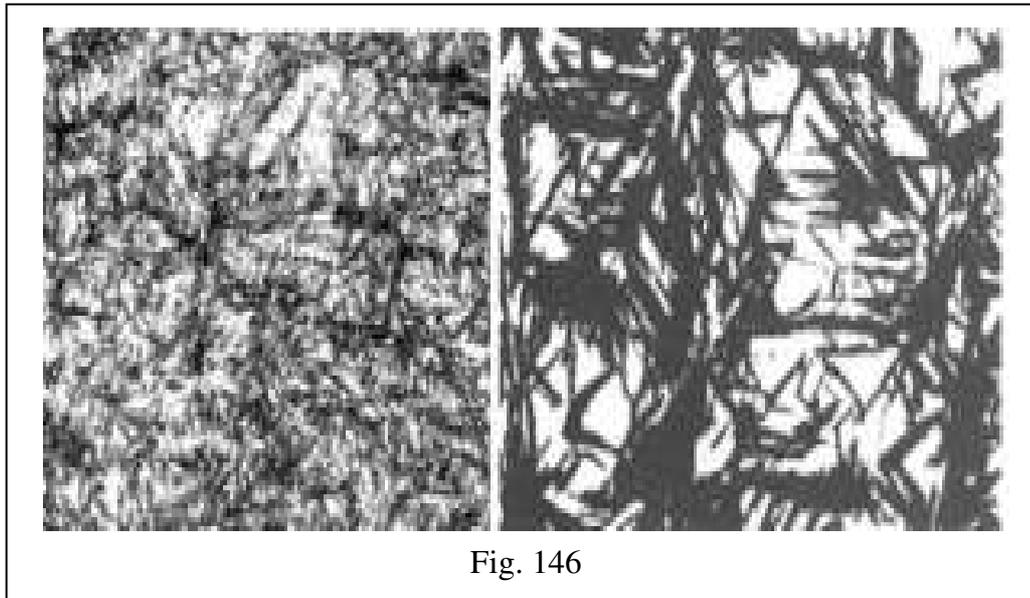


Fig. 145

Un acier à structure initiale (perlite + ferrite) acquiert, au bout d'un maintien dont la durée dépend de la nuance de l'acier et de ses dimensions une structure austénitique qui se transforme en martensite lorsqu'on refroidit à une vitesse plus grande que la vitesse critique de la trempe. Un acier hypoeutectoïde chauffé dans l'intervalle AC_1 à AC_3 , garde après la trempe, en plus de la martensite, des plages de ferrite. La présence de ferrite diminue la dureté de l'acier après trempe et ses propriétés mécaniques après revenu. Aussi ce mode de trempe incomplète ne s'emploie pas généralement pour les aciers hypoeutectoïdes..

Les aciers hypereutectoïdes sont portés à $AC_1 + (50 \text{ à } 70^\circ\text{C})$, c'est la température à laquelle apparaît l'austénite, bien qu'une certaine quantité de cémentite secondaire reste encore. Il en résulte qu'après la trempe, la matrice martensitique compte des particules de cémentite non dissoutes lors du chauffage. Cette structure assure une dureté et une tenue à l'usure plus élevées. Pour de nouveaux aciers, la température d'austénitisation avant la trempe dépasse les limites mentionnées ci-dessus à cause de la faible dissolution des carbures contenant des éléments d'alliage. Dans ces cas, l'augmentation de la température d'austénitisation n'entraîne pas un grossissement perceptible du grain d'austénite car les carbures non dissous ralentissent la croissance du grain austénitique.

L'augmentation de la température de chauffe pour trempe (ou augmentation de séjour à cette température) entraîne la dissolution des carbures, le grossissement du grain et l'homogénéisation de l'austénite. L'austénite surfusionnée se trouve aussi stabilisée surtout dans l'intervalle de température de la transformation perlitique, la vitesse critique de trempe diminue et la pénétration de trempe de l'acier s'améliore. La martensite obtenue à partir de ces conditions de trempe à la forme d'aiguilles fines et relativement ductile. La figure 33, ci-dessous, représente la structure de martensite d'un acier à 0,86 % C chauffé à 760°C et refroidi dans l'eau, la martensite à structure à aiguilles fines est difficile à reconnaître. Ce même acier est chauffé à des températures encore supérieures 1000°C (surchauffé), on aura un développement rapide des cristaux d'austénite, ce qui donne après refroidissement une martensite à structure d'aiguilles mais plus épaisses (fig. 146).



Ce type de martensite est sensiblement fragile que le premier type à aiguilles fines et il est préférable d'éviter la structure à aiguilles épaisses durant le traitement thermique.

La surchauffe durant la trempe produit une grande quantité du reste d'austénite et avec l'augmentation de la température la quantité d'austénite augmente effectivement, ce qui provoque une diminution de la dureté de l'acier (surtrempé).

Sur le tableau ci-dessous on peut remarquer que la dureté HV d'un acier à 0,86 % C est croissante avec l'augmentation de la température, mais à partir des températures de surchauffe, d'environ 950°C, HV diminue.

Température de trempe en °C	750	800	850	900	950	1000	1100	1200
HV	740	790	810	800	750	650	425	320

Les aciers trempés avec une grande quantité de reste d'austénite produisent des changements de dimensions et doivent subir avant le travail de finition, un refroidissement profond ($T = - 60^{\circ}\text{C}$) afin de transformer le reste de l'austénite en martensite.

5.4.3.2. Choix du temps de maintien (durée de chauffage)

Le maintien, à la température nécessaire de trempe doit assurer le chauffage de la pièce jusqu'au cœur et l'achèvement des transformations de phases, sans être trop long pour ne pas provoquer le grossissement du grain et la décarburation des couches superficielles de l'air.

La durée totale de chauffage ($t_{tot} = t_{ec} + t_{si}$) dépend donc de :

- t_{ec} : durée d'échauffement à cœur jusqu'à la température demandée. Elle dépend de la forme des pièces et des dimensions, de la nuance de l'acier, du type de four etc.
- t_{si} : durée de séjour isotherme qui dépend de la composition et de l'état initial de l'acier.

Dans la pratique pour déterminer t_{tot} , on se réfère aux données expérimentales.

Moyen de chauffage	Durée en [s/mm] d'épaisseur de pièce		
	ronde	carrée	Rectangulaire
Four électrique	40 – 50	50 – 60	60 – 75
Four à flamme	35 – 40	45 – 50	55 – 60
Bain de sel	12 – 15	15 – 18	18 – 22
Bain de plomb	6 – 8	8 – 10	10 – 12

La durée approchée du chauffage peut atteindre jusqu'à 800 ou 850°C dans des fours de différents types prévus pour la trempe des pièces (durée d'austénitisation).

5.4.3.3. Choix de la vitesse de refroidissement pour la trempe

Pour estimer la vitesse de refroidissement, on utilise la relation entre la température et le temps : $T = f(\log t)$ représenté graphiquement. L'échelle logarithmique permet un étalement convenable des courbes de refroidissement rapide. La vitesse critique de trempe martensitique est soit :

- mesurée à 700°C (V_r^{700}),
- exprimée dans un gradient de température généralement compris entre 700 et 300°C (\overline{V}_{700}^{300})

Le refroidissement doit se réaliser à une vitesse supérieure à la vitesse critique de trempe. Celle-ci étant la vitesse limite qui assure la transformation totale de l'austénite en martensite.

La figure 147 représente les courbes TTT de la transformation de l'austénite, surfusionnée avec indication de la vitesse critique de trempe V_c qui effleure le domaine de transformation austénite \rightarrow perlite. Chaque vitesse de trempe $V_t \geq V_c$, assure donc la transformation austénite \rightarrow martensite, c'est à dire qu'elle assure la trempe martensitique.

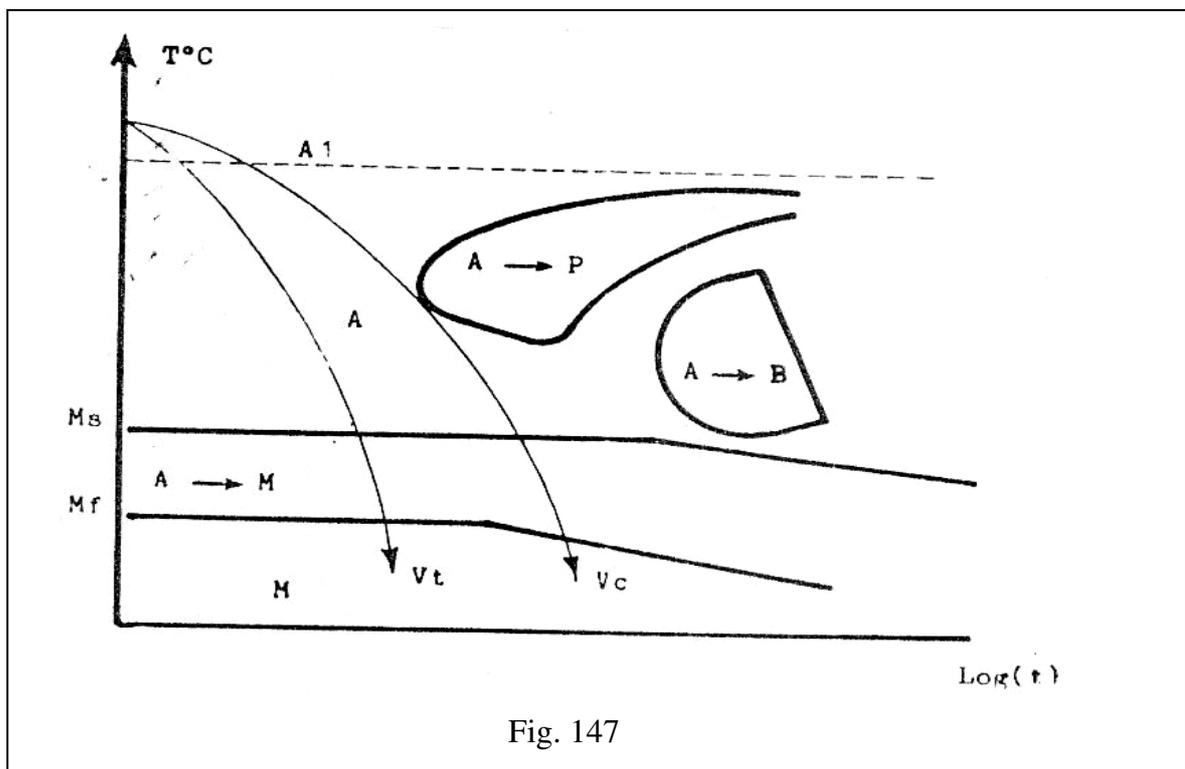


Fig. 147

5.4.3.4. Choix du milieu de trempe

Le milieu de trempe doit assurer le refroidissement dans toute la section des pièces, et l'obtention d'une structure martensitique sans produire de défauts tels que : tapures, déformations, gauchissement, contraintes résiduelles etc.

Le meilleur refroidissement est celui qui se fait à grande vitesse dans l'intervalle de température A_1 - M_s . Ceci permet d'étouffer la décomposition de l'austénite surfusionnée dans le domaine des transformations : perlitique et intermédiaire. Ce refroidissement est ralenti vers les basses températures dans le domaine de la transformation martensitique

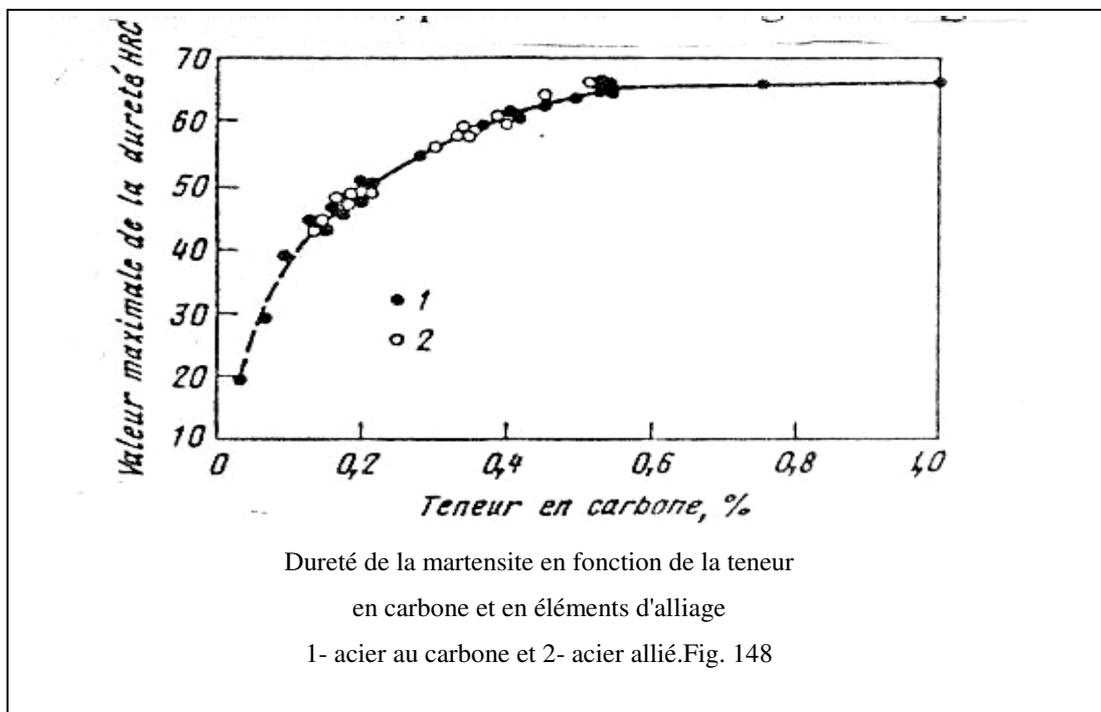
Ms–Mf.. Une grande vitesse de refroidissement dans l'intervalle martensitique est indésirable car elle accroît les contraintes résiduelles et produit des tapures. Généralement, on utilise pour les bains de trempe, des liquides qui peuvent bouillir tels que l'eau, les solutions aqueuses de sels et d'alcalins, les huiles. La trempe par ces agents passe par une étape de refroidissement pelliculaire (ou caléfaction) où une gaine de vapeur protège les pièces et empêche le refroidissement. Une fois que l'agent refroidissant se met en ébullition, la gaine se rompt et l'évacuation de la chaleur s'accélère.

Pour les aciers au carbone, on utilise le plus souvent de l'eau comme milieu de trempe, alors que pour les aciers alliés, on utilise soit de l'huile, soit un bain de sel.

5.4.3.5. Trempabilité et pénétration

La trempabilité d'un acier est son aptitude à accroître sa dureté sous l'effet de la trempe. Elle est liée directement à la pénétration de trempe. Celle-ci désigne l'aptitude de l'acier à recevoir une couche trempée plus ou moins profonde. Comme limite de la couche trempée, on prend la profondeur dont la structure comprend 50% de martensite et 50 % de bainite.

La trempabilité est définie essentiellement par la teneur de l'acier en carbone. Plus cette teneur, dans la martensite est élevée, plus sa dureté est grande (fig. 148).



Les éléments d'alliages influent peu sur la trempabilité. Sous le terme de pénétration de trempe, on comprend l'aptitude de l'acier à recevoir une couche trempée à structure martensitique ou troostite-martensite et une dureté élevée d'une profondeur plus ou moins grande. La pénétration de trempe est déterminée par la vitesse critique de refroidissement.

On constate, d'après la figure 149, que la vitesse réelle de refroidissement au cœur de la pièce (V_c''') est supérieure à la vitesse critique de trempe (V_c), l'acier reçoit une structure martensitique sur toute la section et la pénétration de trempe est totale. C'est le cas des aciers fortement alliés. Si, par contre, la vitesse réelle à cœur est inférieure à V_c (par exemple V_c' et V_c''), la trempe ne pénètre pas jusqu'au cœur de la pièce et la pénétration est incomplète. Dans ce cas, la couche extérieure est martensitique, alors que le cœur acquiert une structure F + Cm sous forme de bainite, de troostite ou de perlite.

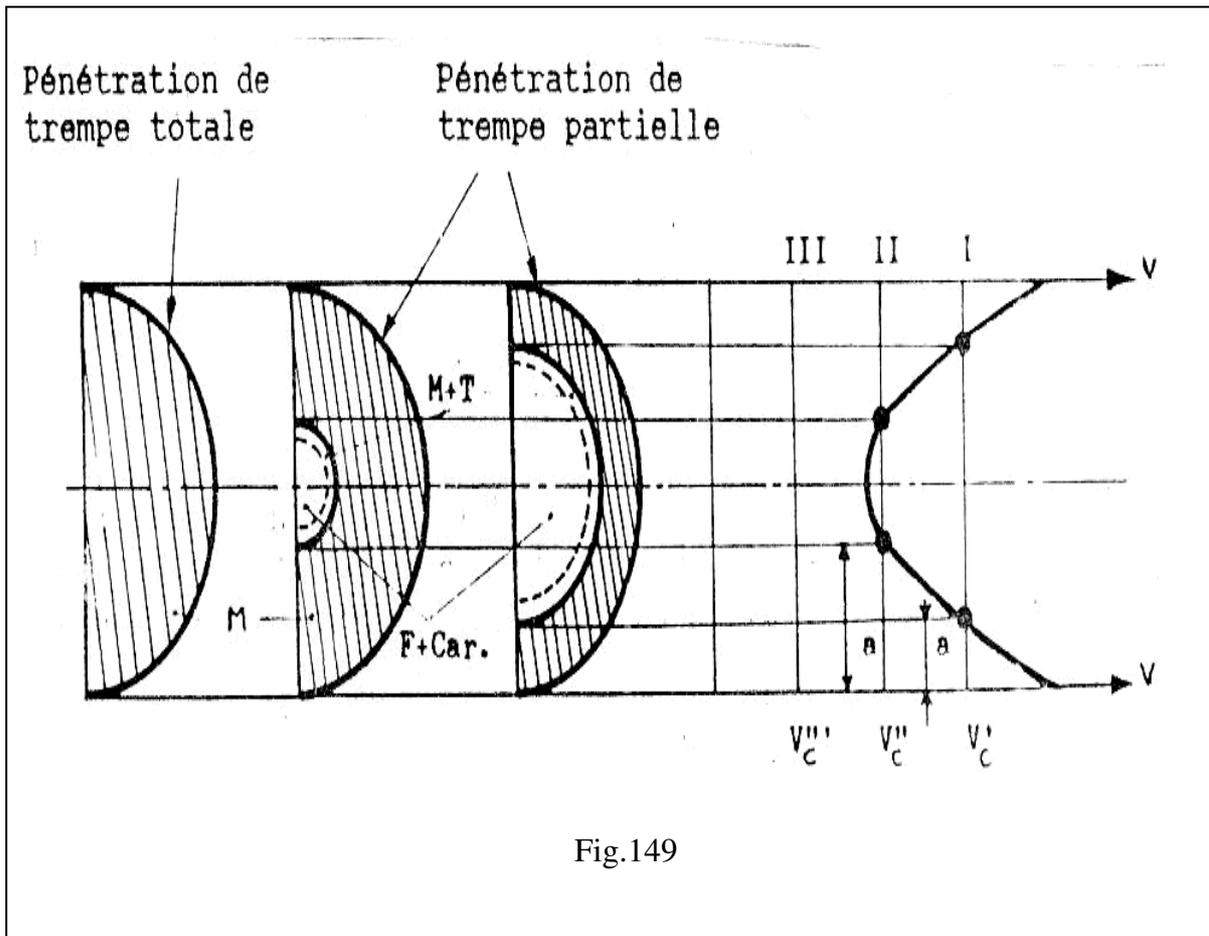


Fig.149

La pénétration de trempe est d'autant plus élevée que V_c est plus faible. C'est à dire que la stabilité de l'austénite surfusionnée est plus élevée. C'est pourquoi tous les facteurs qui diminuent V_c , améliorent la pénétration de trempe. Parmi les facteurs qui influencent sur V_c , un des plus importants est la composition chimique de l'acier : plusieurs éléments d'alliages, augmentent nettement la pénétration de trempe (ou la trempabilité), par exemple Cr, Ni,...

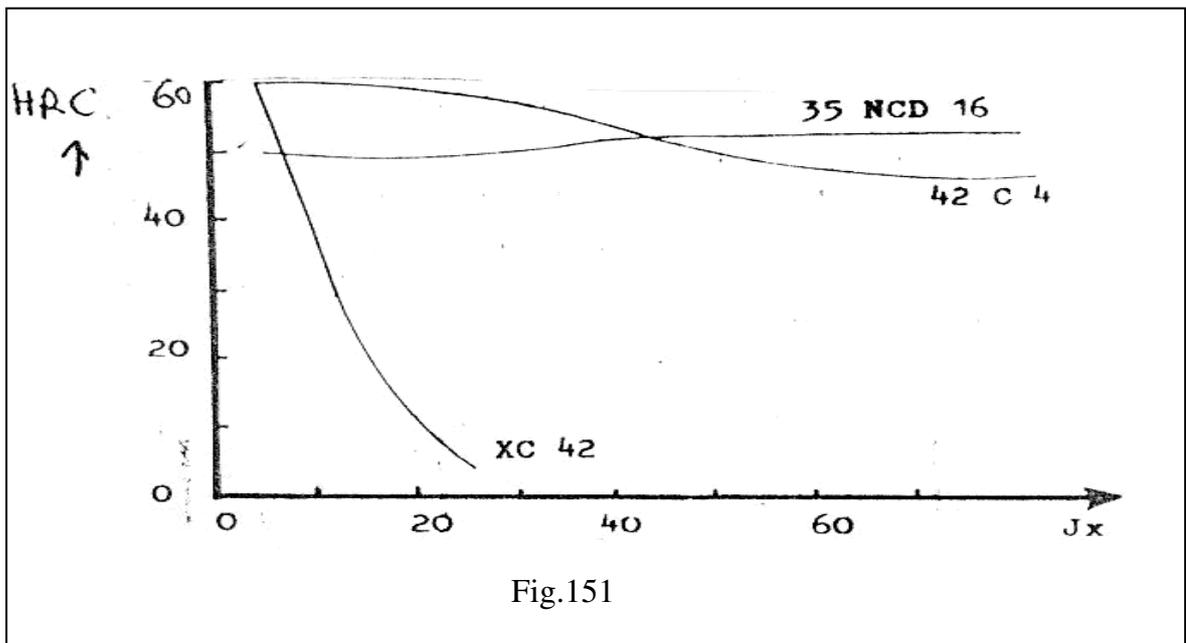
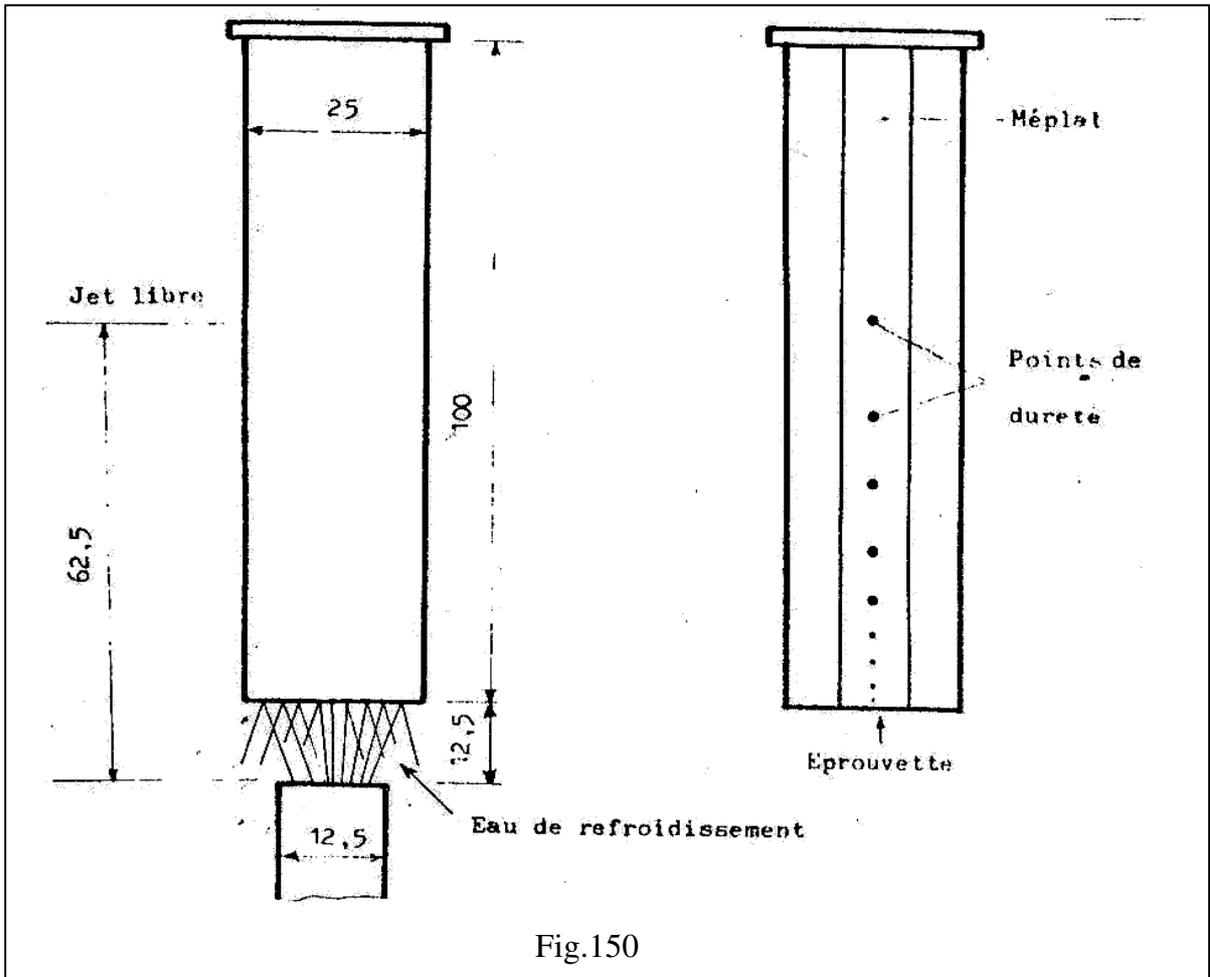
5.4.3.6. Essai Jominy

Il a pour but d'obtenir, en une seule opération sur une éprouvette normalisée (voir figure 150), des indications globales sur la trempabilité d'un acier, sous forme d'une courbe appelée courbe Jominy.

Cet essai est réalisé en trois étapes.

- L'austénitisation d'une éprouvette normalisée prélevée dans l'acier à tester.
- Le refroidissement en bout par un jet d'eau dans des conditions imposées.
- La mesure de dureté sur un méplat (fig. 230.b) le long d'une génératrice et dont l'usinage ne doit pas provoquer un échauffement excessif. 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 J1,5 - J3 - J5 - ... Jx ...

Les résultats sont représentés graphiquement par la courbe Jominy : $HRC = f(Jx)$. La connaissance de ces courbes pour différentes nuances permet de faire une comparaison rapide de leurs trempabilités relatives, voir figure 150.



5.4.3.7. Modalités de la trempe

Le procédé le plus usité est celui de la trempe dans un milieu refroidissant unique ou trempe continue. Mais on utilise également d'autres modes de trempes dans les cas où la forme des pièces est complexes où il faut diminuer les déformations.

a. Trempe à deux bains :

On refroidit d'abord à l'eau jusqu'à 300 ou 400°C (un peu au dessus de Ms), ensuite rapidement on place la pièce dans un milieu à sévérité de trempe plus faible, par exemple l'huile ou l'air où elle se refroidit jusqu'à la température ambiante. Le transfert de la pièce dans un agent refroidisseur différent affaiblit les contraintes internes qui apparaissent avec le refroidissement rapide dans un seul agent refroidisseur.

b. Trempe suivie d'autorevenu :

Ce mode est destiné à obtenir une dureté plus faible au cœur de la pièce qu'à sa surface. Dans ce cas, le refroidissement de la pièce dans un bain de trempe est interrompu lorsqu'elle garde encore quelque chaleur à l'intérieur. En se dégageant, cette chaleur élève la température des couches superficielles plus refroidies et produit ainsi l'autorevenu. Lorsque la température atteint la valeur requise, la pièce est de nouveau plongée dans le bain de trempe. Ce mode de trempe est très employé pour les pièces qui supportent des charges dynamiques et qui doivent combiner une dureté superficielle élevée à ductilité accrue au cœur, telles que burins, massettes, marteaux d'ajusteur, pointeaux.

c. Trempe isotherme (étagée) martensitique :

La pièce prévue pour être trempée par ce procédé est chauffée jusqu'à la température de trempe, puis refroidie dans un bain dont la température est légèrement supérieure au point Ms (fig.39), généralement de l'ordre de 180 à 250°C), et maintenue à cette température un temps relativement court. Ensuite la pièce est refroidie à l'air jusqu'à l'ambiante. Le séjour dans le bain de trempe assure le nivellement de la température

suivant toute la section de la pièce sans provoquer la décomposition de l'austénite avec formation de la bainite.

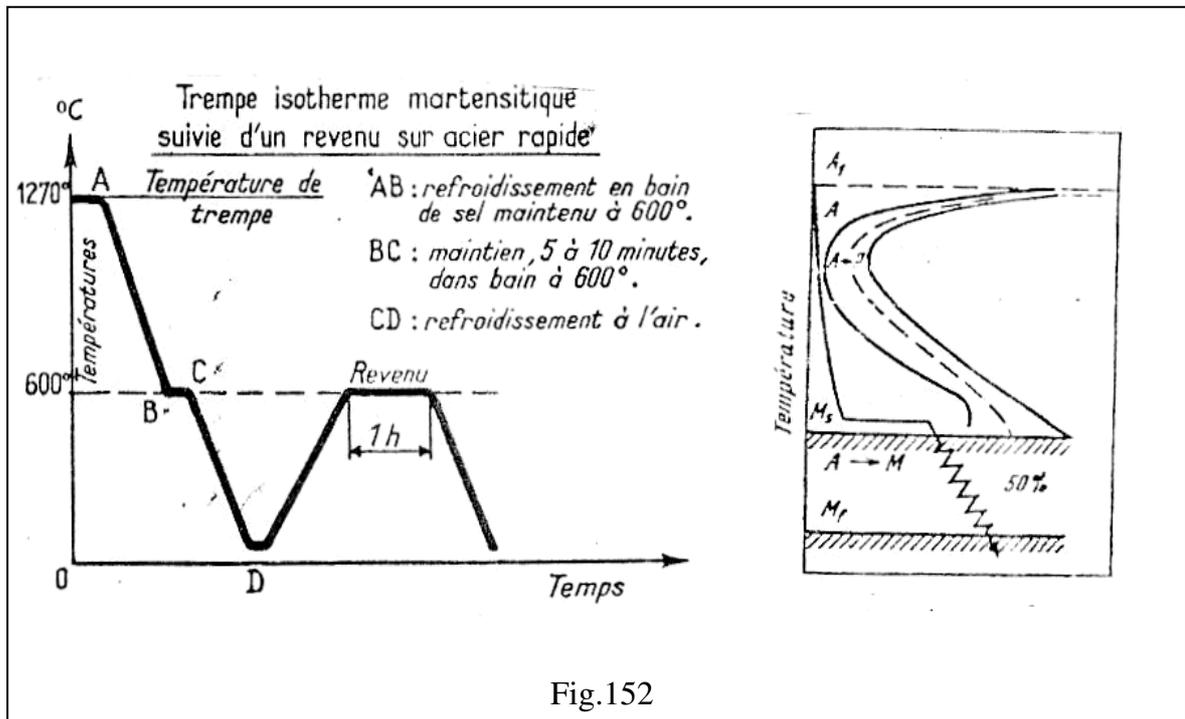
La transformation martensitique assurée par un refroidissement à l'air est moins complète que celle produite par la trempe continue. L'acier garde donc un peu plus d'austénite résiduelle. La trempe martensitique diminue :

- Les modifications volumiques produites par la présence d'une grande quantité d'austénite résiduelle et la propension de la martensite à l'autorevenu.
- Le gauchissement, car la transformation martensitique se produit presque simultanément dans toutes les sections de la pièce.
- Le danger de la formation des tapures.

Les transformations structurales, y compris la transformation martensitique, s'accompagnent de la diminution de la résistance de l'acier, alors que sa plasticité augmente. Cette déconsolidation particulière qui ne s'observe qu'au moment de la transformation (martensitique dans le cas considéré), est utilisée en trempe étagée pour réaliser le dressage des pièces susceptibles de subir un gauchissement. Le dressage se fait surtout à la presse lorsque la pièce est retirée du bain de trempe pour être refroidie à l'air.

La trempe martensitique des aciers au carbone ne peut s'employer que pour des pièces relativement petites (d'un diamètre ne dépassant pas 8 à 10 mm). La vitesse de refroidissement des pièces plus grosses dans un bain porté à une température supérieure à M_s est plus faible que la vitesse critique de trempe, et l'austénite se décompose à des températures plus élevées.

Des pièces plus grosses (15 à 40 mm de diamètre), doivent être trempées dans un bain dont la température est inférieure au point M_s (160 à 170°C), ce qui assure une vitesse de refroidissement plus grande. La pièce est alors moins déformée par la trempe, mais son dressage est rendu plus difficile, car le refroidissement jusqu'à la température du bain donne lieu à la formation d'une quantité importante de martensite. Pour de grosses pièces en aciers alliés, cette diminution de la température du bain n'est pas nécessaire.



d. La tempe isotherme (étagée) bainitique :

Ce type de trempe, (fig. 153), s'effectue en principe, de la même façon que la trempe martensitique, mais elle impose un séjour plus long au dessus du point M_s . Un tel séjour assure la décomposition de l'austénite avec la formation de bainite inférieure. La trempe bainitique des aciers au carbone n'améliore pas sensiblement les caractéristiques mécaniques par rapport à celles obtenues par trempe usuelle et revenu.

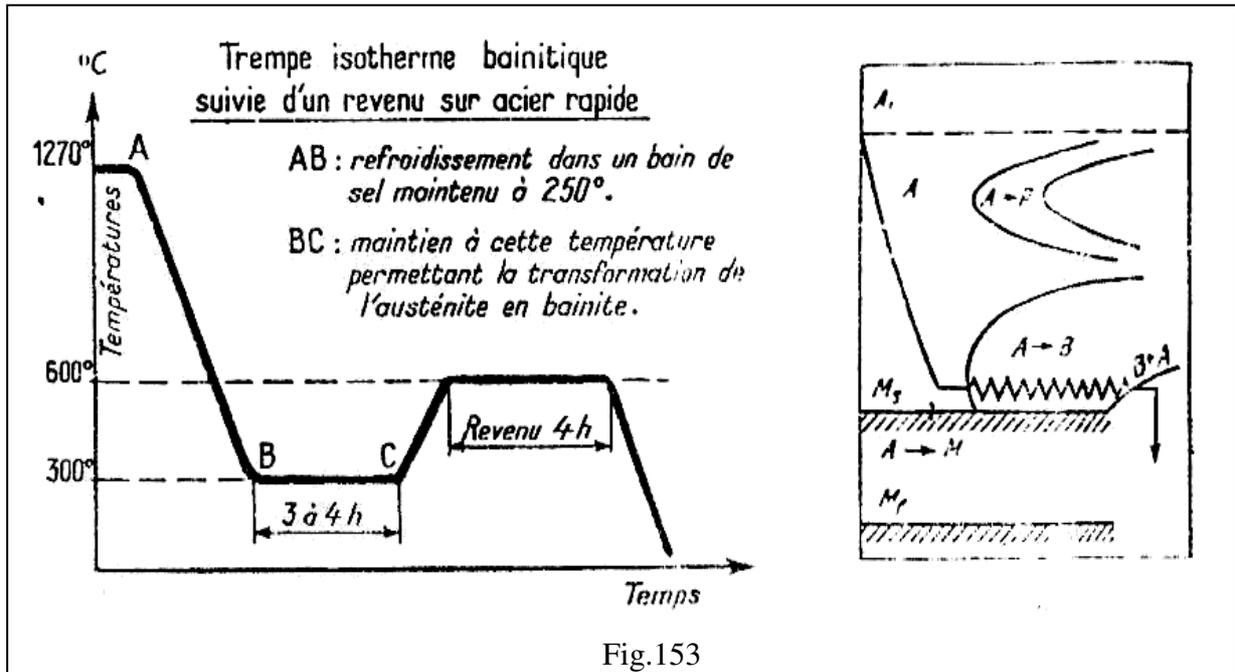
Dans la majorité des aciers alliés, l'austénite ne se décompose pas complètement dans le domaine bainitique. Si l'austénite qui ne s'est pas décomposée lors du maintien isotherme ne subit pas de transformation martensitique pendant le refroidissement ultérieur, l'acier reçoit une structure constituée de bainite et de 10 à 20 % d'austénite résiduelle (enrichie en carbone). Une telle structure assure une résistance très élevée et une ductilité suffisante. Pour de nombreux aciers, la trempe bainitique augmente nettement la résistance fonctionnelle, c'est à dire, la résistance des éprouvettes de forme complexe.

Comparée à la trempe et au revenu usuel à 250 ou 400 °C, la trempe bainitique augmente de 1,5 à 2 fois la plasticité de l'entaille. Mais si la quasi totale de l'austénite qui ne s'est pas décomposée après transformation bainitique subit, lors du refroidissement ultérieur, la transformation martensitique, les propriétés mécaniques obtenues par trempe suivie de revenu, la plasticité se trouve alors diminuée.

Pour donner aux aciers alliés de construction (0,3 à 0,5 % C), des propriétés mécaniques optimales, la trempe bainitique doit prévoir un séjour dans la partie inférieure du domaine bainitique de la décomposition isotherme de l'austénite (quelque peu au dessus de Ms).

L'augmentation de la température de maintien (et de décomposition de l'austénite), dans le domaine bainitique, diminue la plasticité et la ductilité. La durée du maintien dans le bain de trempe est fonction de la stabilité de l'austénite aux températures supérieures à Ms, définies en partant du diagramme de décomposition isotherme de l'austénite de l'acier considéré.

Le milieu employé pour les trempes martensitique et bainitique est constitué, le plus souvent, de saumures dont l'intervalle thermique varie de 150 à 500°C (par exemple, 55% KNO₃ + 45 % NaNO₂ ou NaNO₃ ou bien 20 % NaOH + 80 % KOH). Plus la température de la saumure est basse, plus la vitesse de refroidissement des pièces plongées dans ce sel est grande. Les sels fondus ne refroidissent que par le dégagement de chaleur, aussi leur aptitude à refroidir augmente-t-elle avec l'agitation.



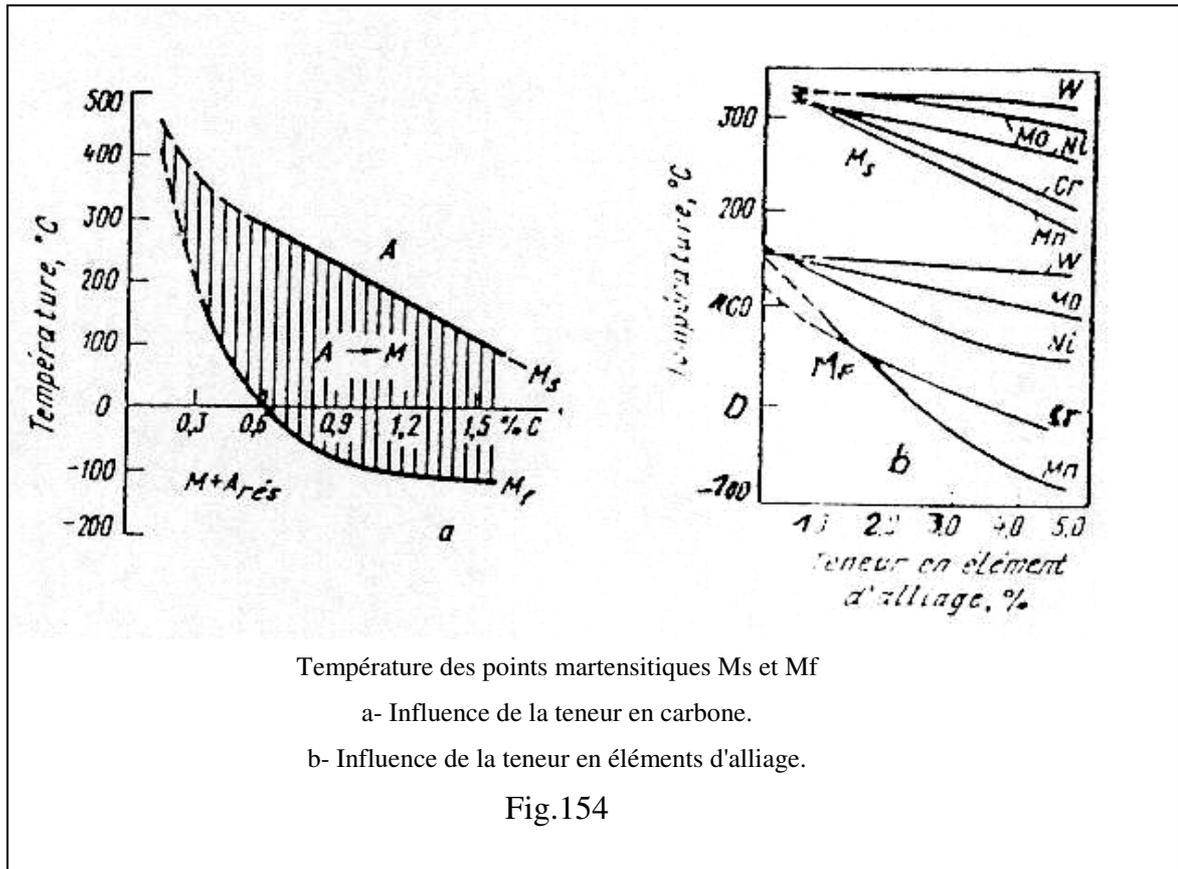
L'addition de l'eau (3 à 5 %) à un bain d'alcalis caustique en fusion, provoque l'ébullition et accélère ainsi le refroidissement dans la gamme des températures de la transformation perlitique. A 400 ou 500°C, le refroidissement devient 4 à 5 fois plus rapide, et à 300°C, deux fois plus rapide. Le refroidissement dans un bain d'alcalis caustique fondus, les pièces chauffées au préalable dans un bain de sels chlorurés liquides (c'est à dire de sels qui ne provoquent pas l'oxydation), permet d'obtenir une surface nette d'une couleur grise claire. Cette modalité de trempe est dite blanche.

e. Traitement à froid de l'acier :

Un acier trempé à 0,4 ou 0,5 % C, contient de l'austénite résiduelle. Cette dernière diminue la dureté, la tenue à l'usure et provoque souvent la modification des dimensions des pièces travaillant aux basses températures par suite de la transformation spontanée de l'austénite en martensite. Cette transformation peut se produire également sous l'action des contraintes de contact qui peuvent provoquer des ruptures.

La quantité d'austénite résiduelle d'un acier trempé peut être diminuée par un traitement à froid (méthode proposée par A.Goulaev en 1937). Il consiste en un refroidissement de l'acier trempé jusqu'à une température inférieure à zéro.

Le traitement à froid s'emploie pour des aciers dont la température de fin de transformation martensitique M_t se trouve au dessous de zéro, (fig. 154).



L'abaissement de la température à M_t (pour la plupart des aciers elle est de l'ordre -30 à -70°C), provoque la transformation de l'austénite résiduelle en martensite, ce qui augmente de 1 à 3 HRC la dureté des aciers à 0,8 ou 1,1 % C. Mais les contraintes augmentent également, c'est pourquoi le refroidissement des pièces doit être ralenti et le traitement à froid doit être immédiatement suivi de revenu. Après la trempe, le maintien de l'acier à l'ambiante pendant 3 à 6 heures, stabilise l'austénite qui, lors du refroidissement ultérieur, se transforme d'une façon moins complète en martensite et réduit l'effet du traitement à froid. C'est pourquoi, le traitement à froid est effectué directement après la trempe. Le traitement à froid s'emploie essentiellement pour des instruments de mesure et des pièces en aciers cémentés à teneur élevée en éléments d'alliage qui, après trempe, gardent en grande proportion l'austénite.

5.4.3.8. Trempe superficielle

La trempe normale a pour but de transformer l'acier en un état martensitique après son refroidissement à partir de la température de trempe. Mais il existe beaucoup d'éléments de construction ou de pièces mécaniques qui ne subissent l'usure qu'à la surface tels que les arbres, les pignons etc. D'où ces éléments exigent une dureté superficielle et un cœur ductile résistant aux charges dynamiques. La trempe superficielle est un traitement local qui ne trempe qu'une mince couche superficielle, tout en laissant intacte la couche sous-jacente.

La possibilité de tremper un acier superficiellement, c'est à dire, obtenir une surface dure et un noyau ductile, c'est de chauffer la pièce jusqu'à l'obtention d'une température de trempe à la surface, c'est une transformation martensitique uniquement à la surface de la pièce, la température étant inférieure à celle de la surface, donc ne subissant pas une telle transformation. Lors du chauffage, on doit diminuer la durée de maintien pour éviter une pénétration de la trempe.

Les avantages essentiels que présente la trempe superficielle sont l'augmentation de la dureté, de l'amélioration de la tenue à l'usure, de la résistance, de la limite de fatigue des couches superficielles des pièces.

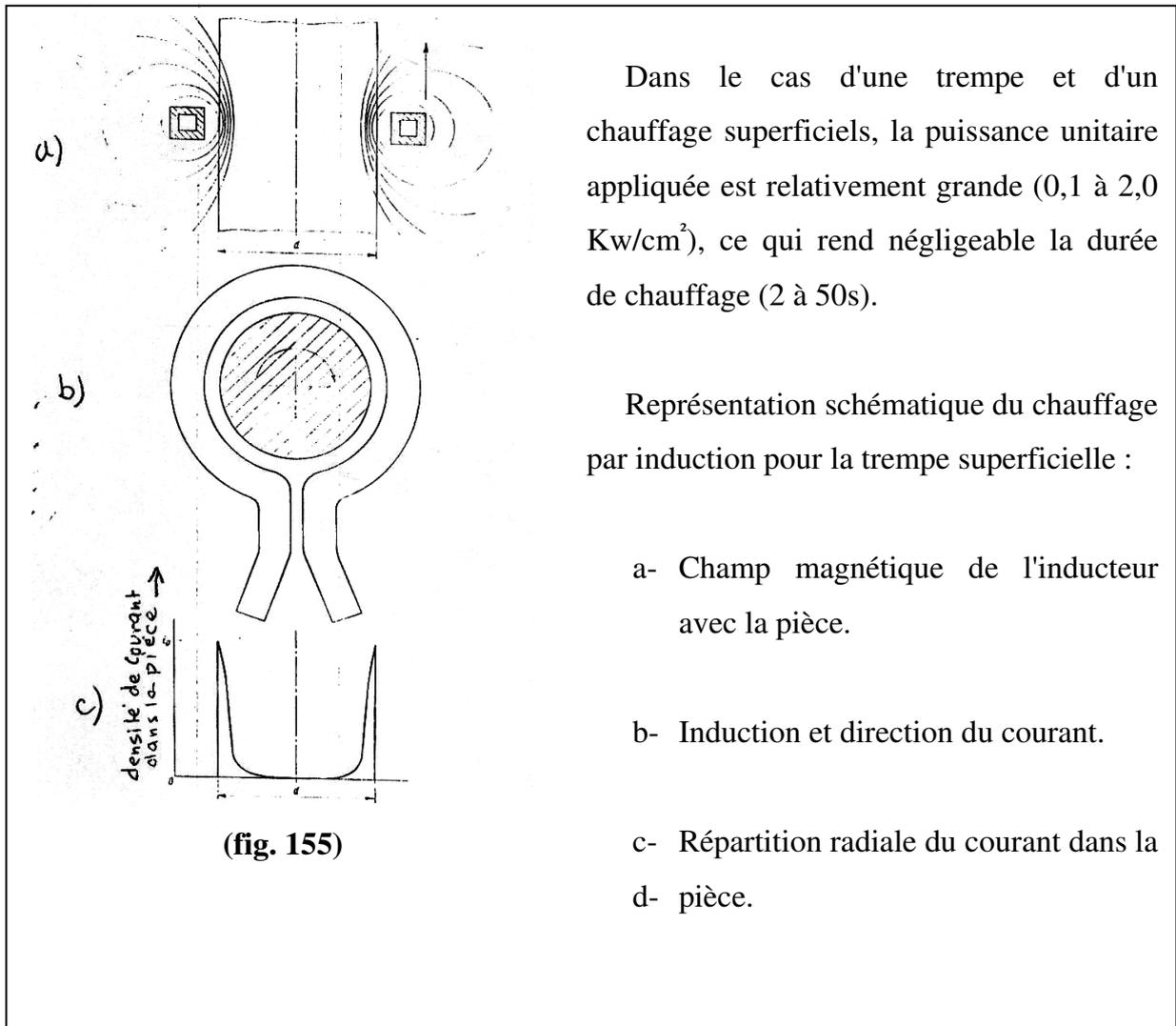
Il existe plusieurs modes de trempe superficielle :

- Trempe superficielle par induction (la plus utilisée).
- Trempe superficielle au chalumeau.
- Trempe par immersion dans un bain de trempage.

a. Trempe superficielle par induction :

Le chauffage aux courants d'induction à haute fréquence est assuré par l'action thermique du courant induit dans la pièce placée à cet effet dans un champ magnétique alternatif (fig. 155). La pièce est placée à l'intérieur d'un inducteur composé d'une ou de plusieurs spires. Le courant induit s'établit qu'en surface de la pièce et la densité du courant alternatif induit n'est pas la même suivant la section du conducteur (pièce chauffée). Le courant passe surtout par la surface du conducteur. Cet effet porte le nom d'effet de peau et il est d'autant moins profond que la fréquence est très élevée.

Une grande intensité donne en surface l'élévation de la température désirée.



Les propriétés du métal varient avec la température et la profondeur augmente surtout au dessous de la température du point de curie. Les fréquences optimales en dépendances de l'épaisseur de la couche à tremper sont données sur le tableau ci-dessous.

Epaisseur en mm	1,0	2,0	3,0	6,0	10
Fréquence en Hz	60 000	15 000	7 000	1 500	500

La profondeur de pénétration du courant est donnée par la formule suivante :

$$y = K \sqrt{\frac{\rho}{\mu \cdot f}}$$

- K = 5 000 : constante.
- ρ : résistivité de l'acier en $\Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$.
- μ : perméabilité magnétique de l'acier Gs/Oe.
- f : fréquence du courant en Hz

Le choix de l'épaisseur optimale d'une couche à consolider est déterminé par les conditions du service de la pièce, lorsque celle-ci est sollicitée seulement à l'usure ou à la fatigue, l'épaisseur de la couche trempée est le plus souvent prise de 1,5 à 3,0 mm et de 4 à 5 mm dans les conditions des charges de contact élevées et de la répétition éventuelle de a rectification. Dans le cas des charges de contact particulièrement grandes, par exemple, dans celui des cylindres des laminoirs à froid, l'épaisseur d'une couche trempée doit atteindre 10 à 15 mm et plus.

Pour de grandes vitesses de chauffage, la transformation de la perlite en austénite se déplace dans le domaine des températures élevées. C'est pourquoi la température de trempe par induction est supérieure à celle du chauffage dans les fours, où la vitesse de chauffage ne dépasse pas 1,5 à 3,0°C/s. Plus la vitesse de chauffage est grande dans la région des transformations de phase, plus la température doit être élevée pour assurer une austénisation suffisamment complète et obtenir au refroidissement la structure optimale (martensite à grain fin) et la dureté maximale.

Pour le refroidissement, on utilise un agent refroidisseur (eau, émulsion) qui est généralement amené par un dispositif de pulvérisation. Les modalités de trempe par induction sont les suivantes.

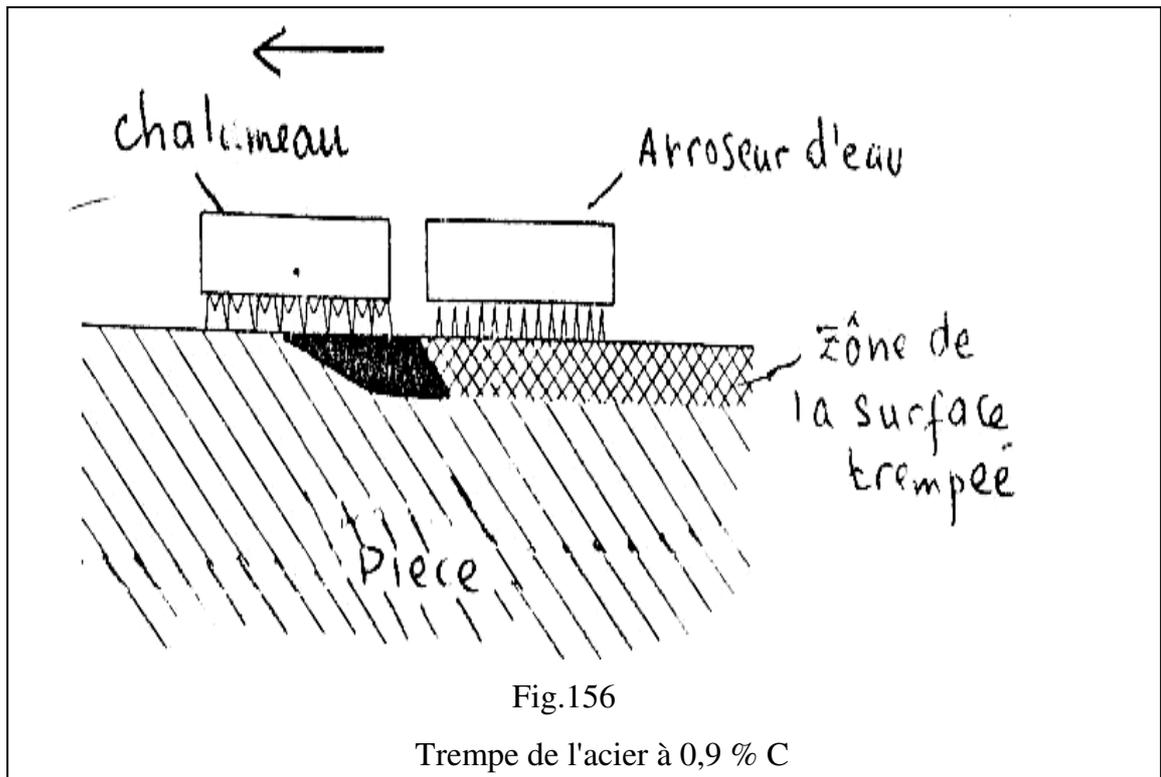
- Chauffage et refroidissement simultanés (trempe sur place) de toute la surface, ce procédé s'emploie pour des pièces de petites surface (axes, manetons, outils).

- Chauffage et refroidissement successifs des secteurs isolés, ce procédé est utilisé pour le durcissement des tourillons, des vilebrequins, des cames des arbres à cames, des pignons à module supérieur à 6.
- Chauffage et refroidissement successifs continus (la trempe au défilé). Ce procédé sert pour la trempe de longs arbres, axes etc. Il consiste à déplacer la pièce par rapport à l'inducteur et au dispositif refroidisseur fixe ou inversement.

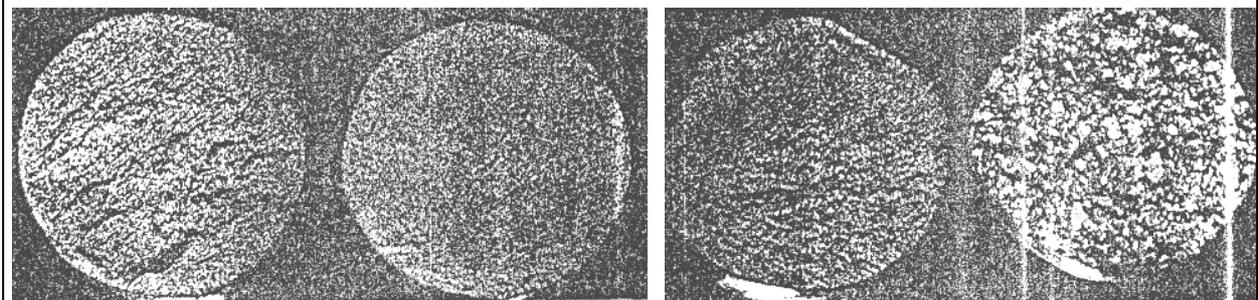
Pour obtenir une profondeur de trempe uniforme, il faut que la distance entre l'inducteur et la pièce soit partout égale, la forme de l'inducteur étant symétrique à la surface chauffée. De bons résultats sont obtenus en faisant tourner la pièce dans l'inducteur. La trempe par induction est suivie de revenu à basse température de 160 à 220°C et souvent d'autorevenu, car en réalisant la trempe, le refroidissement n'est pas complet et la pièce garde ainsi une certaine quantité de chaleur. Cette chaleur résiduelle fait remonter la température de la couche trempée jusqu'aux températures de revenu. Pour la trempe superficielle par induction, on emploie le plus souvent, les aciers au carbone de 0,4 ou 0,5 % C, qui après trempe, ont une dureté élevée (HRC 55 à 60), présentent une bonne tenue à l'usure et ne sont pas susceptibles de rupture fragile.

b. Trempe au chalumeau :

Ce mode de trempe est employé pour de grosses pièces (cylindres de laminoirs, arbres etc.). La surface de la pièce est chauffée à la flamme de gaz dont la température est très élevée (2400 à 3150°C). L'apport de chaleur à la pièce étant important, la surface de cette dernière s'échauffe rapidement jusqu'à la température de trempe, alors que son cœur reste froid. Un refroidissement rapide ultérieur assure la trempe de la couche superficielle. Le chauffage est assuré par des brûleurs à acétylène, gaz normal, etc. Une mince couche superficielle acquiert une structure martensitique, alors que les couches sous-jacentes, une structure troostite + martensite. La trempe au chalumeau se prête aisément à l'automatisation et s'insère sans difficultés dans une ligne continue (fig. 156). Souvent, pour de grosses pièces, cette méthode est plus avantageuse que la trempe par induction. L'inconvénient de ce mode de trempe est la surchauffe qui peut conduire à la formation de l'austénite à gros grains à la surface superficielle.



a. Structure d'après la cassure en fonction de la température de trempe, refroidissement dans l'eau à 20°C.



600 °C

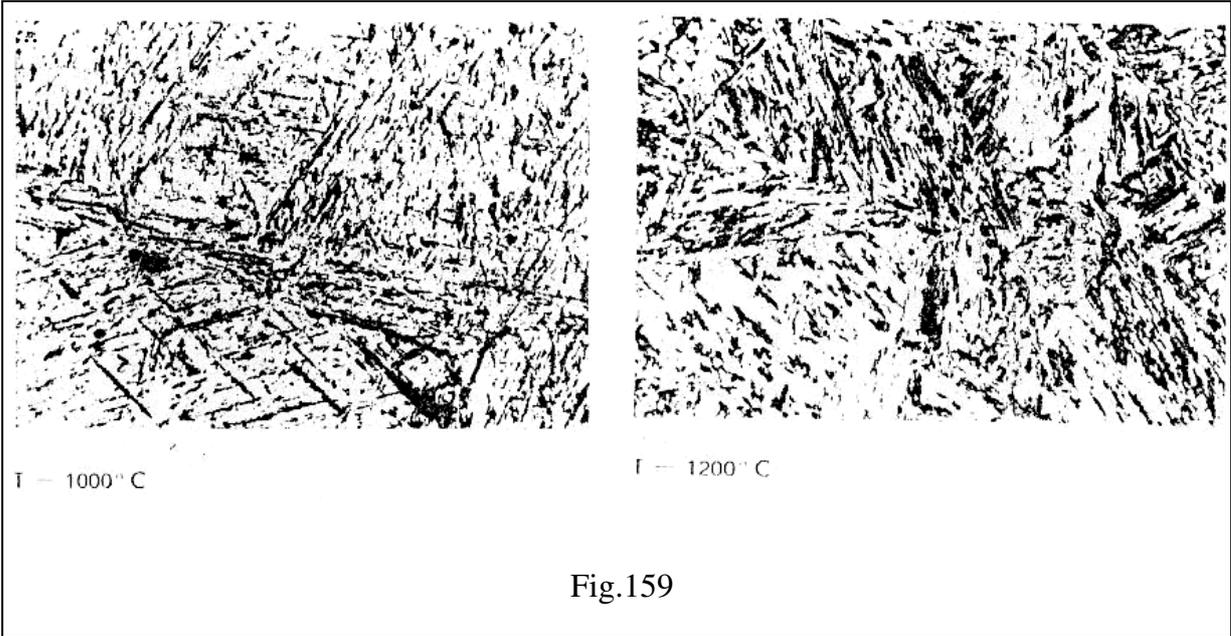
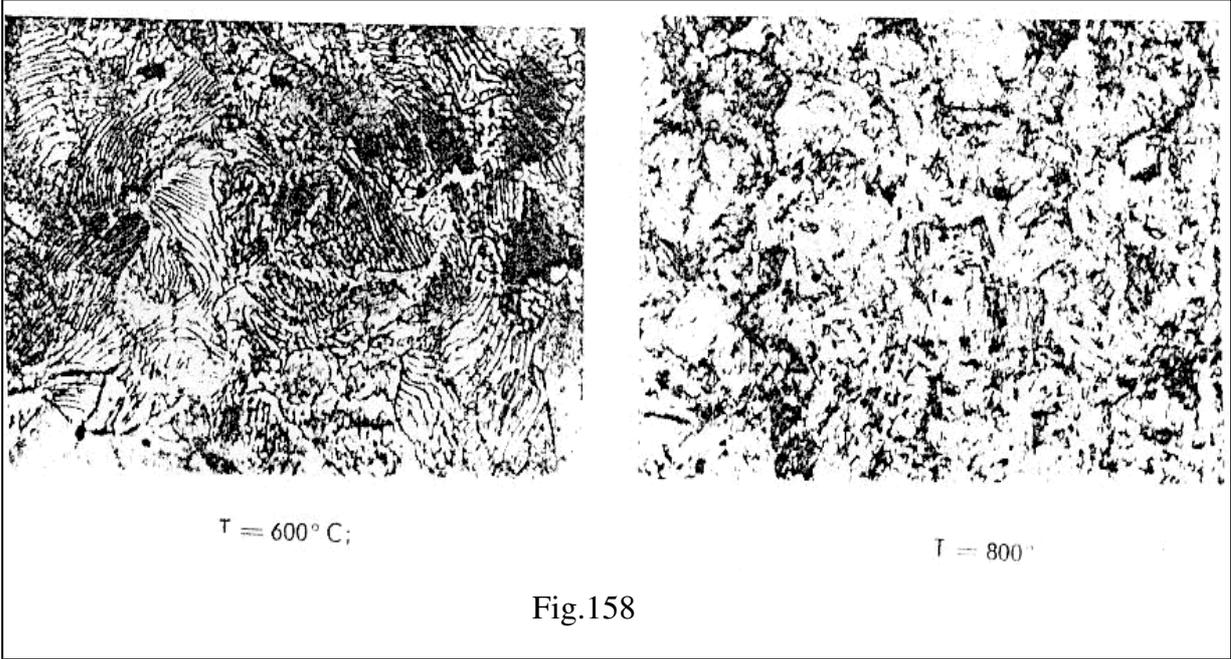
800 °C

1 000 °C

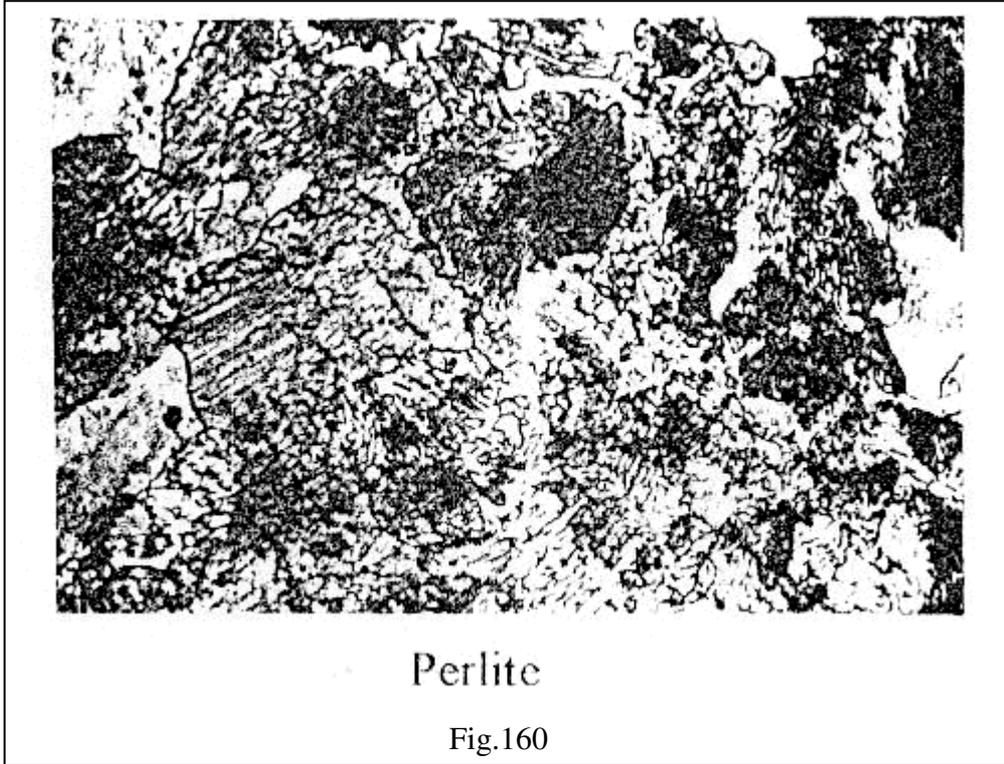
1 200 °C

Fig. 157

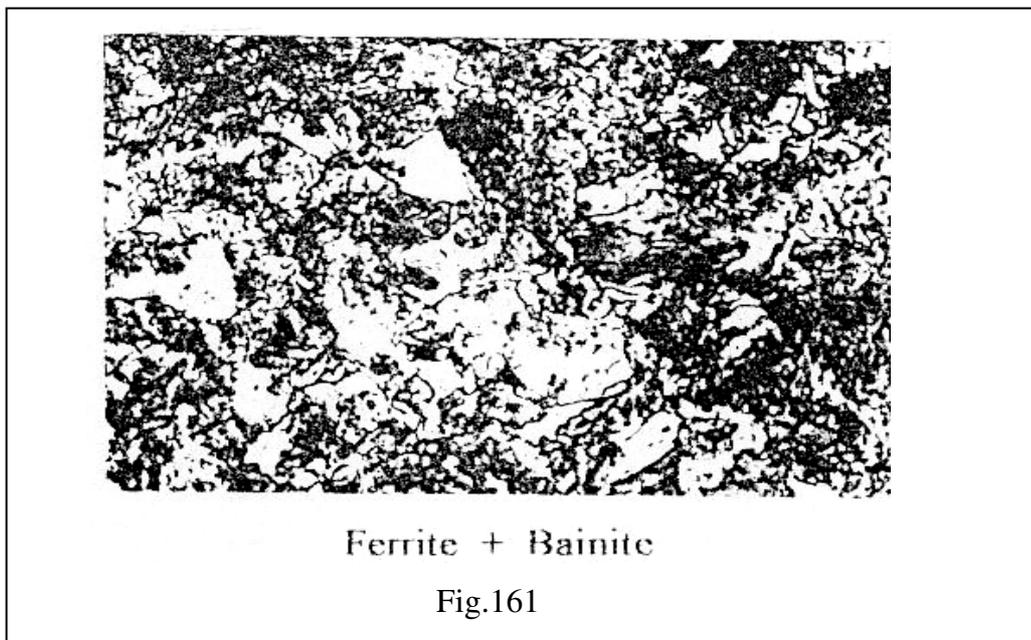
b. Les mêmes structures que précédemment, vues au microscope avec grossissement (A = 500 : 1), milieu d'attaque HNO₃ à 1 % d'alcool.



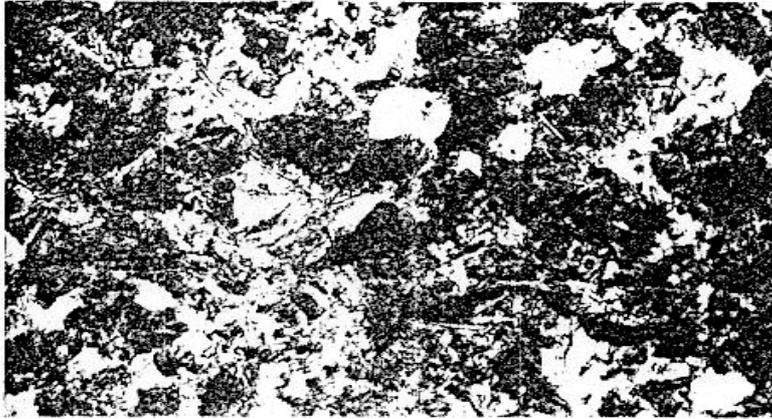
c. Acier à 0,9 % C, T = 800°C , t =30 min, refroidissement dans le four, (A= 500 : 1), perlite.



d. Acier à 0,9 % C, T = 800°C , t =30 min, refroidissement à l'air, (A= 500 : 1), ferrite + bainite.



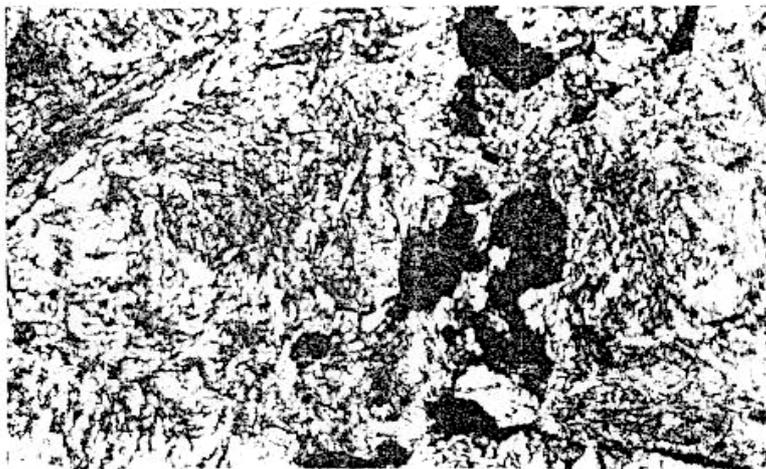
- d. Acier à 0,9 % C, T = 800°C, t 30 min, refroidissement dans l'huile à 20°C, (A = 500 : 1), Bainite.



Bainite

Fig.162

- f. Acier à 0,9 % C, T = 800°C, t = 30 min, refroidissement à l'eau, (A =500 : 1), martensite + troostite.



Martensite + troostite

Fig.163

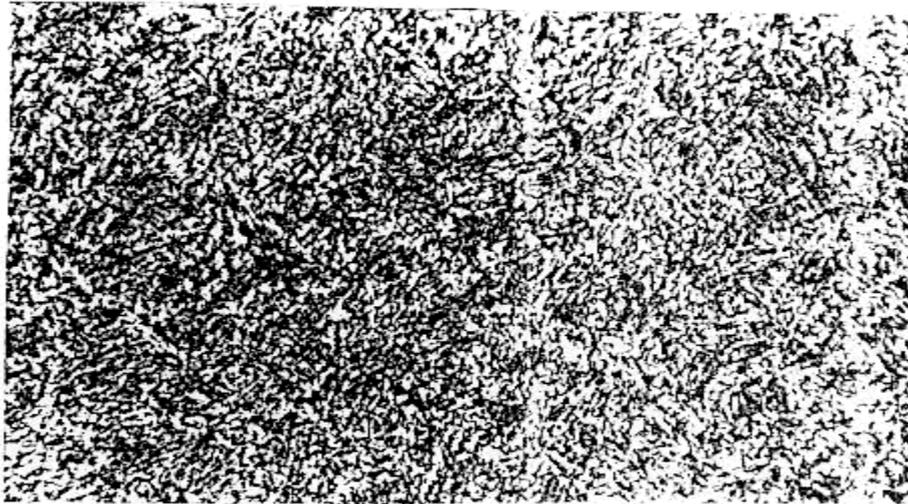
g. Acier à 1,6 % C , T = 100°C, refroidissement dans la glace (A = 500 : 1),
Martensite + reste de l'austénite.



Martensite + reste de l'austénite

Fig.164

h. Acier à 0,9 % C, T = 800°C, t = 30 min, refroidissement à l' eau, revenu à
T = 250°C pendant 1 heure, refroidissement à l'air, (A = 500 : 1), structure de revenu.

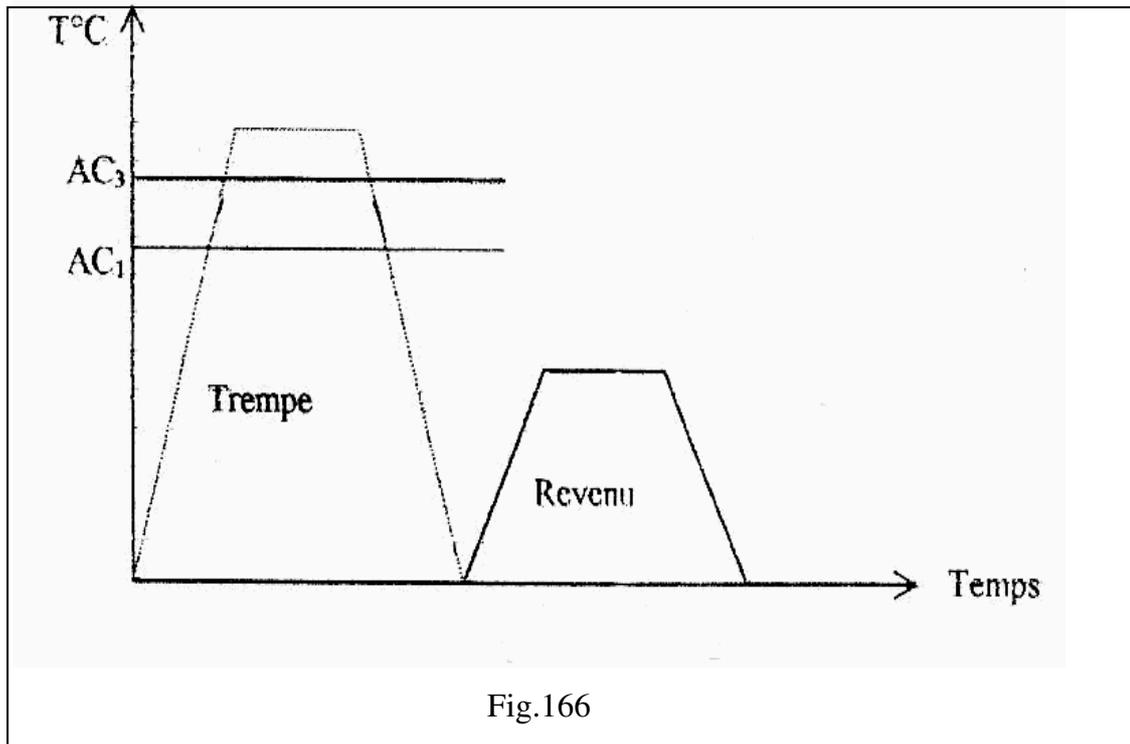


Structure de revenu

Fig.165

5.4.4. Le revenu

Le revenu est un traitement thermique pratique, généralement après trempe, et qui a pour but de corriger les défauts causés par la trempe d'un acier (contraintes internes et fragilités). Le chauffage de l'acier trempé est effectué à une température inférieure à AC_1 , (selon la résistance exigée), suivi d'un maintien à cette température et au refroidissement jusqu'à la température ambiante (fig. 166).



Le revenu est destiné à provoquer un retour plus ou moins marqué vers l'état stable à froid, donc d'obtenir les propriétés mécaniques requises, c'est à dire la martensite se transforme en de nouveaux constituants (sorbite, bainite).

Donc le revenu permet de supprimer les contraintes internes provoquées par la trempe, de diminuer la fragilité des pièces trempées tout en conservant une dureté suffisante. Cette suppression de contraintes est d'autant plus complète que la température du revenu est plus élevée, c'est à dire, l'affaiblissement des contraintes est le plus intense lorsque le maintien atteint 15 à 30 min à $550^{\circ}C$.

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 produit des contraintes thermiques nouvelles.

Pour éviter un gauchissement après revenu, surtout pour les pièces de formes complexes, il faut refroidir lentement. Les aciers alliés sont refroidis rapidement. Les propriétés d'un acier obtenu par revenu dépendent surtout de la température. Il existe trois modalités de revenus.

a. Revenu à basse température :

Le revenu à basse température s'effectue avec un chauffage vers 250°C et permet de diminuer les contraintes internes. Il transforme la martensite de trempe en martensite de revenu. Ce revenu augmente la résistance et améliore la ductilité sans altérer sensiblement la dureté (58 à 63 HRC), d'où une bonne tenue à l'usure. Il s'applique aux outils de coupe et aux instruments de mesure en aciers au carbone et faiblement alliés. La durée de ce revenu varie de 1 à 3 heures.

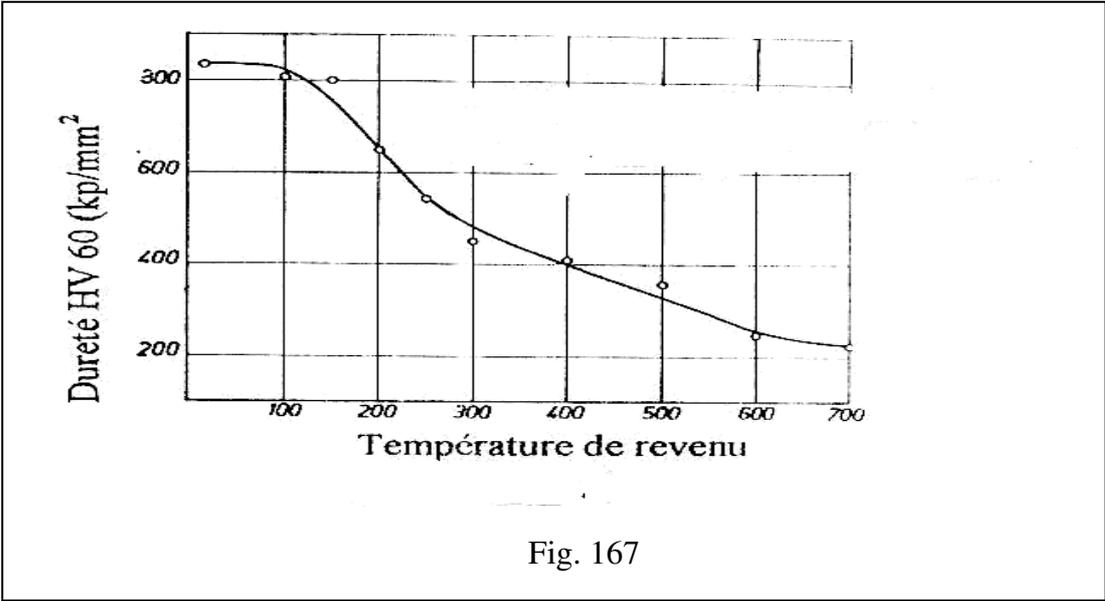
b. Revenu à température intermédiaire :

Le revenu à température intermédiaire se réalise entre 350 et 500°C et s'emploie pour les ressorts variés et les estampes. Il permet d'obtenir une limite élastique et une résistance à la fatigue élevées. La structure est de type troostite de revenu ou troostite - martensite dont les duretés varient de 40 à 50 HRC. Le refroidissement après revenu à 400 ou 450°C se fait à l'eau, ce qui contribue à la formation en surface de contraintes de compression résiduelles qui élèvent la limite de fatigue des ressorts.

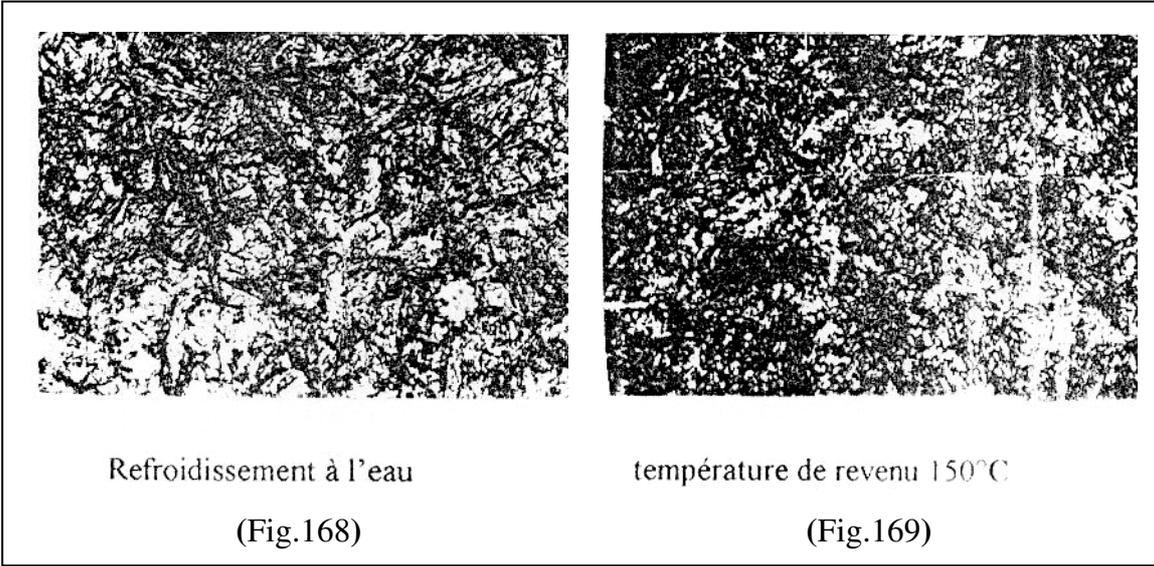
c. Revenu à haute température :

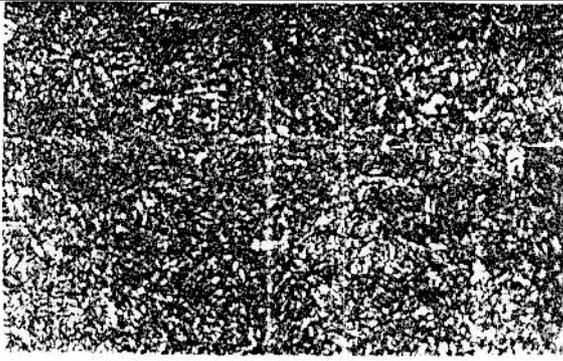
Le revenu à haute température se fait entre 500 et 680°C, il donne à l'acier la structure sorbite de revenu. Ce type de revenu crée un meilleur rapport entre la résistance et la ductilité de l'acier. La trempe suivie de revenu à haute température (ce traitement double est appelé amélioration) améliore, par rapport à l'état normalisé, ou recuit, les limites de rupture et d'élasticité, la striction et surtout la résilience. L'amélioration est

appliquée surtout aux aciers de construction à moyen carbone (0,3 à 0,5%). La figure 167 montre l'évolution de la dureté HV 60 en fonction de la température de revenu.



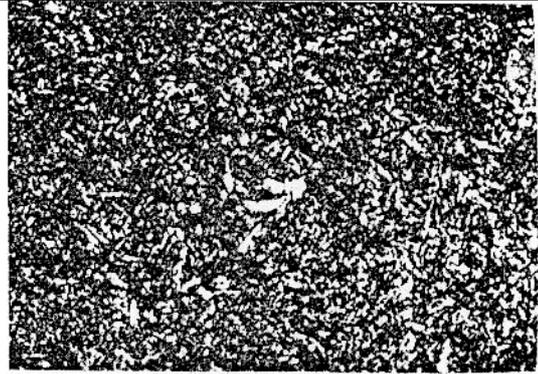
Les figures ci-dessous montrent la structure de l'acier à 0,6 % C pour différentes températures de revenu.. La solution d'attaque étant HNO₃ à 3 % d'alcool avec un grossissement (A = 500 : 1) .





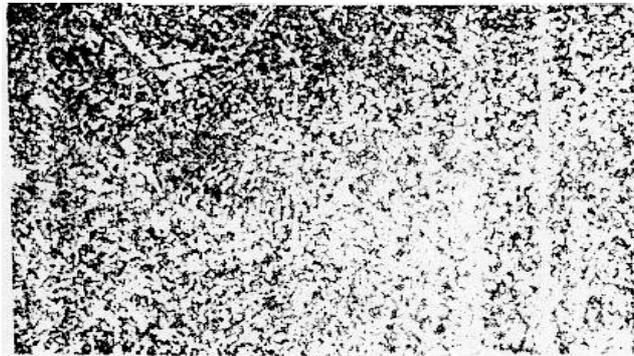
Température de revenu : 300°C

(Fig.170)



Température de revenu 500°C

(Fig.171)



température de revenu 700°C

(Fig.172)

Après avoir étudié les différents types de traitement thermique de l'acier, résumons ces derniers sur La figure 173 par adoption des désignations suivantes :

- RTL : refroidissement très lent.
- RL : refroidissement lent.
- RMR : refroidissement moyennement rapide.
- RR : refroidissement rapide.
- RTR : refroidissement très rapide.
- Cm : cémentite.
- P : perlite.
- B : bainite.
- M : Martensite.
- S : sorbite.
- Rev : revenu.
- Rev \uparrow T : revenu à haute température.
- Rev. \rightarrow T : revenu à moyenne température.
- Rev. \downarrow T : revenu à basse température.
- S. Rev. : sorbite de revenu.
- M Rev : martensite de revenu.

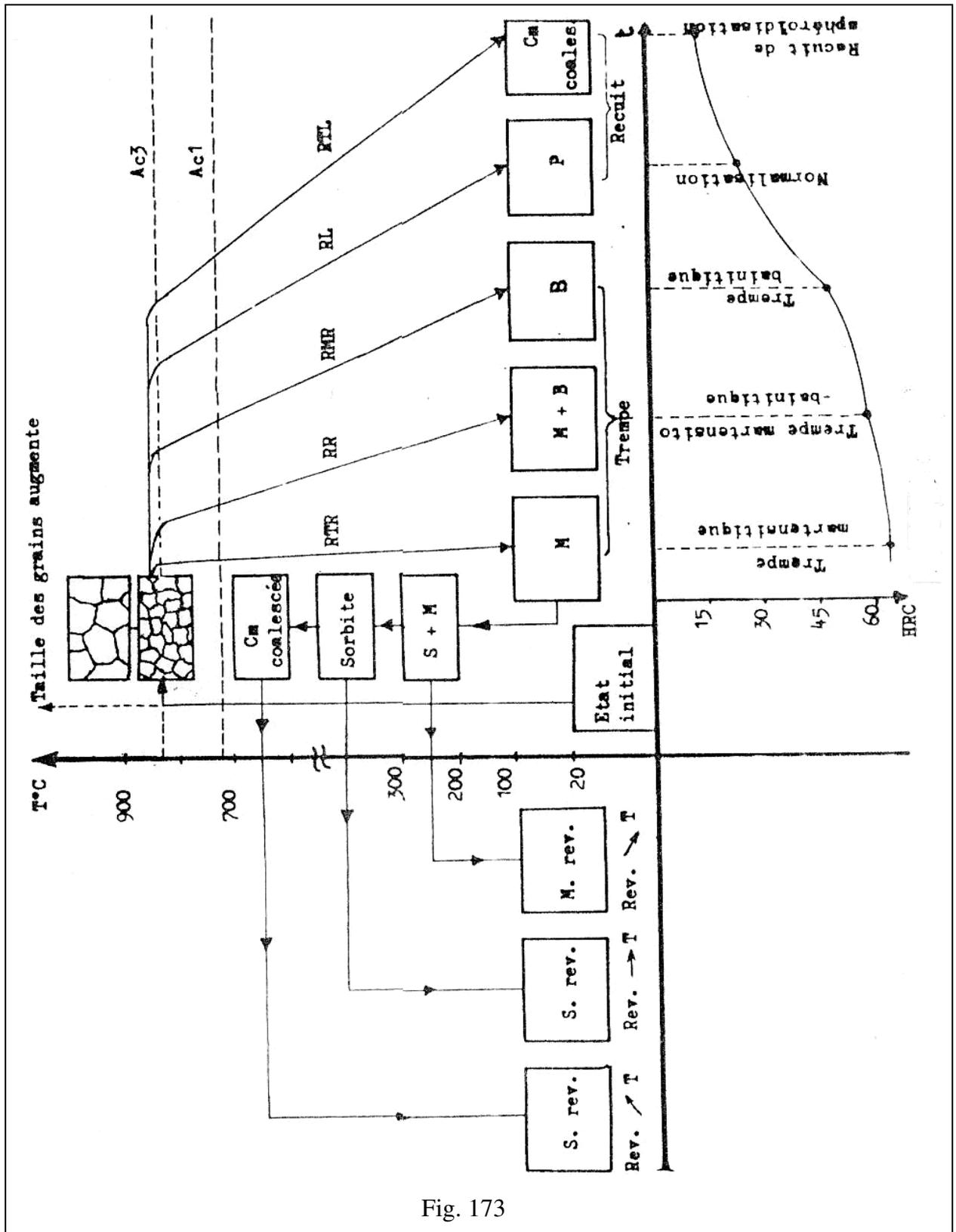
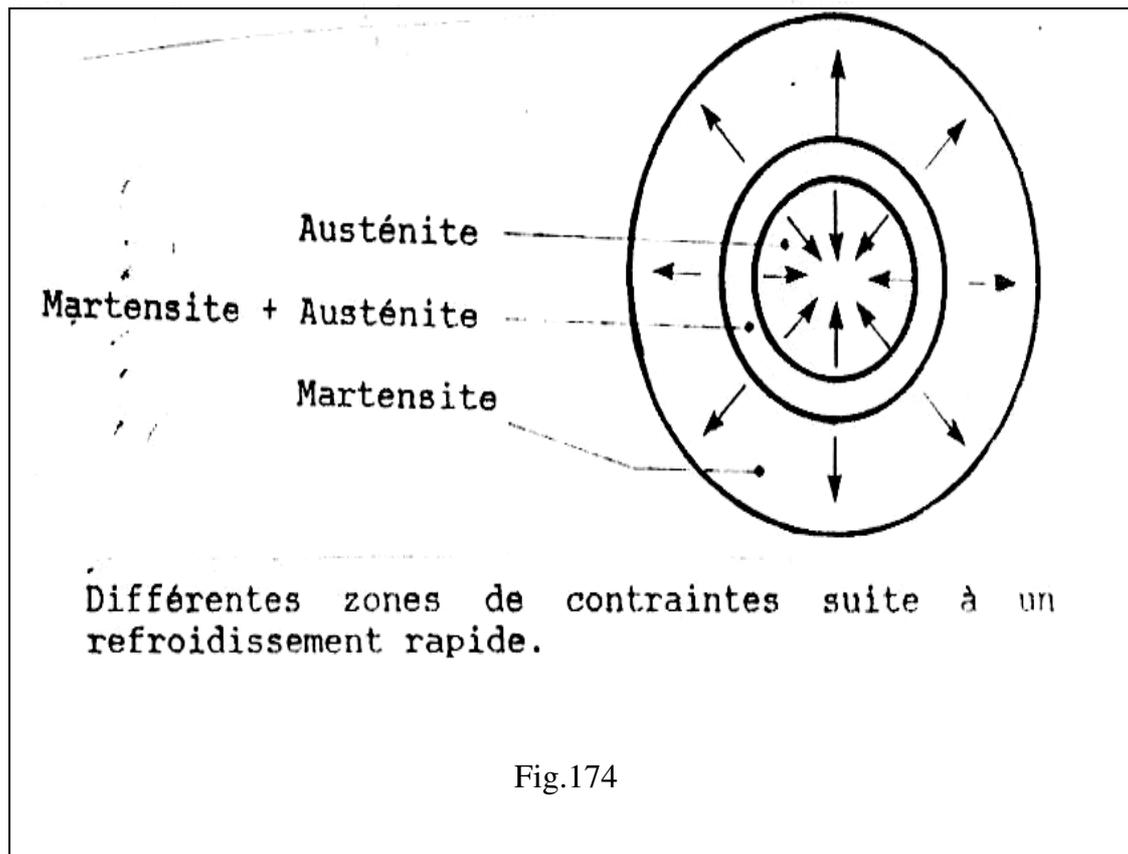


Fig. 173

5.5. Défauts des traitements thermiques de l'acier

Les principaux défauts provoqués par les traitements thermiques des pièces peuvent être résumés en trois points :

- **Contraintes propres** : provoquées par les gradients de température au chauffage et au refroidissement entre les divers points de la pièce. Pour le chauffage, il faudrait que la montée en température dans le four soit faible. Pour le refroidissement, il faudrait que la vitesse soit faible pour réduire le gradient de température, mais pas trop afin d'éviter toute transformation indésirable.
- **Tapures (fissures)** : elles se forment le plus souvent au cours de la trempe. Pour parer à ce défaut incorrigible, on recommande lors du projet des pièces, d'éviter les saillies, les angles vifs, les raccordements brusques etc., de refroidir modérément en utilisant une trempe à deux bains.
- **Déformations et gauchissements** : concernent surtout les pièces trempées à cause du refroidissement qui n'est pas homogène. Au début, seules les couches externes se refroidissent et donc se transforment en martensite, ce qui provoque des contraintes de traction sur le cœur de la pièce qui est encore plastique. Puis les couches internes se transforment à leur tour, la dilatation correspondante, peut exercer sur les couches superficielles plus froides, donc peu plastiques, un effort de traction, le cœur étant en état de compression, voir figure 174.



Les contraintes propres peuvent dépasser la limite élastique et induire des déformations permanentes qui se traduisent par des déformations externes des pièces.

5.6. Traitements thermochimiques de l'acier

Le nom de traitement thermochimique est donné à la saturation superficielle de l'acier en tel ou tel élément (par exemple : carbone, azote, aluminium, chrome etc.), par sa diffusion à l'état atomique à partir d'un milieu extérieur porté à une température élevée, c'est à dire, dans le cas où l'on aura besoin d'une dureté superficielle encore plus élevée et une ductilité au cœur encore plus grande, on utilise les traitements thermochimiques. Tous les traitements thermiques à envisager se déroulent sans changement de composition chimique. Tandis que les traitements thermochimiques s'effectuent avec changement de la composition chimique d'une certaine épaisseur de la couche superficielle. Outre cela le changement de la composition chimique de la couche superficielle qui s'effectue à l'état solide n'est possible que par diffusion.

Pour enrichir la couche superficielle d'un métal par des atomes d'un autre élément métallique, on doit créer des conditions à la surface du métal qui doivent assurer le transport de ces atomes à partir de cette surface ou bien vers cette surface. Le problème d'enrichir la couche superficielle d'un métal A par un autre métal B, nécessite que certaines conditions doivent être remplies. Avant tout il est nécessaire que le métal B doit être soluble dans le métal A à l'état solide, c'est à dire, il y a formation de cristaux mixtes. Ensuite il faut que les atomes dissous dans les cristaux mixtes doivent effectuer des changements de places et cela dépendra du type de l'élément B, seulement les éléments avec des atomes de faible rayon, peuvent prendre une position interstitielle et avoir une mobilité élevée dans le réseau, même à des températures basses. A la température ambiante par exemple, l'hydrogène peut faiblement se diffuser en formant des cristaux mixtes d'insertion.

Les éléments qui forment des cristaux mixtes de substitution se diffusent difficilement et exigent des températures supérieures à la température de recristallisation. Par exemple la diffusion de l'aluminium et du chrome est beaucoup plus difficile que celle des éléments tels que : C, N. Généralement la diffusion augmente avec l'élévation de la température. Le pouvoir de diffusion d'un élément est caractérisé par son coefficient de diffusion et dépend essentiellement de la température :

$$D = D_0 \cdot e^{\frac{-Q}{R.T}}$$

- D : coefficient de diffusion.
- D_0 : facteur de fréquence (dépend du matériau).
- Q : énergie d'activation de diffusion de l'élément considéré.
- R : constante des gaz.
- T : température absolue.

La diffusion est assurée donc par la pénétration de l'atome B dans la surface périphérique de l'atome A. Le cas le plus simple, à imaginer, est celui de l'immersion de l'acier dans un bain métallique facilement fusible.

Dans certains cas, il y a transfert (diffusion) des atomes de l'élément ajouté non seulement à la couche superficielle, mais aussi en profondeur du métal, lorsqu'il y a saturation de la couche superficielle.

En général il n'existe pas de matériaux purs, mais sous forme d'alliage, par exemple l'acier qui est un alliage de fer et de carbone et d'autres éléments. Dans le cas d'un système à plusieurs composants, il se forme plusieurs couches, dans lesquelles se forment durant la diffusion, plusieurs phases l'une avec l'autre. Le traitement thermochimique consiste à chauffer une pièce jusqu'à la température donnée dans un milieu solide, liquide ou gazeux, qui dégage facilement l'élément de diffusion à l'état atomique, à maintenir à cette température, puis à le refroidir. Donc à la différence d'un traitement thermique, un traitement thermochimique change non seulement la structure de l'acier, mais aussi la composition chimique des couches superficielles, ce qui permet de modifier dans de plus larges limites ses propriétés.

Un traitement thermochimique compte trois stades élémentaires :

1. Processus dont le siège est le milieu extérieur et qui assure le dégagement de l'élément diffusant à l'état atomique.
2. Contact des atomes d'élément diffusant avec la surface de la pièce en acier et formation des liaisons chimiques avec les atomes de fer (absorption).
3. Pénétration de l'élément saturant en profondeur dans le métal de base, c'est à dire, diffusion.

La saturation en carbone ou en azote, qui forment avec le fer des solutions solides d'insertion, rend la diffusion plus rapide que la saturation en métaux qui forment des solutions solides de substitution. La profondeur de pénétration est fonction de la température et de la durée de saturation, ainsi que de la concentration de l'élément diffusant à la surface. La figure 175 montre que la couche diffusée en fonction de la durée du phénomène, à la température considérée, est le plus souvent déterminée par une relation parabolique.

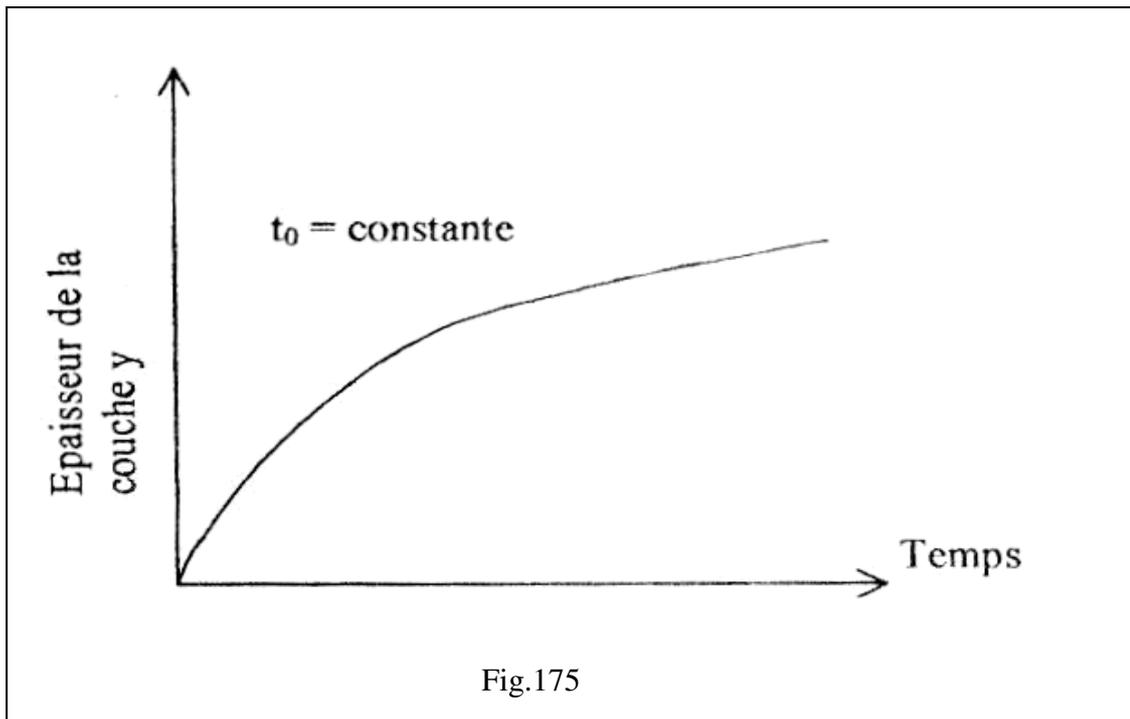
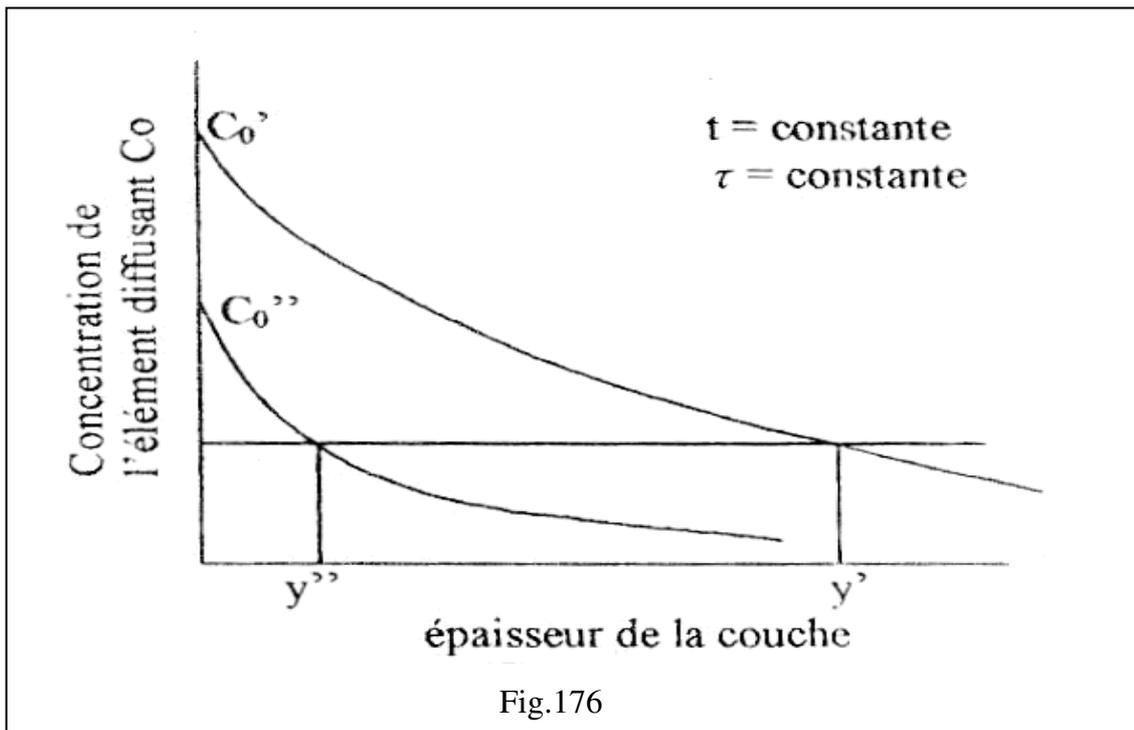


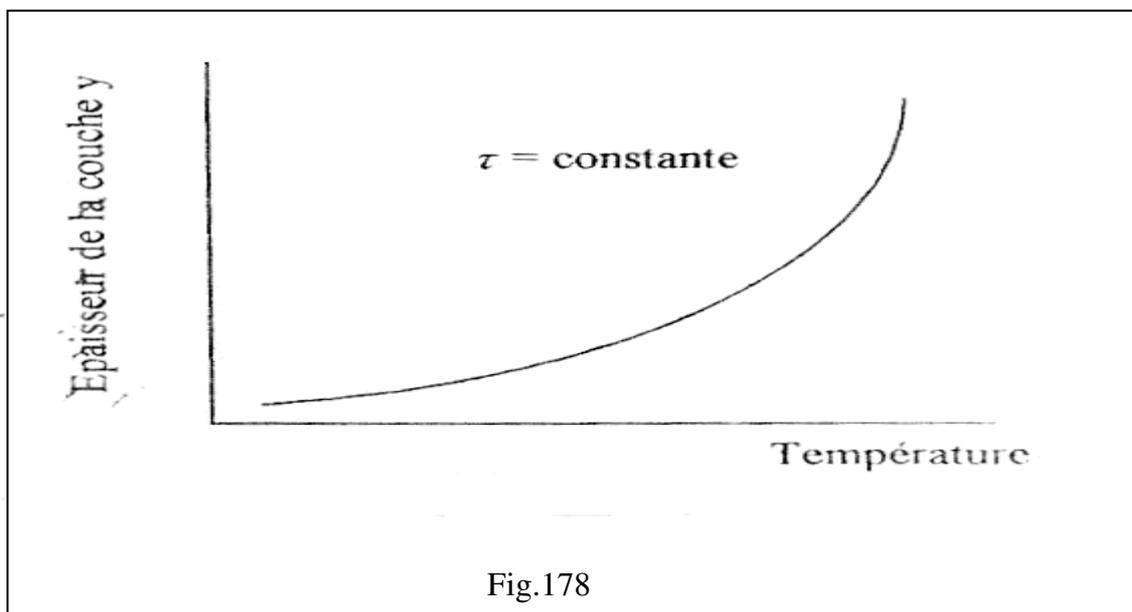
Fig.175

Par conséquent, avec le temps la vitesse d'augmentation de l'épaisseur de la couche ne cesse de diminuer.

La figure 176 nous montre l'épaisseur de la couche diffusée, toutes conditions étant égales d'ailleurs, est d'autant plus grande que la concentration, de l'élément diffusant à la surface du métal est plus faible.



La profondeur de la couche diffusée formée, pendant la durée donnée, augmente fortement en fonction de la température du processus (fig. 177).



5.7. Principaux types de traitements thermochimiques de l'acier

Ces traitements thermochimiques sont :

- La cémentation.
- La nitruration.
- La cyanuration et carbonisation.
- La métallisation par cémentation.

5.7.1. La cémentation

La cémentation est un processus de saturation en carbone de la couche superficielle de l'acier et ayant pour but principal, l'obtention d'une surface dure et résistance à l'usure par enrichissement de la couche superficielle en carbone jusqu'à une concentration de 0,8 à 1,2 % C et par trempe ultérieure suivie d'un revenu à basse température. Ce procédé accroît également la limite de fatigue.

La cémentation est appliquée aux aciers à faible teneur en carbone (0,5 à 0,02 % C) pour les grosses pièces jusqu'à 0,3 % C. Le choix de la nuance d'acier est nécessaire pour que le cœur de la pièce garde sa ductilité. Il existe trois modes essentiels de cémentation.

- Par agents solides contenant du carbone.
- Par gaz.
- Par agents liquides.

Généralement la profondeur maximum de pénétration est de 2 mm, donc il est exigé que les différentes opérations d'usinage doivent être réalisées avant le traitement de cémentation, c'est à dire, les pièces à cémenter sont fournies après l'usinage qui doit prévoir alors une surépaisseur de rectification de 0,05 à 0,1 mm, ou après finition.

Dans le cas où la cémentation ne porte que sur une partie de la pièce, alors les autres parties doivent être protégées par un dépôt électrolytique de cuivre (0,02 à 0,01 mm) ou par des enrobages spéciaux (argile réfractaire, sable, amiante pétrie avec du verre soluble).

5.7.1.1. Mécanisme de la formation de la couche cémentée

La cémentation est basée essentiellement sur la diffusion du carbone dans l'acier et elle n'est possible que lorsque le carbone se trouve à l'état atomique, obtenu, par exemple par dissociation des gaz contenant du carbone sous forme de CO, CH₄, etc.

Le carbone atomique absorbé par la surface de l'acier diffuse vers l'intérieur du métal. La progression de la diffusion vers l'intérieur est plus facile dans la ferrite que dans l'austénite à cause de l'énergie d'activation de l'austénite qui est plus élevée.

Aux températures de l'existence de la ferrite (au dessous du point A₁), la cémentation ne se fait pas par suite d'une faible solubilité du carbone dans le fer α . La cémentation est réalisée généralement aux températures supérieures au point AC₃ (920 à 950°C) qui rendent stable l'austénite, dissolvant en quantité le carbone.

Pendant la cémentation, les atomes de carbone diffusent dans le réseau du fer γ . Lorsque la limite de saturation de l'austénite en carbone, déterminée par la ligne SE du diagramme Fe-Fe₃C est atteinte, les conditions favorisent la formation à la surface d'une couche de cémentite continue. Dans les conditions réelles, il est rare qu'on observe la formation d'une couche de cémentite continue à la surface. Dans les conditions courantes, la cémentation au-dessus du point AC₃, ne forme que l'austénite qui se décompose après refroidissement lent en précipitant la ferrite et la cémentite. Dans ces conditions un refroidissement lent produit trois zones dans la structure de la couche cémentée (fig. 179).

1. Hypereutectoïde constituée de perlite et de cémentite secondaire formant un réseau suivant l'ancien grain d'austénite.
2. Eutectoïde constitué de perlite lamellaire.
3. Hypoeutectoïde constituée de perlite et de ferrite

L'épaisseur de la couche cémentée diminue avec l'augmentation de la concentration en carbone dans l'acier. Pour un acier à $\leq 0,17$ % C, elle est de 15 % de l'épaisseur soumise à la cémentation, pour les aciers à $> 0,17$ % C, elle est de 5 à 9 %. Le plus souvent, l'épaisseur de la couche varie de 0,5 à 2 mm et la concentration en carbone dans la couche superficielle doit être de 0,8 à 1,0 %. Des concentrations plus élevées dégradent les propriétés mécaniques de la pièce cémentée.

Les éléments d'alliages influent fortement sur la structure de la couche cémentée, le mécanisme de sa formation et la vitesse de diffusion. Le chrome et le tungstène diminuent le coefficient de diffusion du carbone dans l'austénite, car ils augmentent l'énergie d'activation, mais en renforçant la concentration du carbone à la surface, augmentent quelque peu, la profondeur de cémentation. Le nickel au contraire accroît la vitesse de diffusion mais diminue la concentration du carbone à la surface et donc la profondeur de cémentation. Le manganèse n'exerce presque aucune action sur le coefficient de diffusion, accroît la concentration du carbone à la surface et augmente donc quelque peu la profondeur de cémentation.

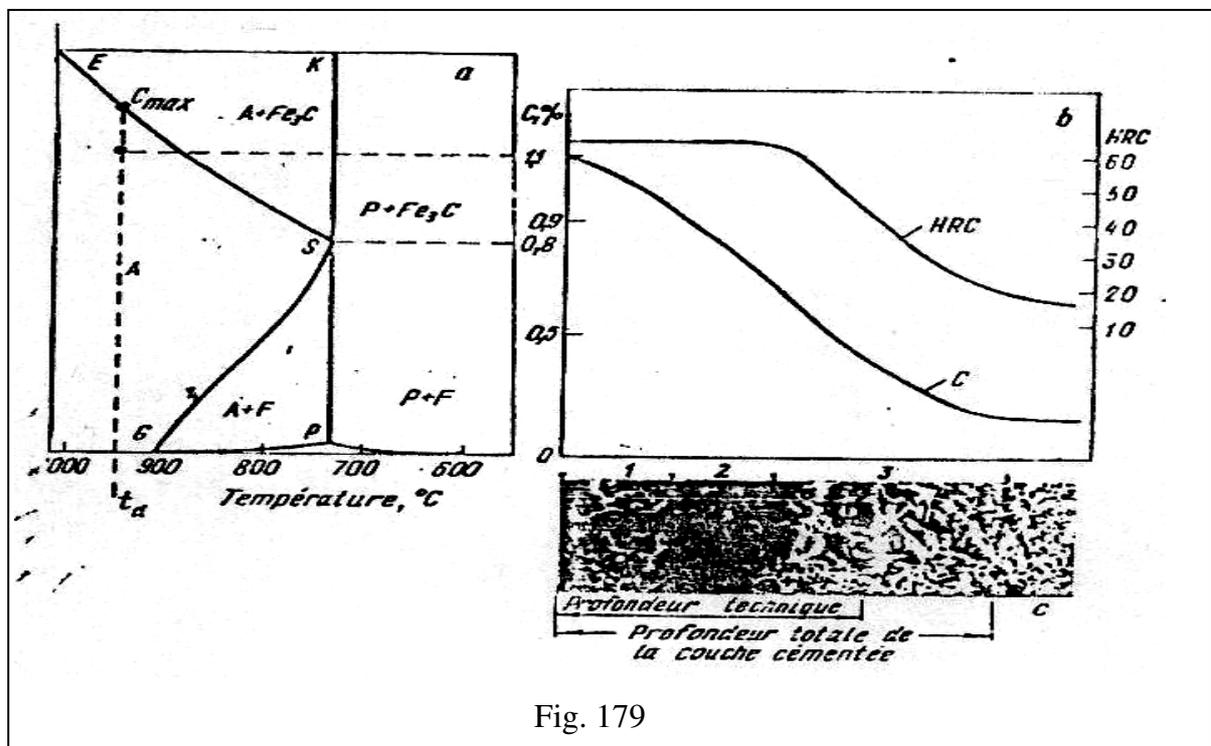


Fig. 179

5.7.1.2. Cémentation par agent solide (par ciment solide)

Dans ce cas, on utilise comme agent de concentration le charbon de bois activé de bouleau ou de chêne en grains, de semi-coke de houille et de coke de tourbe. Pour activer la cémentation, on ajoute de 10 à 40 % du poids du charbon, le carbonate de baryum BaCO_3 et le carbonate de sodium Na_2CO_3 .

Le ciment solide, largement utilisée, se compose de charbon de bois, de 20 à 25 % de BaCO₃ et jusqu'à 3,5 % de CaCO₃ que l'on ajoute pour prévenir le filtrage.

Les pièces prévues pour la cémentation sont préalablement décapées ensuite placées dans des caisses en acier. Lors de la pose des pièces, on couvre le fond de la caisse d'une couche de ciment, damée de 20 à 30 mm d'épaisseur, sur laquelle est placée la première série de pièces en maintenant une distance de 10 à 15 mm entre les pièces et les parois latérales. Ensuite cette première couche de pièces est couverte d'une couche de ciment damée de 110 à 115 mm d'épaisseur, sur laquelle on pose la deuxième couche de pièces etc. La couche supérieure des pièces est couverte d'une couche de ciment de 35 à 40 mm d'épaisseur pour compenser son retrait éventuel. La caisse est couverte d'un couvercle dont les bords sont mastiqués avec de l'argile réfractaire ou avec un mélange d'argile et de sable de rivière pétris dans l'eau jusqu'à l'état pâteux.

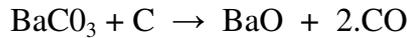
La caisse est placée dans un four où la température de cémentation varie de 910 à 930°C. Le maintien à la température de cémentation est de 7 à 9 min par centimètre de la dimension maximale de la caisse. Après cémentation, les caisses ne sont ouvertes qu'après leur refroidissement à l'air jusqu'à 400 ou 500°C. Généralement l'épaisseur de la couche à cémenter est choisie selon la température et durée de cémentation.

Durée en heures		Épaisseurs de la couche de cémentation en mm				
		1 h	2 h	10 h	30 h	60 h
T en °C	850 °C	0,4 mm	0,8 mm	1,2 mm	1,5 mm	2,5 mm
	900 °C	0,6 mm	1,2 mm	1,5 mm	2,5 mm	4,5 mm

Ce type de cémentation s'effectue avec du carbone atomique (Cat.), ce dernier est obtenu de la façon suivante. La caisse de cémentation contient de l'air dont l'oxygène réagit à une température élevée avec le carbone de ciment pour produire de l'oxyde de carbone, en présence du fer, l'oxyde de carbone se dissocie.



Le carbone ainsi obtenu est atomique au moment de sa formation. Il diffuse dans l'austénite, l'addition des carbonates rend le ciment beaucoup plus actif et enrichit l'atmosphère carburante en oxyde de carbone.



Le ciment employé est à l'état granulé, ce qui favorise le déplacement des gaz et permet d'obtenir une vitesse de déplacement plus élevée.

5.7.1.3. Cémentation gazeuse

Dans ce procédé, la pièce à cimenter est chauffée dans un milieu de gaz contenant du carbone. Cette forme de traitement présente beaucoup d'avantages par rapport à la cémentation par agent solide, elle permet d'obtenir une concentration exacte du carbone dans la couche à cimenter, diminue la durée du processus en rendant inutile le chauffage préalable des caisses remplies de ciment etc.

La meilleure couche cimentée s'obtient en employant comme agent de cémentation le gaz naturel CH_4 , ainsi que les mélanges de propane et de butane soumis à un traitement spécial.

La réaction principale qui assure la carburation est la dissociation du méthane et de l'oxyde de carbone.



Où : Cat. \rightarrow $\text{Fe}\gamma$ = austénite $\text{Fe}\gamma$ (C).

La cémentation gazeuse s'opère le plus souvent dans des fours à moufle et sans moufle, à marche continue, ainsi que dans les fours à cuve à marche discontinue.

La cémentation s'effectue à la température de 930 à 650°C, la durée de l'opération assurant l'obtention d'une couche de 0,7 à 1,5 mm d'épaisseur dans les fours à moufle ou à marche continue est de 6 à 12 heures, on peut accélérer l'opération en faisant circuler les gaz ou augmenter la température de cémentation jusqu'à 1000 à 1050°C à condition que les aciers employés soient à grains fins par hérédité. La cémentation est accélérée également si les pièces sont fabriquées par des méthodes de déformation plastique à froid.

5.7.1.4. Cémentation par des agents liquides

La cémentation liquide est effectuée dans des sels fondus contenant du Na_2CO_3 , le processus de cémentation est plus accéléré que les autres méthodes et la cémentation peut être effectuée rapidement à la température de 850°C . Le mélange des sels fondus contient le cyanure de sodium (45%), le chlorure de sodium (18%), le carbonate de sodium (37%), parfois, on utilise dans ce mélange du carbure du silicium,

Les deux derniers sels jouent le rôle de modération, évitant une pénétration trop de carbone dans l'acier. Ils réduisent l'évaporation du cyanure qui fond à 560°C , cependant le bain s'appauvrit par oxydation au contact de l'air. L'agent actif est le cyanogène.

Ces bains diffusent en outre de l'azote dans le métal. La cémentation par agent liquide permet d'obtenir les mêmes profondeurs de cémentation pour les temps plus courts relativement à la cémentation par agent solide et gazeux.

5.7.1.5. Traitement thermique de l'acier après cémentation

Ce traitement thermique est destiné à :

- Corriger la structure et affiner le grain au cœur et dans la couche cémentée, qui augmente pendant le long séjour à une température de cémentation élevée.
- Obtenir une dureté élevée de la couche cémentée et de bonnes propriétés mécaniques du cœur.
- Éliminer le réseau de carbone dans la couche cémentée qui peut apparaître par suite de la sursaturation en carbone.

Dans la grande majorité des cas, surtout lors du traitement des aciers à grains par hérédité, on a recours à la trempe à partir du domaine au dessus du point AC_1 , (depuis 820 ou 850°C), on arrive ainsi à affiner le grain de la couche cémentée et partiellement à recristalliser et à affiner le grain au cœur.

Un tel traitement ne permet pas de corriger la structure de la couche cémentée et du cœur. C'est pour cette raison que ce mode de trempe n'est utilisé que pour des pièces en aciers à grains fins par hérédité. Pour éliminer la déformation des pièces cémentées, on emploie également la trempe dans l'huile chaude portée à 160 ou 180°C .

Le traitement thermique produit dans la couche superficielle est une structure composée de martensite ou de martensite accompagnée d'une petite quantité de carbures en excès sous forme de globules. Quels que soit le cas, l'opération terminale des pièces ayant subies la cémentation est un revenu à basse température à 160 ou 180°C, qui transforme la martensite de trempe de la couche superficielle en martensite de revenu supprimant les contraintes.

La dureté de la couche superficielle dans le cas des aciers au carbone est HRC 60 à 64, et dans celui de l'acier allié, HRC 58 à 61. La diminution de la dureté est due à la formation d'une quantité élevée d'austénite résiduelle. Pour décomposer l'austénite résiduelle, on emploie souvent, après cémentation, un revenu à haute température à 630 ou 640°C suivi de trempe à basse température et de revenu à basse température. Un tel traitement assure une dureté élevée de la couche cémentée.

La cémentation suivie d'un traitement thermique élève la limite de fatigue des pièces en acier par suite de la formation dans la couche superficielle des contraintes de compression résiduelles importantes (jusqu'à 40 ou 50 kgf/mm²) et diminue sensiblement l'aptitude aux concentrateurs de contraintes à condition que la couche consolidée soit continue suivant toute la surface de la pièce.

5.7.2. La nitruration

C'est un, procédé de durcissement superficiel appliqué à l'acier permettant d'obtenir des duretés plus élevées que celles obtenues par cémentation. La nitruration consiste à saturer en azote, la surface de l'acier dans le milieu ammoniacque. La nitruration accroît sensiblement la dureté de la couche superficielle, sa tenue à l'usure, la limite de fatigue et la tenue à la corrosion dans des milieux comme l'atmosphère, l'eau, la vapeur etc.

La couche nitrurée garde sa dureté jusqu'aux températures 500 à 550°C, alors que la dureté d'une couche cémentée à structure martensitique ne subsiste qu'à 200 ou 225°C. Elle est très employée dans le cas des arbres des machines-outils de précision, des cylindres des moteurs puissants etc.

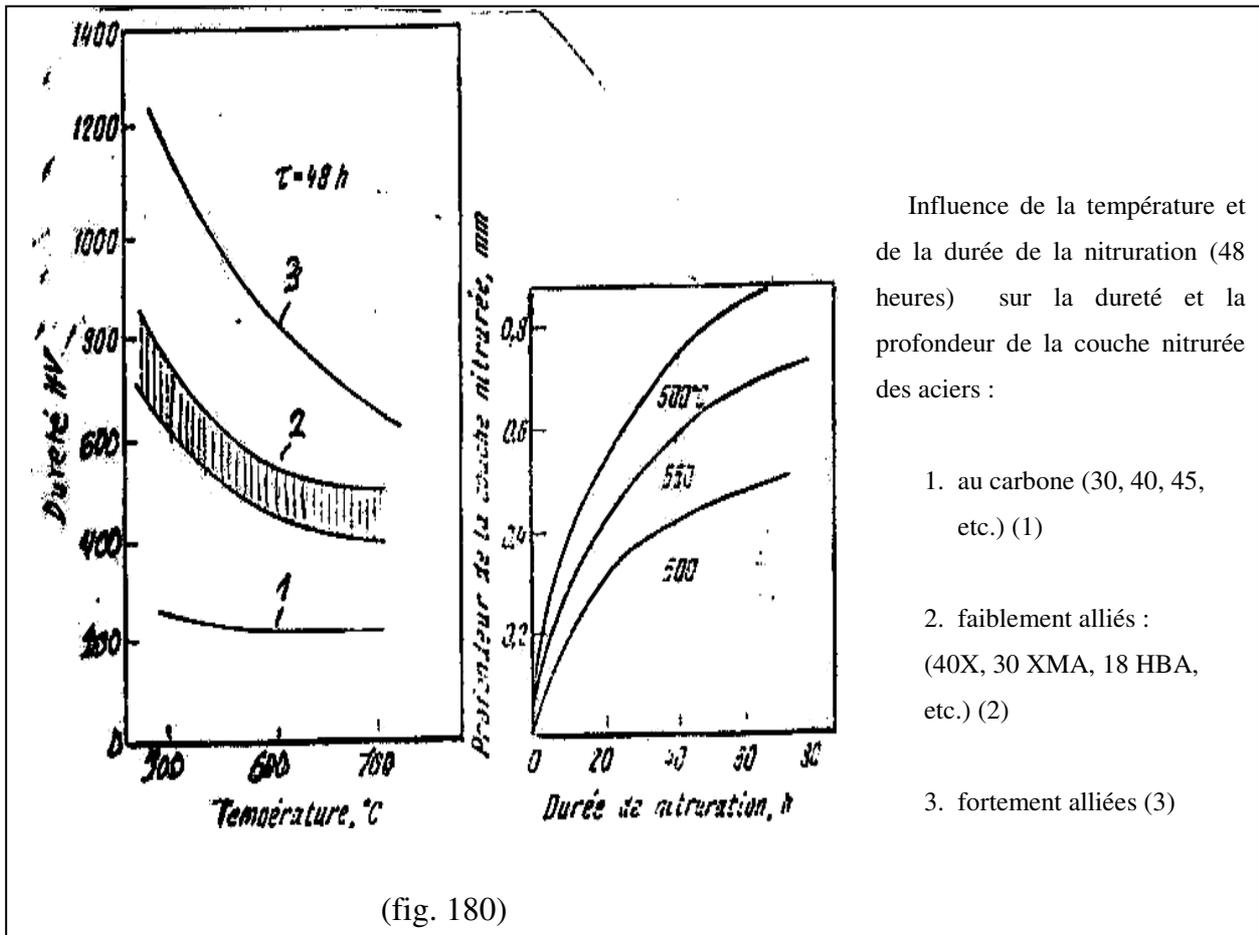
5.7.2.1. Mécanisme de la formation de la couche nitrurée

Les alliages fer-azote forment différentes phases et parmi elles, la phase F_4N (nitrure de fer), avec une teneur en azote de 6,10 %, c'est un corps très dur mais fragile. La nitruration s'effectue dans une atmosphère d'ammoniac qui, au chauffage, se dissocie suivant la réaction suivante : $2 NH_3 \rightarrow 2 N + 6 H$

Donc c'est le gaz ammoniac qui est utilisé comme agent de nitruration, dans lequel les pièces baignent et sont chauffées jusqu'à 550°C. Au contact du fer, l'ammoniac se dissocie en azote et hydrogène. Une partie de l'azote est absorbée par le métal, tandis que les gaz H_2 , NH_3 , H_2 en excès sont évacués. La diffusion de l'azote dans la couche superficielle est plus rapide que celle du carbone à la température 550°C.

La présence du chrome, de l'aluminium et du molybdène dans l'acier permet la formation des nitrures de ces éléments qui augmentent effectivement la dureté des pièces nitrurées jusqu'à 1200 HV. Les aciers pour nitruration contiennent généralement les éléments d'alliages Al (1,5 %), Cr (1,65 %), Ni (2 %), Mo (0,3 %) et du carbone (0,35 à 0,45 %). Les éléments d'alliages, s'ils augmentent la dureté, ils diminuent simultanément l'épaisseur de la couche nitrurée. Cette action est faite surtout dans le cas de l'addition de W, Ni, Cr, Mo.

La nitruration est destinée aussi à certaines fontes, qui contiennent également du Cr et Al. Les fontes subissent avant nitruration une trempe et un revenu pour leur donner une structure dure et tenace. La durée de nitruration varie en fonction de l'épaisseur de la couche à obtenir, par exemple 10 heures (0,1 mm) et 70 heures (0,5 mm). Plus la température de nitruration est élevée, plus la dureté de la couche nitrurée est faible et son épaisseur est grande (fig. 180) La diminution de la dureté de la couche nitrurée est liée à la coalescence des nitrures des éléments d'alliage.



Il est avantageux d'obtenir une couche nitrurée de 0,3 à 0,6 mm d'épaisseur. La durée de nitruration dans ce cas est grande, elle varie de 24 à 90 heures et se fait à des températures de 500 ou 520°C.

Pendant la nitruration en azote, l'augmentation du volume de la couche superficielle change quelque peu les dimensions de la pièce. La déformation devient plus importante avec l'élévation de la température de nitruration et de l'épaisseur de la couche. La nitruration n'est suivie d'aucun traitement thermique, ce qui permet d'éviter toute oxydation du métal et toute déformation des pièces.

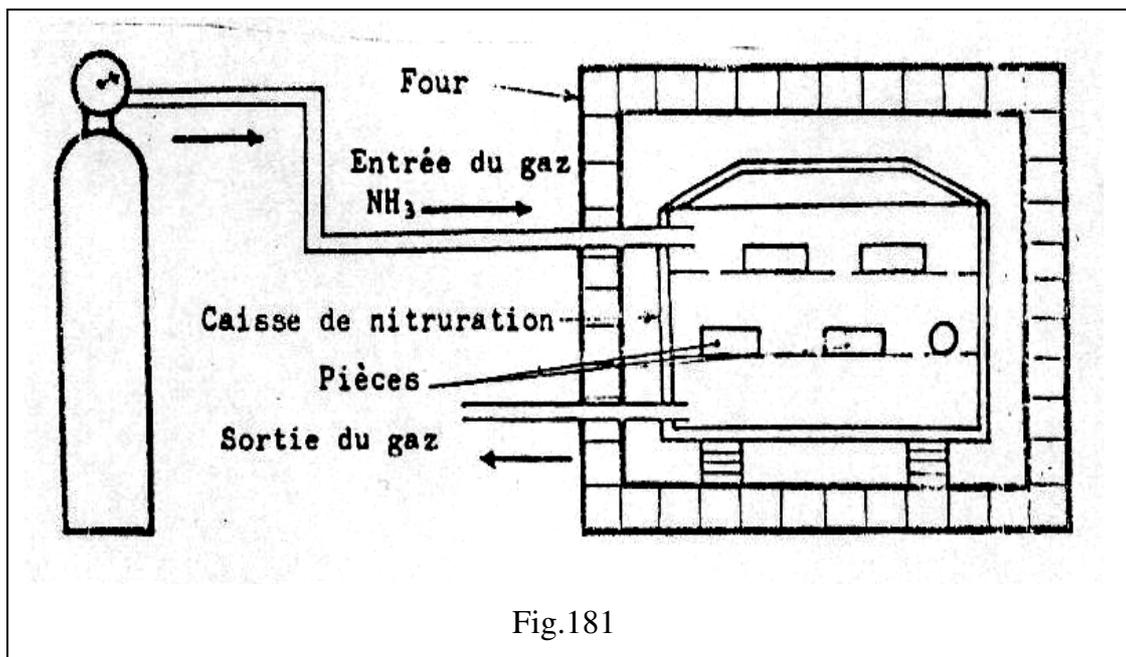
La nitruration présente beaucoup d'avantages sur la cémentation (grande dureté, qui se conserve jusqu'à 500°C, maximum de résistance à l'usure et une certaine résistance à la corrosion), par contre, la nitruration coûte plus chère que la cémentation et présente un

léger gonflement de la couche nitrurée dont il ne faut pas négliger. Généralement il existe deux types de nitrurations.

a. Nitruration gazeuse : Elle s'opère avec un courant d'ammoniac gazeux qui se dissocie partiellement en présence du fer qui joue le rôle de catalyseur.

b. Nitruration liquide : Elle s'effectue à une température de 570°C pendant 0,5 à 3 heures dans un bain de cyanures alcalins (60% NACN et 40% KCN), par lequel on fait passer de l'air sec. La basse température fait que l'azote fourni par la décomposition des cyanures est pratiquement le seul à diffuser dans l'acier. Après nitruration les pièces sont refroidies à l'air ou à l'huile. Ce traitement produit à la surface de l'acier une fine couche superficielle carbonitrurée (7 à 8 μm) de $\text{Fe}_3(\text{N,C})$.

Ce procédé présente l'avantage d'un faible changement de dimensions et l'absence du grandissement des pièces. Ses inconvénients sont la toxicité et le prix élevé des cyanures. Pour la pratique de la nitruration, les pièces à nitrurer doivent subir au préalable un traitement, thermique (trempe + revenu) pour obtenir le maximum de résilience et bien sûr, leur usinage doit être aussi effectué avant l'opération de nitruration ensuite, elles sont placées dans des caisses fermées hermétiquement (fig. 181).



Les caisses sont ensuite placées dans un four porté à 525°C pendant un temps nécessaire pour obtenir la couche nitrurée d'épaisseur satisfaisante. La vitesse d'augmentation de la couche nitrurée est de 0,04 mm/heure. L'opération peut durer plusieurs dizaines d'heures.

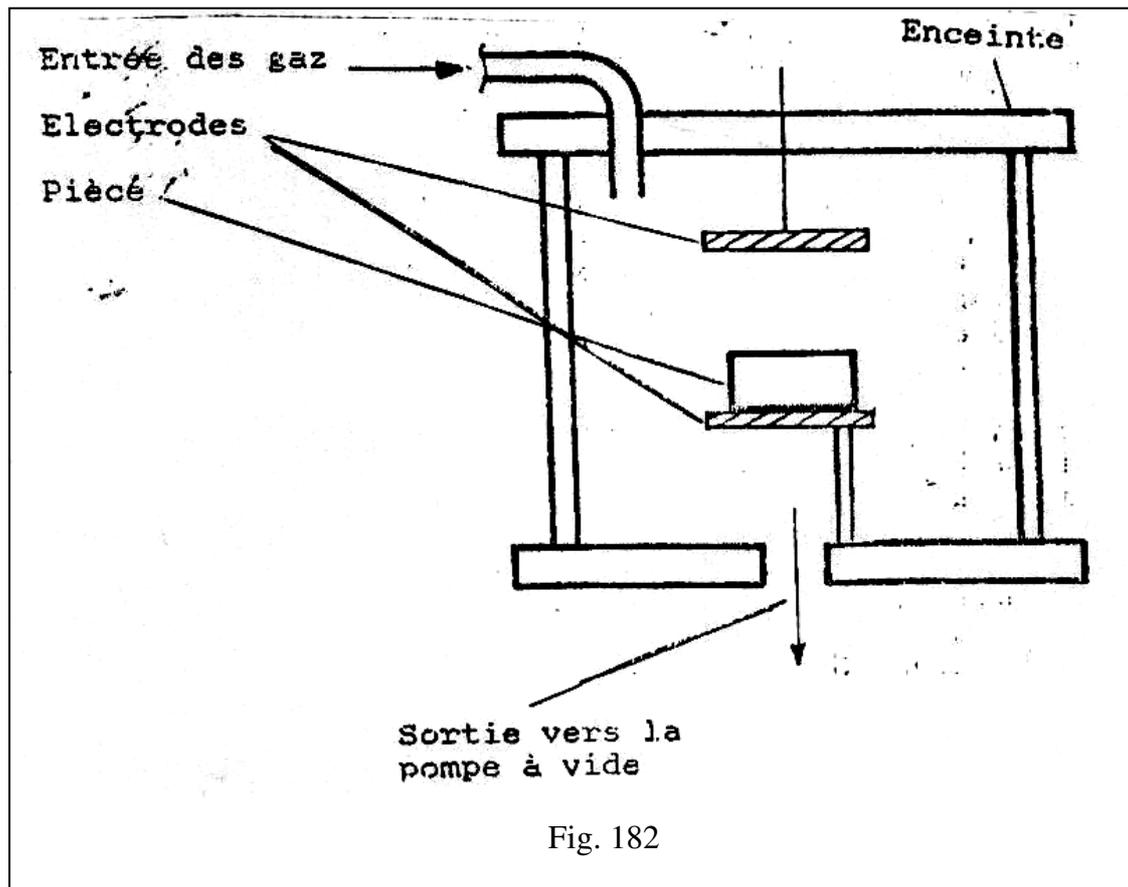
Le courant gazeux NH_3 , envoyé sous pression de 10 à 20 mbar, fait baigner les pièces. Les parties ne devant pas être nitrurées, sont préalablement traitées à l'étain. Après nitruration, la couleur des pièces tend vers le blanc à cause de la faible température, elles sont dépourvues de déformation.

1.7.2.2. La nitruration ionique

La nitruration ionique est obtenue dans une décharge luminescente, c'est à dire, l'azote est introduit à partir d'ions d'un plasma obtenu par décharge électrique sous tension de 1100 à 1400 V dans une atmosphère raréfiée contenant un mélange gazeux ($\text{N}_2 + \text{NH}_3$) à faible pression.

Les pièces à traiter sont connectées à l'électrode négative (cathode) et l'anode est constituée par la caisse de l'installation (fig. 182). La décharge luminescente est établie entre la cathode (pièce) et l'anode, et les ions du gaz, en bombardant la surface de la cathode, la portent à la température de saturation. Le processus est réalisé en deux étapes :

- Nettoyage de la surface par pulvérisation cathodique.
- Réalisation directe de la saturation.



Le tableau, ci-dessous, indique quelques nuances d'aciers nitrurés avec les duretés HV.

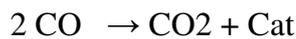
Nuances	Dureté HV
XC 38	800
35 CD 4	900
30 CD 12	1000
30 CAD 6 -12	1300
Z 6 CN 18 - 09	1200

5.7.3. La cyanuration et la carbonitruration

5.7.3.1. La cyanuration

La cyanuration est un procédé ayant pour but la saturation simultanée de la surface de l'acier en carbone et en azote afin d'augmenter la dureté et la tenue à l'usure. Les aciers destinés à subir un tel traitement contiennent de 0,2 à 0,4 % C. La cyanuration réalisée à

des températures de 820 ou 860°C, dans des bains contenant 20 à 25 % NaCN, 25 à 50 % NaCl et 25 à 50 % Na₂CO₃, est destinée pour obtenir une couche de faible épaisseur (0,15 à 0,35 mm). La durée de l'opération varie en fonction de l'épaisseur de la couche à obtenir est de 30 à 90 mm. Le carbone atomique et l'azote dégagés selon les réactions ci-dessous, diffusent dans l'acier.



Pour obtenir une couche plus épaisse (0,5 à 2 mm), l'opération se déroule dans un bain différent composé de NaCN, BaCl₂ et NaCl. La cyanuration est très employée dans l'industrie automobile et applicable aux petites pièces, telles que les pignons de commande de la pompe à huile, les compteurs de vitesse, les axes de ressort de la suspension arrière, les vis sans fin du volant, les petits arbres, les écrous etc. L'inconvénient de la cyanuration est le prix élevé et la nocivité des cyanures, ainsi que la nécessité imposée de prendre des mesures de protection spéciales.

5.7.3.2. La carbonitruration

La carbonitruration est un procédé de durcissement superficiel des pièces en acier que l'on chauffe dans une atmosphère gazeuse (CO + N₂ + C₃H₈), permettant au métal d'absorber simultanément du carbone et de l'azote. Ce traitement est suivi d'une trempe. Ce procédé est donc un compromis entre la cémentation et la nitruration. Le durcissement provient surtout de la cémentation par carburation de la couche superficielle des pièces. Le rôle de l'azote est surtout d'abaisser le point de transformation AC₃. C'est pourquoi la température de chauffage lors de la trempe est moins élevée (700 à 850°C) que pour la cémentation.

Une trempe peu énergétique, généralement à l'huile ou à l'air, est effectuée soit à la sortie des pièces du four après refroidissement, soit après un deuxième chauffage. On a recours par la suite à un revenu à basse température (180°C). La dureté obtenue est de l'ordre de 62 HRC. Une épaisseur cémentée de 0,5 à 0,7 mm demande environ 3 heures de

traitement. La couche carbonitrurée doit avoir une structure martensitique à grains fins, une faible quantité de carbonitrides et environ 20 à 30% d'austénite résiduelle.

La carbonituration gazeuse est généralement appliquée aux pièces de formes complexes. C'est un traitement qui est, de plus en plus, adopté par les industries de précision telles que les pièces pour automobiles, avions, métrologie, etc.

5.7.4. La métallisation par cémentation

C'est un traitement thermochimique qui consiste à saturer la couche superficielle de l'acier en éléments tels que aluminium, chrome, bore etc. Après traitement, l'acier acquiert plusieurs propriétés importantes telles que la tenue à chaud et à l'usure accrue, la résistance à la corrosion et la dureté.

5.7.4.1. La chromisation

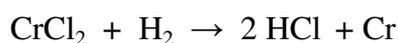
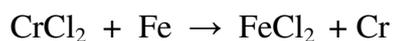
C'est la saturation en chrome de la couche superficielle des pièces de l'acier, par diffusion du chrome en milieu pulvérulent à une température supérieure à A_{C_3} , (1000 à 1050 °C). Généralement la chromisation augmente la tenue à la corrosion jusqu'à 800°C et celle des aciers à teneur élevée en carbone (> 0,3 à 0,4 % C) (chromisation dure) augmente la dureté et la tenue à l'usure.

La chromisation s'effectue dans des poudres formées essentiellement du ferrochrome et d'une matière poreuse. Les pièces sont mises en caisses et entourées de ce mélange. Une circulation d'hydrogène est assurée de bas vers le haut.

A 1000°C, on introduit du chlorure d'hydrogène anhydre qui réagit avec le ferrochrome selon la réaction :



Dont une partie du CrCl_2 réagit avec le fer, l'autre partie réagit avec l'hydrogène.



Le chrome ainsi formé, peut diffuser dans l'acier. L'opération dure quelques heures jusqu'à 12 heures. La dureté de la couche formée par une chromisation douce (faible teneur en carbone) est de 250 à 300 HV, tandis que pour une chromisation dure (teneur 0,4 % C), peut atteindre de 1200 à 1300 HV, l'épaisseur est de 0,15 à 0,20 mm.

La chromisation est très employée pour les pièces constituant les machines à vapeur, soupapes, valves, tubulures, etc.

Il faut distinguer entre la chromisation et le chromage qui consiste à réaliser un dépôt électrolytique de chrome pour les aciers alliés, non alliés, trempés et non trempés. La couche obtenue est très dure (900 HV), mais assez fragile et peu résistante aux chocs thermiques.

5.7.4.2. La boruration

C'est une saturation de la couche superficielle de l'acier en bore par diffusion de ce dernier en milieu pulvérulent et à une température supérieure à AC_3 . Le bore permet d'obtenir des borures, de type FeB ou Fe_2B , qui assurent une dureté très élevée (1800 à 2000HV), une bonne tenue à l'usure et à la corrosion. La boruration est effectuée par électrolyse des sels fondus contenant du bore, le bain de bore $Na_2B_2O_7$ fondu, sert de cathode, dans ce dernier on place les pièces. La température de saturation est de 930 à 950°C et la durée de séjour est de 2 à 6 heures. La boruration peut être aussi effectuée sans électrolyse dans des bains de chlorures fondus ($NaCl$, $BaCl_2$), auxquels on ajoute du ferro-bore (20 %) ou du carbure de bore (10 %) pulvérents. La boruration est appliquée aux pièces employées dans l'industrie pétrolière, bagues de pompes à boue, les matrices et estampes pour le formage à chaud. La boruration est un procédé que peuvent subir tous les aciers, car elle confère aux pièces une grande résistance à l'abrasion et à l'usure.

5.7.4.3. La siliciuration

C'est la saturation en silicium de la surface de l'acier, ce qui donne à l'acier une bonne tenue à la corrosion, vis à vis des différents milieux, la siliciuration accroît quelque peu l'usure. L'opération s'effectue dans un mélange pulvérulent (75 % de ferro-silicium + 20 % de chamotte et le reste H_4Cl), ou le plus souvent, dans un milieu gazeux ($SiCl_4$), obtenue en faisant passer du chlore par un espace réactif contenant les pièces à traiter et du ferro-silicium ou du carbure de silicium.

La température de saturation est de 950 à 1000°C. La couche siliciurée se distingue particulièrement par une porosité accrue, sa profondeur est de 0,3 à 1 mm, mais caractérisée par une faible dureté (200 à 300 HV).

La siliciuration est appliquée aux pièces utilisées dans l'équipement chimique, du papier, du pétrole etc.

5.8. Durcissement superficiel par écrouissage

C'est un procédé mécanique qui consiste à créer des micro-déformations plastiques dans les couches superficielles des pièces, ce qui peut avoir deux effets :

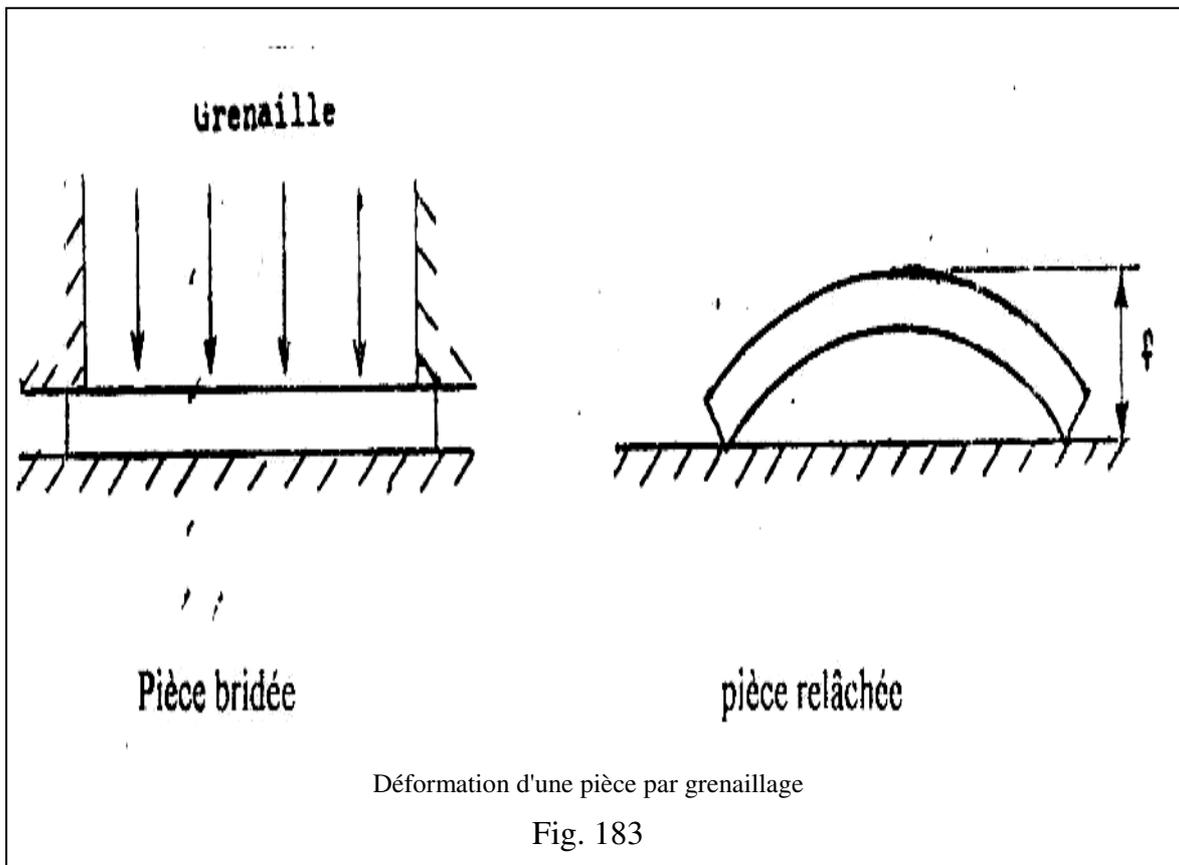
- Durcissement par écrouissage, introduction de contraintes superficielles de compression.
- Transformations éventuelles de phases.

Ce durcissement est surtout appliqué aux matériaux ne prenant pas la trempe, au cuivre en particulier.

5.8.1. Le grenailage

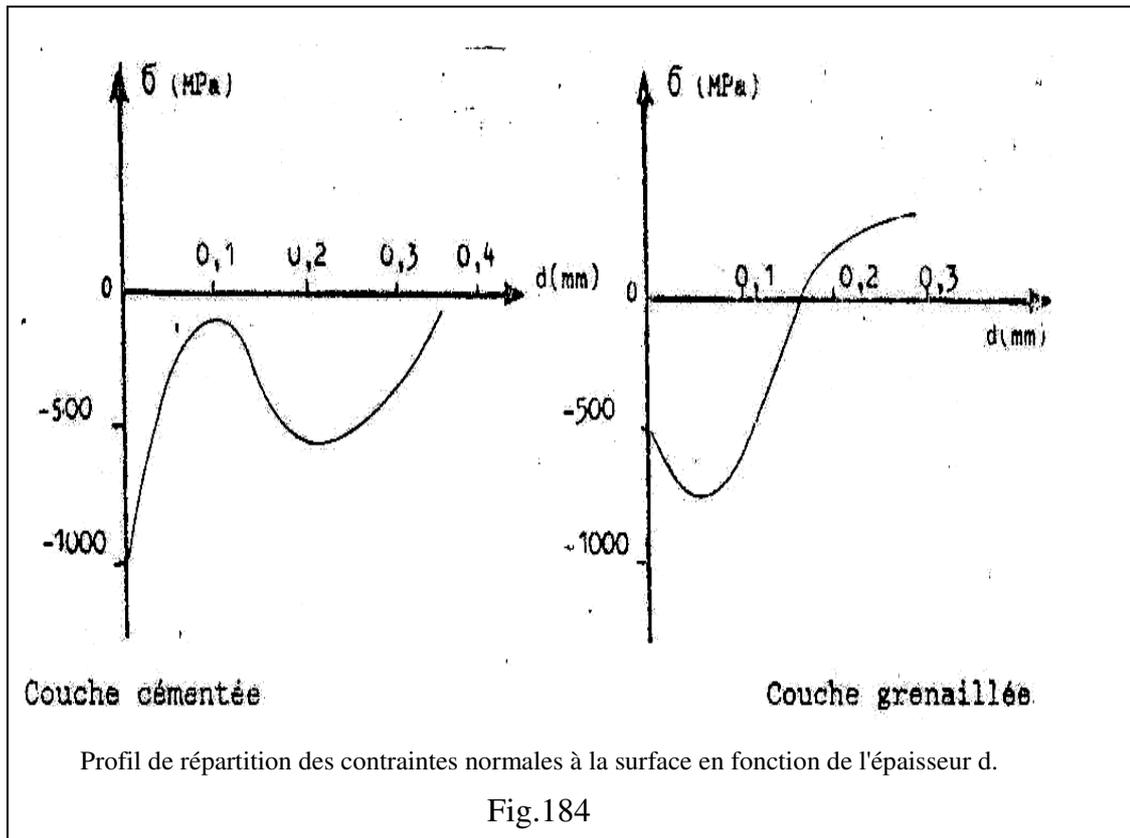
Le principe consiste à projeter à l'aide de turbines, de la grenaille en fonte ou en acier avec des vitesses de l'ordre de 80 m/s. Les impacts de la grenaille (généralement des billes de petit diamètre), créent sur la surface des micro-empreintes juxtaposées.

On peut mettre en évidence, ces contraintes et montrer que ce sont des contraintes de compression par l'essai ALMEN. Cet essai consiste à grenailer une pièce bridée qu'on relâche ensuite, et on mesure la flèche f , voir figure 183.



Les contraintes peuvent être mesurées par deux méthodes :

- L'une destructive appelée méthode de SACHS, elle permet de tracer le profil des contraintes en fonction de l'épaisseur des pièces (fig. 184).
- L'autre non destructive utilise les rayons x et ne permet que la mesure des contraintes en surface.



5.8.2. Le galetage

Sur les pièces de révolution, on applique un galet toroïdal en acier trempé. On écouit ainsi les gorges, les congés de raccordement, etc.

5.8.3. Le brunissage

C'est une méthode qui consiste à mater le bord des trous par pression et rotation d'un outil conique. L'écrouissage superficiel a pour effet de relever l'endurance en fatigue et s'applique à de nombreuses pièces : ressorts de soupapes, ressorts de suspension, aubes de turbines, etc.

5.8.4. Autres procédés de durcissement

Rappelons qu'il existe aussi d'autres techniques de durcissement.

5.8.4.1. Durcissement par introduction d'atomes étrangers

Cette méthode consiste à introduire des atomes étrangers en substitution ou en insertion dans le réseau du métal de base. Elle est très utilisée dans le cas du titane non allié et des métaux purs comme l'aluminium et le cuivre.

5.8.4.2. Durcissement par transformation ordre-désordre

L'opération consiste à réarranger les atomes d'un alliage initialement réparti au hasard en deux réseaux distincts et qui s'interpénètrent

6.8.4.3. Durcissement par pression

Ce durcissement consiste à réaliser directement un mélange par frittage de particules métalliques ou non, très peu solubles dans la matrice métallique (utilisé surtout en métallurgie des poudres).

6.8.4.4. Durcissement structural ou par précipitation

Le principe consiste à faire précipiter uniformément dans l'alliage, une phase présentant un certain degré de cohérence avec la matrice. Cette méthode est très pratique pour les alliages légers tels que AU4G, AU4N, AZ6G, aciers maraging, etc.

6. CLASSIFICATION DES ACIERS ET DES FONTES

Les aciers et les fontes sont les matériaux métalliques les plus utilisés dans les différentes branches de l'industrie. Un acier est un alliage de fer et de carbone dont la teneur en carbone est $\leq 2 \%$. La fonte est aussi un alliage de fer et de carbone dont la teneur en carbone est $> 2\%$. Selon leur usage, les aciers et les fontes, sont classés en plusieurs groupes.

6.1. Classification des aciers

6.1.1. Aciers de construction

Dans les groupes des aciers de construction, on trouve les aciers au carbone et les aciers alliés, destinés à la fabrication des éléments de machines, utilisés dans la construction des ouvrages d'art et des édifices. La teneur en carbone dans ce groupe d'aciers ne dépasse pas 0,5 à 0,6 %.

Un acier de construction doit posséder en plus des bonnes propriétés mécaniques, de bonnes propriétés technologiques telles que se prêter bien au formage (laminage; forgeage, emboutissage, etc.), à l'usinage, au soudage, avoir une pénétration de trempe élevée et une faible aptitude aux déformations et aux tapures de trempe.

Il existe des centaines de nuances d'aciers de construction. Les aciers de construction sont élaborés dans des fours martin (acides et basiques), dans des fours électriques ouverts et dans des convertisseurs à soufflage supérieur.

6.1.1.1. Aciers de construction d'usage général (aciers au carbone)

Les aciers de construction au carbone forment deux classes, celles des aciers courants (ordinaires) et de qualité. D'après les conditions et le degré de désoxydation on distingue trois types de nuances.

a. Les aciers calmés :

Ils sont obtenus par désoxygénation complète du métal dans le four puis dans une poche de coulée. Ces aciers contiennent une quantité minimale de protoxyde de fer en assurant ainsi une solidification « calme » du métal dans la lingotière, qui s'accompagne de diminution de volume.

A la partie supérieure du lingot solidifié, se forme une retassure et une porosité dues au retrait éliminées par chauffage lors du laminage.

b. Les aciers effervescents :

Ce sont des aciers insuffisamment désoxygénés et qui contiennent une quantité non négligeable de FeO. Le métal est dit effervescent à cause des bulles de gaz CO qui se dégagent suite à la réaction de FeO avec le carbone du métal. Le grand nombre de bulles de gaz, empêche la formation d'une retassure. Les aciers effervescents sont moins coûteux car les rebuts de leur fabrication sont réduits au minimum. Ils possèdent une plasticité élevée et se prêtent bien à l'emboutissage à froid.

c. Les aciers semi-calmés :

Ce sont des aciers intermédiaires entre les aciers calmés et effervescents et trouvent aujourd'hui un emploi toujours plus large.

6.1.1.2. Aciers de construction ordinaires (aciers courants)

Ils sont moins purifiés et contiennent donc plus de soufre, de phosphore et certaines autres inclusions non métalliques. Ils sont employés pour des pièces peu importantes tels que les fers marchands, laminés à chaud (poutres, barres, cornières, tôles, ...).

Ils sont très employés aussi dans la fabrication des éléments de machines peu importantes (axes, arbres, pignons, doigts de chenilles, bagues, boulons, écrous), les propriétés mécaniques d'un acier ordinaire peuvent être sensiblement améliorées par un traitement thermique (généralement une trempe à l'eau après chauffage). Ainsi après trempe à l'eau, la limite élastique des tôles laminées s'accroît légèrement sans que la plasticité ne se dégrade ($A = 15 \text{ à } 26 \%$).

Pour les constructions soudées, on utilise essentiellement les aciers calmés et semi-calmés à faible teneur en Mn et Si. Les aciers prévus à cet effet doivent avoir une faible aptitude au vieillissement thermique.

Pour les nuances devant être utilisées dans les régions froides, le seuil de rupture à froid acquiert une grande importance. Les aciers doivent être calmés et traités thermiquement (amélioration ou normalisation).

Les aciers de construction ordinaires, ayant une composition chimique définie et demandent une bonne tenue à l'usure, (axes, poussoirs, vis sans fin, pignons), subissent généralement une cémentation ou cyanuration.

6.1.1.3. Aciers de construction de qualité

Ces aciers ont une composition chimique plus rigoureuse, des teneurs plus faibles en soufre ($< 0,04 \%$) et en phosphore ($< 0,035 \%$), et suivant le degré de désoxydation, ils peuvent être calmés ou effervescents. Les aciers à faible teneur en carbone, donc à faible résistance, à plasticité élevée et à bonne soudabilité, s'emploient pour des pièces peu sollicitées. L'aptitude de ces aciers à l'estampage est d'autant plus faible que leur teneur en carbone est plus élevée. Les aciers de qualité sont utilisés :

- Sans traitement thermique.
- Avec le traitement de normalisation.
- Avec un traitement de cémentation lorsque les pièces demandent de faibles charges et une bonne tenue à l'usure (arbres à came, axes, leviers, etc.).

Les aciers à teneur moyenne en carbone (0,3 à 0,5) %, s'emploient après une normalisation, une amélioration et une trempe superficielle pour des pièces très variées dans la construction mécanique (vilebrequins, bielles, pignons, tiges, etc.). A l'état normalisé, la résistance de ces aciers est plus grande que celle des aciers à bas carbone, alors que la plasticité est plus basse. A l'état recuit, ces aciers se prêtent bien à l'usinage. L'acier à 0,45 % C est souvent utilisé pour les roues dentées et les arbres.

Les aciers contenant entre 0,6 et 0,85 % C possèdent une résistance et une limite élastique plus grandes et une tenue à la l'usure plus élevée. Ils s'emploient après trempe et revenu, normalisation et revenu, ainsi qu'après trempe superficielle pour la fabrication des ressorts, tiges, rondelles, cylindres de laminoirs, etc.

Les aciers au carbone de qualité, contiennent du manganèse (0,7 à 1) %, ce qui permet d'améliorer la résistance en augmentant la pénétration de trempe et de réduire légèrement la plasticité.

6.1.2. Aciers de décolletage

Les aciers de décolletage possèdent de bonnes aptitudes à l'usinage tout en assurant un bon état de surface. Ils contiennent généralement une teneur accrue en soufre et en phosphore. Le soufre se combine au manganèse en formant MnS sous forme d'inclusions allongées dans le sens du laminage et contribue à la formation d'un copeau court et cassant. Le phosphore améliore la dureté et la résistance, et élève le seuil de fragilité à froid.

La teneur en carbone varie de 0,08 à 0,45 %, celle du manganèse de 0,7 à 1,5 %, celle du soufre de 0,08 à 0,30 % et celle du phosphore de 0,08 à 0,15 %. La résistance et la dureté augmentent, alors que la plasticité diminue avec la teneur en carbone.

Exemples :

- Acier à 0,12 % C, R = 420 N/mm², HB = 160, A = 22 %.
- Acier à 0,40 % C, R = 600 N/mm², HB = 207, A = 14 %.

Parfois on rajoute à l'acier de 0,15 à 0,30 % de plomb qui fond lors de la coupe et diminue ainsi la résistance, les frottements et l'effort de coupe.

Les aciers de décolletage étirés à froid (écrouis) ont une résistance assez élevée (jusqu'à 800 N/mm²), l'emploi de ces aciers est destiné à la fabrication de vis, de boulons, d'écrous, ainsi qu'aux pièces fortement sollicitées.

6.1.3. Aciers d'amélioration

Ce sont les aciers utilisés après trempe et revenu à haute température et contenant entre 0,3 et 0,5 % C. Les aciers d'amélioration doivent avoir une limite élastique élevée, une faible susceptibilité à l'entaille, une bonne pénétration de trempe et une faible aptitude à la fragilité de revenu.

Les nuances contenant entre 0,35 et 0,45 % s'emploient surtout pour les pièces de sections relativement petites, ou sollicitées par des charges relativement faibles. Pour des pièces volumineuses, on emploie les aciers alliés pour augmenter la pénétration de trempe. Pour des pièces encore plus grandes, on utilise les aciers fortement alliés exposés ci-après.

6.1.3.1. Aciers alliés au chrome

L'addition du chrome de 0,8 à 1,2 % accroît la pénétration de trempe et permet de former un carbure plus dur que la cémentite, ce qui contribue à l'augmentation de la dureté, de la résistance à la rupture et à l'usure, sans accroître la fragilité. Les aciers alliés au chrome peuvent contenir d'autres éléments tels que le bore (0,002 à 0,005) % qui augmente la pénétration de trempe et le vanadium (0,1 à 0,2) % qui renforce les propriétés mécaniques de l'acier.

6.1.3.2. Aciers alliés au chrome-manganèse.

L'addition combinée de chrome (0,9 à 1,2 %) et du manganèse (0,9 à 1,2) % permet d'accroître suffisamment la résistance et la pénétration de trempe. Ces aciers s'emploient pour des pièces de sections variant de 20 à 40 mm. L'addition supplémentaire de titane à l'acier, abaisse son aptitude à la surchauffe.

6.1.3.3. Aciers alliés au chrome-silicium-manganèse (chromansil)

Les propriétés mécaniques de ces aciers sont très élevées. La composition chimique moyenne est constituée de :

- 0,2 à 0,3 % C.
- 0,9 à 1,1 % Cr.
- 0,8 à 1,1 % Mn.
- 0,9 à 1,2 % Si.

Les caractéristiques mécaniques des aciers au Cr-Si-Mn après trempe à l'huile (880°C) et revenu (540°C) sont les suivantes :

- $R = 1100 \text{ N/mm}^2$.
- $R_e = 850 \text{ N/mm}^2$.
- $A = 10 \%$.
- $K = 50 \text{ J/cm}^2$.
- $Z = 45 \%$.

Les aciers "chromansil" possèdent une bonne soudabilité une faible pénétration de trempe. Celle-ci peut être améliorée par une addition de 1,4 à 1,8 % de nickel.

6.1.3.4. Aciers alliés au chrome-nickel

Ces aciers possèdent une bonne résistance, une bonne ductilité et une grande pénétration de trempe. Ils sont employés pour la fabrication de grosses pièces de formes

complexes, sollicitées en service à des chocs et des charges vibratoires.

Le nickel assure la ductilité maximale, et combiné au chrome, ils assurent une pénétration de trempe élevée. Combiné au molybdène, le nickel abaisse sensiblement le seuil de fragilité à froid.

Enfin nous avons rassemblé les principales nuances des aciers alliés d'amélioration et leurs caractéristiques dans le tableau ci-dessous.

Nuance DIN	Rm (daN/mm ²)	K (J/cm ²)	Applications technologiques
41 Cr 4	80 à 120	5 à 7	Boulonnerie pour matriçage à froid, à chaud. Se prête à la trempe par induction.
50 CrV 4	90 à 130	4 à 5	Essieux et arbres fortement sollicités. Se prête à la trempe par induction.
25 CrMo 4	65 à 105	7 à 10	Pièces d'avions, d'automobiles fortement sollicitées. Vilebrequins, leviers de direction, bielles, arbres.
42 CrMo 4	75 à 130	5 à 8	
30 CrMoV 9	90 à 145	4 à 6	Pièces de grande résistance : engrenages, axes.
24 NiCr 14	75 à 120	8 à 12	Pignons, roues dentées.
35 NiCr 18	110 à 165	4 à 7	Pièces très sollicitées, grande résistance aux chocs.
36 NiCrMo 4	75 à 130	6 à 10	Pièces pour flexion, chocs, torsion alternée : bielles, vilebrequins, arbres de cardans, d'engrenages, fusées d'essieux, leviers.
30 NiCrMo 8	90 à 145	5 à 8	
34 NiCrMo 6	80 à 130	6 à 9	
40 Mn 4	70 à 105	4 à 6	Pièces de faibles sections : boulons, vis, arbres.
37 MnSi 5	70 à 120	3 à 6	Pièces pour haute résistance à l'usure : roues d'engrenages, arbres.

6.1.4. Aciers de cémentation

Ce sont des aciers à faible teneur en carbone (0,10 à 0,25) %. Après trempe, cémentation et revenu à basse température, la dureté de la couche cémentée atteint 62 HRC et celle du cœur (20 à 40) HRC.

Les aciers de cémentation doivent avoir au cœur des propriétés mécaniques élevées, en particulier, une très haute limite élastique. Les éléments d'alliage améliorent les propriétés mécaniques.

6.1.4.1. Aciers alliés au chrome

La teneur en chrome des pièces simples, varie de 0,7 à 1 %, la profondeur de la couche cémentée atteint 1,5 mm. Une trempe à l'huile, suivie de cémentation, donne au cœur des pièces, une structure bainitique. Les propriétés mécaniques sont de l'ordre de :

- $R = (700 \text{ à } 800) \text{ N/mm}^2$.
- $R_e = (500 \text{ à } 650) \text{ N/mm}^2$.
- $A = (11 \text{ à } 12) \%$.
- $K = (60 \text{ à } 70) \text{ J/cm}^2$.

6.1.4.2. Aciers alliés au chrome-vanadium

L'addition de vanadium (0,1 à 0,2) % à un acier au chrome, améliore ses propriétés mécaniques, celles-ci, deviennent au cœur.

- $R = (750 \text{ à } 800) \text{ N/mm}^2$.
- $R_e = (550 \text{ à } 600) \text{ N/mm}^2$.
- $A = (12 \text{ à } 13) \%$.
- $K = 80 \text{ J/cm}^2$.

La faible pénétration de trempe de ces aciers ne permet de les utiliser que pour des pièces de petites dimensions (axes de pistons, arbres à cames).

6.1.4.3. Aciers alliés au chrome-nickel

L'addition simultanée de chrome et de nickel augmente la résistance, la plasticité et la ductilité au cœur des pièces. De plus, le nickel augmente la résistance et la ductilité de la couche cémentée.

Ces aciers sont employés pour les grosses pièces supportant, en service, des charges dynamiques importantes. Ils sont peu susceptibles de surchauffe en cémentation prolongée et n'ont pas de tendance à la sursaturation en carbone de la couche superficielle. L'addition de tungstène ou de molybdène aux aciers au chrome-nickel, accroît la stabilité de l'austénite surfusionnée et par conséquent, la pénétration de trempe.

6.1.4.4. Aciers alliés au chrome-manganèse

Dans beaucoup de cas, puisque les aciers au chrome-nickel coûtent chers, ils sont remplacés par les aciers au chrome-manganèse qui sont employés pour la fabrication des engrenages, des arbres, etc.

Les aciers alliés au chrome- manganèse sont moins résistants à la surchauffe et possèdent une ductilité plus faible par rapport aux aciers chrome-nickel. Une faible addition de titane (0,03 à 0,09) % à cet acier donne après cémentation, trempe. revenu, une couche cémentée de dureté élevée (60 HRC), une pénétration de trempe très faible, ainsi une faible addition de molybdène l'accroît et donne une dureté maximale en surface.

Dans le tableau ci-dessous, nous avons porté les principales nuances d'aciers alliés de cémentation et leurs applications.

Nuance DIN	Rm (daN/mm ²)	Dureté (HB)	Applications technologiques
13 Cr 3	50 à 60	141 à 183	Pièces de construction avec exigences extraordinaires, résistance du cœur très élevée, haute résistance à l'usure: vis sans fin, engrenages..
15 CrNi 6	60 à 75	169 à 211	
18 CrNi 8	60 à 80	183 à 225	
15 CrMo 5	60 à 75	169 à 211	Pièces soumises à des efforts élevés de tous genre : roues dentées, engrenages de boîtes de vitesses, arbres à cames.
20 CrMo 5	75	220	
16 MnCr 5	60 à 70	155 à 200	
20 MnCr 5	60 à 75	169 à 211	
18 NiCrMo 6	115 à 150	210	Axes, engrenages, pignons, leviers de direction.

6.1.5. Aciers de nitruration

Appliquée à un acier non allié, la nitruration ne donne qu'un durcissement faible et la pénétration de l'azote en profondeur fragilise les pièces. Par contre, il suffit d'introduire une faible quantité d'aluminium (1 à 2) % ou éventuellement d'autres éléments d'alliage, tels que le chrome, pour que la consolidation en surface s'intensifie sans affecter le cœur. L'addition d'une certaine quantité de molybdène, assure le maintien prolongé à 550°C et ne change pas la résilience (pas de fragilisation). La dureté obtenue dans la couche nitrurée est d'autant plus élevée que la teneur en aluminium est plus forte. Pour obtenir une résistance au cœur, plus importante, on augmente la teneur en carbone (jusqu'à 0,5 %), en gardant inchangée celle de l'aluminium. Le tableau suivant rapporte les principales nuances de nitruration et leurs caractéristiques.

Désignation	Caractéristiques				Applications
	Rm	Re	A	K	
	(da/mm ²)		(%)	(J/cm ²)	
30 CDA 6-612	800	700	18	19	Axes, vilebrequins, arbres, engrenages
45 CDA 6-12	900	800	16	16	Outils d'emboutissage, de sertissage, engrenages fortement chargés.
30 CAD 6-6	800	700	18	19	Même usage que ci-dessus. Couche nitrurée plus tenace et moins dure.
40 CAD 6-6	900	800	15	16	
30 CAD 6-3	800	700	18	19	
45 CAD 6-3	900	800	15	16	
20 CD 12	700	600	22	18	Pièces soumises au chocs importants et nécessitant une grande résistance à l'écaillage
30 CD 12	800	700	19	23	
30 CD 12 revenu à 550°C	1300	1200	11	8	
Z 35 CS 8	950	850	18	6	Pièces résistant à l'oxydation à chaud : soupapes à tiges nitrurées.
Z 50 CNW 20	880	450	30	10	

6.1.6. Aciers pour constructions soudées

Comme leur nom l'indique, les aciers pour constructions soudées doivent d'abord avoir une bonne soudabilité. De plus, il est nécessaire qu'ils aient une limite élastique assez élevée et ils ne doivent pas être susceptibles de rupture par fragilité. Ces aciers contiennent en général :

- Une faible teneur en carbone (0,15 à 0,22) % cause des exigences de soudabilité.
- Une teneur relativement élevée en manganèse à cause des exigences de résistance mécanique.
- Eventuellement de faible addition de chrome et de molybdène.

Les aciers pour constructions soudées sont très employés en construction, métalliques soudées et en chaudronnerie, notamment, dans le domaine ferroviaire (wagons, etc.).

6.1.7. Aciers à ressorts

Les aciers à ressorts doivent répondre aux exigences suivantes :

- Une bonne résistance aux faibles déformations plastiques.
- Une bonne limite de fatigue.
- Un grand pouvoir trempant.
- Une régularité dans le comportement.

Ces propriétés s'obtiennent pour une teneur en carbone supérieure à 0,5 % après trempe et revenu à 500°C, du point de vue composition chimique, les aciers à ressorts diffèrent très peu des aciers de construction, mais les conditions d'élaboration sont plus rigoureuses. Généralement la limite élastique des aciers à ressorts au carbone est supérieure à 800 N/mm² et celles des aciers à ressorts alliés est supérieure à 1000 N/mm². Après trempe, tout le volume de la pièce doit avoir une structure martensitique.

La nuance avec la teneur la plus élevée en carbone (1,25 à 1,32) % est pauvre en manganèse (0,1 à 0,25) %. Cette nuance est utilisée, après traitement, pour faire des rubans de scie, de la coutellerie, des lames de grattoirs, etc. Les teneurs moyennes en éléments d'alliages contenus dans les aciers à ressorts sont : Si : (1,5 à 2,8) %, Mn : (0,6 à 1,2) %, Cr : (0,2 à 1,2) %, Ni : (1,4 à 1,7) %, W : (0,8 à 1,2) %.

Ces éléments assurent la pénétration de trempe, affinent le grain et augmentent la tenue à la relaxation. Le silicium élève la pénétration de trempe et retarde la décomposition de la martensite pendant le revenu. Les autres éléments sont plus ou moins présents suivant l'usage des ressorts.

Dans le cas courant, les ressorts sont durcis par trempe et revenu à moyenne température, ou par écrouissage superficiel (grenailage) qui permet d'augmenter la limite de fatigue. L'emploi des aciers à ressorts est très varié (voir tableau ci-dessous).

- Dans le cas de sollicitations normales, on utilise les aciers au manganèse-silicium.
- Dans le cas où s'impose un amortissement efficace et une longue durée de vie sous sollicitations élevées, on emploie les aciers au chrome-silicium et au chrome-vanadium.

Nuances DIN	Re (daN/mm ²)	Dureté (HB)	Applications
46 Si 7	90	255	Ressorts de suspension pour locomotives et wagons.
60 SiMn 5	85	250	Ressorts en spirales, coniques, hélicoïdaux, à lames.
46 Mn 7	75 à 90	230	Ressorts soumis à un taux élevé de flexion alternée : Ressorts à lames, ressorts à boudins.
67 SiCr 5	85	240	Ressorts de soupapes et régulateurs.
50 CrV 4	80	235	Ressorts à boudins, barres de torsion, ressorts de soupapes (T = 350°C).

6.1.8. Aciers à roulements

Les aciers à roulements doivent satisfaire à des exigences très rigoureuses en ce qui concerne les inclusions non métalliques. Leur présence dans la partie sollicitée, provoque une concentration de contraintes qui entraîne une rupture de fatigue prématurée. Les bagues, rouleaux et bielles, exigent dans les conditions de travail, une dureté, une tenue à l'usure et une résistance, élevées.

A l'état recuit, ces aciers ont une structure perlitique à grains fins, assez usinable avec une dureté d'environ 187 HB. Après trempe à l'huile et revenu à basse température (200°C) la dureté atteint (61 à 66) HRC.

Les bagues, les rouleaux et les bielles sont fabriquées en acier à haut carbone contenant du chrome. Dans le cas de grosses pièces, on utilise comme addition, du chrome-manganèse-silicium ou du chrome-nickel (aciers de cémentation). Pour les roulements travaillant dans des milieux agressifs, on emploie l'acier inoxydable à 1,2 % C et 1,4 % Cr. Dans le tableau, ci-dessous, nous avons porté quelques nuances d'aciers pour roulements et leurs principales applications.

Nuances DIN	Rm (daN/mm ²)	Dureté (HRC)	Applications
105 Cr 4	70	63 à 67	Roulements à bagues de 10 à 17 mm de diamètre.
100 Cr 6	70	63 à 66	Bagues de roulements à billes, disques et anneaux de butées à billes et à galets, sièges de roulements.
100 CrMn 6	73	63 à 66	Bagues de plus de 30 mm d'épaisseur de paroi à l'état fini.
X90 CrMoV 18	85	57 à 59	Roulements inoxydables, rouleaux à billes, à galets.

6.1.9. Aciers à haute résistance (Maraging)

Les exigences de ces aciers sont les suivantes :

- Une résistance mécanique élevée.
- Une bonne tenue à la rupture fragile.
- Une fiabilité élevée en service.

Ces prescriptions correspondent, dans une grande mesure, aux aciers martensitiques de vieillissement qui contiennent très peu de carbone (< 0,03 %) et appelés aciers « Maraging ». Ce sont les ferronickels martensitiques traités par durcissement structural. Ils sont souvent additionnés de cobalt, de molybdène, de niobium, etc., pour assurer le vieillissement.

Lors du vieillissement, le chrome consolide la martensite, améliore la tenue à la corrosion. Le manganèse provoque le vieillissement de la martensite Fe-Ni, mais diminue la plasticité et la ductilité de la martensite vieillie.

Le plus utilisé des aciers Maraging est le Z3 NKDT 18-9-5 contenant 18 % Ni, 9 % Co, 5 % Mo, et 0,7 % Ti. Son traitement thermique comporte un recuit d'une heure à 820°C avec un refroidissement à l'air, suivi d'un traitement de vieillissement de 3 heures à environ 480°C. Les caractéristiques mécaniques après recuit et vieillissement sont portées dans le tableau ci-dessous.

Etat	Rm (N/mm ²)	Re (N/mm ²)	A (%)	Z (%)	KCV (J/cm ²)
Recuit	650 à 1020	630 à 700	15 à 20	70 à 80	31 à 45
Vieilli	1750 à 1950	1650 à 1850	10 à 12	48 à 57	31 à 45

L'acier Maraging se distingue donc par ses bonnes propriétés de résistance et de ductilité. A l'état trempé, il se prête bien à l'usinage, au corroyage et au soudage. Les aciers martensitiques de vieillissement s'emploient dans les industries aéronautiques, navales, dans les constructions d'appareils de mesure et de contrôle, etc.

6.1.10. Aciers à haute tenue à l'usure

Il existe deux classes d'aciers résistant à l'usure :

- Les aciers austénitiques au manganèse.
- Les aciers martensitiques au chrome.

6.1.10.1. Aciers austénitiques au manganèse

Ce sont des aciers austénitiques à haute teneur en manganèse, de composition moyenne de (0,9 à 1,3) % C et de (11,5 à 14,5) % Mn.

Ces aciers n'ont pas une dureté particulièrement élevée, mais ils possèdent une aptitude remarquable à s'écrouir sous l'effet de faibles déformations plastiques. Ils ont de ce fait, une très bonne tenue au frottement, convenablement traités, ils sont très peu fragiles. Leur haute aptitude à s'écrouir, les empêche d'être usinables et ils ne peuvent être mis en forme que par moulage et rectification. Après coulée, ils sont constitués

d'austénite et de carbure en excès $(Fe, Mn)_3C$, qui se précipite aux joints de grains en altérant la résistance et la ductilité.

Les aciers austénitiques au manganèse conviennent pour des pièces de frottement (rails de chemins de fer, godets d'excavateur, mâchoires de concasseur, etc.). L'acier le plus connu de cette catégorie est l'acier "Hadfield" de désignation normalisée Z 120 M 12, dont les caractéristiques mécaniques sont consignés dans le tableau ci-dessous.

Etat	Rm (N/mm ²)	Re (N/mm ²)	A (%)	Z (%)	Dureté (HB)
Trempe à l'eau	850 à 1050	340 à 440	40 à 60	35 à 40	160
Ecroui (10 à 20) %	1200 à 1250	800 à 900	15 à 25	-	200

L'addition d'environ 1 % de molybdène permet d'éviter les précipitations indésirables de carbure, et de surclasser l'acier Hadfield du point de vue résistance à l'abrasion.

6.1.10.2. Aciers martensitiques au chrome

Les aciers martensitiques au chrome sont des aciers résistants à l'usure, usinables et qui peuvent imposer une certaine conservation de dimensions. Il existe deux catégories :

- Les aciers ayant (0,4 à 0,48) % C et (0,7 à 1,1) % Cr.
- Les aciers ayant (0,95 à 1,1) % C et (1,3 à 1,6) % Cr.

Les aciers de la première catégorie correspondent à la nuance 42 CD 4. Pour les applications demandant une bonne résistance à l'usure, cette catégorie exige une élaboration particulièrement soignée.

Les aciers, de la deuxième catégorie, correspondent à la nuance 100 C 6, qui est une nuance d'acier pour roulements, ils ont une très haute dureté à l'état traité. Dans le cas des pièces volumineuses, pour lesquelles la trempabilité du 100 C 6 est insuffisante, on rajoute (0,2 à 0,4) % de molybdène sans faire varier la composition chimique du carbone et du chrome.

6.1.11 Aciers résistant à chaud

Le besoin d'aciers pour emploi à haute température se fait sentir dans les domaines industriels suivants :

- Construction des fours; (soles, chemins de roulement, grilles).
- Construction des générateurs de vapeur.
- Boulonnerie.
- Construction des turbines à gaz ou à vapeur.

L'augmentation de température influe fortement sur les propriétés mécaniques, en particulier, elle provoque la diminution des caractéristiques de résistance (E, Rm, Re et HB) et l'élévation des caractéristiques de plasticité en particulier, et le fluage. Par conséquent, les exigences d'emploi sont les suivantes.

- Grande résistance à la déformation à chaud (fluage, relaxation, fatigue à chaud).
- Bonne résistance aux chocs thermiques.
- Grande résistance aux agents chimiques à chaud (oxydation, corrosion).
- Facilité de mise en oeuvre (aptitude à la conformation à chaud ou à froid, soudabilité, usinabilité).

La résistance à chaud peut être améliorée par addition d'éléments d'alliages à la solution solide. Ceux-ci renforcent l'énergie de liaison interatomique et retardent le processus de diffusion, tout en élevant la température de recristallisation. Les aciers, pour emploi à haute température, atteignant les 950°C (pointes d'outils de coupe en service), sont élaborés à base de nickel, de fer et de cobalt, alors que ceux atteignant des températures encore plus élevées (1200 à 1500)°C, sont réalisés à base de chrome, de molybdène et d'autres éléments difficilement fusibles. Parmi les aciers résistants à chaud, on peut citer les aciers perlitiques, martensitiques et austénitiques.

6.1.11.1. Aciers perlitiques

Les aciers perlitiques sont employés dans le cas des pièces susceptibles de fluage, mais relativement peu chargées et ne dépassent pas la température de 600°C (pièces d'installations énergétiques). Ce sont des aciers à bas carbone dont la teneur en chaque élément additionné (Cr, Mo, V) est égale ou supérieure à 1 %. Ces derniers améliorent la résistance à chaud, notamment avec la formation du carbure VC.

Les aciers perlitiques sont souvent soumis à la normalisation (vers 1000°C) et au revenu à haute température (vers 700°C). Ce traitement leur confère une structure de perlite lamellaire fine (sorbite) dont la résistance à chaud est plus élevée.

6.1.11.2. Aciers martensitiques résistant à chaud

Ce sont des aciers martensitiques alliés au W, V, Mo, Ti, destinés à la fabrication des pièces et des ensembles de turbines à gaz et des installations à vapeur. Les éléments d'alliages permettent d'élever la température de recristallisation, de former des carbures de type $M_{23}C_6$, M_6C , M_2C , MC et donc d'améliorer la résistance à chaud. La résistance optimale à haute température pour les aciers à haute teneur en chrome, après une trempe martensitique vers 1020°C, suivie de revenu, est due à la structure de sorbite que lui confère ce traitement. Les aciers martensitiques au chrome-silicium (silichrome) sont employés pour les soupapes d'échappement des moteurs à combustion interne, après une trempe (vers 1020°C) et un revenu à haute température.

6.1.11.3 Aciers austénitiques résistant à chaud

Ce sont les aciers à forte teneur en carbone, nickel et manganèse qui favorisent la structure austénitique. Ils sont employés pour des pièces travaillant entre 500 et 750°C. La résistance à chaud est plus élevée que celle des aciers martensitiques et ferritiques. Les aciers austénitiques sont plastiques et se prêtent bien au soudage.

On peut obtenir d'excellentes propriétés d'aciers résistants à chaud par addition, à la composition classique des aciers inoxydables 78-10 :

- Soit d'éléments durcissant d'austénite à l'état hypertrempe (B, Mo, W, ...).
- Soit d'éléments donnant lieu à des précipitations en cours de fluage (Ti, Nb, ...).
- Soit d'éléments permettant le durcissement structural de l'austénite (Mo, Ti, ...).

6.1.11.4. Austénites complexes

Les exigences, sans cesse, croissantes dans le domaine de l'industrie des turbines à gaz et des turboréacteurs, ont conduit à renforcer les teneurs en chrome et en nickel, et à ajouter en plus des teneurs en éléments spéciaux, tels que le cobalt aboutissant ainsi à des compositions dans lesquelles la teneur en fer peut descendre au dessous de 50 %. Exemple : l'alliage Z 12 CNKDW 20-20-20 contenant 20 % Cr, 20 % Ni, 20 % CO, 2 % Mo et 3 % W.

6.1.12. Aciers à haute tenue à la corrosion (aciers inoxydables)

La tenue à la corrosion s'obtient en ajoutant aux aciers ordinaires, des éléments chimiques qui forment en surface, des pellicules protectrices fortement liées au métal de base et qui empêchent ainsi le contact direct métal-milieu corrosif. Les éléments d'addition (chrome, aluminium, silicium) se dissolvent dans le fer et forment, pendant l'échauffement de l'acier, des couches protectrices d'oxydes tels que $(Cr, Fe)_2O_3$, $(Al, Fe)_2O_3$. Au fur et à mesure que la teneur des éléments d'addition est élevée, plus la tenue à la corrosion s'élève en température :

- Avec (5 à 8) % Cr, on peut atteindre $T = (700 \text{ à } 750)^\circ C$.
- Avec (15 à 17) % Cr, on peut atteindre $T = (950 \text{ à } 1000)^\circ C$
- Avec 25 % Cr et 5 % Al, on peut atteindre $T = 1300^\circ C$.

Les aciers à haute tenue à la corrosion peuvent être classés en deux groupes principaux : les aciers alliés au chrome qui, après refroidissement à l'air obtiennent une structure martensitique ou ferritique et les aciers alliés au chrome-nickel à structure austénitique.

6.1.12.1. Aciers inoxydables au chrome

L'addition à l'acier entre 12 et 14 % de chrome, rend positif le potentiel électrochimique du métal qui devient ainsi résistant à la corrosion dans l'atmosphère, l'eau potable, l'eau de mer et dans plusieurs sortes d'acides, de sels et d'alcalis. Les aciers inoxydables au chrome contiennent une faible teneur en carbone et éventuellement des additions d'aluminium pour améliorer la résistance à la corrosion à chaud. Il est indiqué deux types de ces aciers dans le tableau ci-dessous.

Nuances	% C	% Cr	Traitements thermiques	Rm (N/mm ²)	Re (N/mm ²)	A (%)
Z3 C 13	0,03	13	Trempe (air ou huile) à $950^\circ C$ et revenu (2 à 4) h vers $(650 \text{ à } 700)^\circ C$	550 à 700	350 à 550	15
Z5 CA 13	0,05	13		450 à 600	250 à 450	20

Malgré sa faible teneur en carbone, l'acier Z3 C13 prend partiellement par la trempe, une structure martensitique. L'acier est inoxydable, grâce à la présence d'aluminium (0,2 %). Ces deux nuances sont soudables. La tenue à la corrosion des aciers à 13% Cr est meilleur, mais à condition que tout le chrome soit à l'état de solution solide. Dans ce cas, il forme à la surface une couche protectrice dense de type Cr₂O₃.

Les aciers Z12 C13 et Z20 C13 s'emploient pour les pointeaux des carburateurs, les ressorts, les instruments chirurgicaux, les aciers à plus forte teneur en chrome (17 % et plus) ont une tenue à la corrosion plus élevée. L'acier Z12 C17 s'emploie après recuit de recristallisation vers 750°C dans l'industrie alimentaire et l'industrie légère.

Les aciers ferritiques Z15 C 25 et Z15 C 28 s'emploient, le plus souvent, sans traitement thermique pour la fabrication des pièces travaillant dans des milieux agressifs (acide nitrique bouillant, ...). Ces nuances résistent à l'oxydation à chaud jusqu'à 1150°C en atmosphère sulfureuse. Leurs caractéristiques mécaniques à chaud sont faibles et elles deviennent facilement fragiles après quelques temps de maintien à haute température, probablement à cause du grossissement exagéré du grain.

6.1.12.2. Aciers inoxydables au chrome-nickel

Ce sont des aciers austénitiques, additionnés généralement de chrome, nickel ou de manganèse. Ils ont une faible limite d'écoulement, une résistance modérée, une plasticité élevée et une bonne tenue à la corrosion dans les milieux oxydants. Les caractéristiques de quelques nuances d'aciers inoxydables Cr-Ni, après trempe à l'eau à 1150°C sont rapportées dans le tableau suivant.

Nuances	Composition chimique				Rm (N/mm ²)	Re (N/mm ²)	A (%)
	% C	% Cr	% Ni	% Si			
Z15 CN24-12	0,15	24	12		600	250	35
Z10 CN25-20	0,10	25	20	-	600	250	35
Z12 NCS38-18	0,12	18	38	2	600	300	30

Des nuances voisines à celles mentionnées dans le tableau, teneurs en carbone plus élevée, permettent d'améliorer la coulabilité en moulage. Les teneurs en nickel peuvent être abaissées en raison de l'influence gammagène du carbone. Les aciers inoxydables au chrome-nickel coûtent très chers. C'est pourquoi, on a recours à des aciers moins coûteux dans lesquels le nickel est remplacé par le manganèse. Ces aciers servent dans la fabrication des appareils travaillant dans des milieux faiblement corrosifs.

Par trempe (1050°C), les aciers au Cr-Ni-Mn, acquièrent une structure austénitique. Dans le domaine de déformation, ils subissent, d'une part, un fort durcissement, et d'autre part, une transformation partielle en martensite.

Les tableaux suivants résument différentes nuances d'aciers inoxydables ferritiques, austénitiques et martensitiques ainsi que leurs domaines d'applications.

a. Aciers inoxydables ferritiques :

Nuances DIN	HB état recuit	R (dan/mm ²)	Applications
X8 Cr17	150	45 à 60	Ustensiles de cuisines, ferrures de portes, revêtements de comptoirs.
X8 CrTi17	150	45 à 60	Résistant à la corrosion intercrystalline : bacs, pales d'agitateurs.
X8 CrMoTi17	160	50 à 65	Résistant aux acides : citrique, sulfurique, borique bouillant, acétique froid et bouillant, sulfate d'ammoniac bouillant, iode sec, vinaigre.

b. Aciers inoxydables austénitiques :

Nuances DIN	HB état recuit	R (dan/mm ²)	Applications
X12 CrNi18-8	175	50 à 70	Ustensiles de cuisines, ferrures de portes et fenêtres, Instruments chirurgicaux, sièges de soupapes.
X10 CrNiTi18-9	185	50 à 75	Ustensiles, appareils pour l'industrie alimentaire et chimique, pièces pour réacteurs nucléaires.
X12 CrNiS18-8	175	50 à 70	Crochets à viandes, écrous, vis à bielles.
X8 CrNi12-12	175	50 à 65	Ustensiles de cuisines
X5 CrNiMo18- 12	175	50 à 70	Instruments de chirurgie, conduite d'eau résiduaire, gicleurs résistant aux acides, armatures.

c. Aciers inoxydables martensitiques :

Nuances DIN	HB état recuit	R (dan/mm ²)	Applications
X10 Cr13	160	50 à 65	Instruments médicaux, canons de fusils de chasse, rivets, ustensiles de cuisine.
X20 Cr13	240	60 à 70	Moulage : hélices de navires, roues, godets pour turbines. Forgeage : arbres, boulons.
X40 Cr13	225	70 à 85	Instruments de chirurgie, couteaux de table, hachoir, pieds à coulisse.
X35 CrMo17	260	70 à 85	Aciers inattaquables à l'eau de mer, bonne résistance à chaud.
X22 CrNi17	260	80 à 95	
X90 CrMoVCo17	265	70 à 85	Disques perforés pour cuisine, couteaux, bistouris.

6.2. Aciers à outils

Les aciers à outils sont des aciers au carbone et alliés à plus de 0,5 % C. Ils sont caractérisés par :

- Une dureté élevée (60 à 65) HRC.
- Une grande résistance à l'usure.
- Une forte résistance mécanique.

Dans le cas général; ce sont des aciers hypereutectoïdes et lédéburitiques, dont la structure après trempe et revenu à basse température se compose de martensite et de carbures. Pour les outils qui demandent une ductilité relativement élevée (matrices de formage à chaud), on emploie des aciers hypoeutectoïdes. Après trempe et revenu à haute température, ils acquièrent une structure de sorbite.

On distingue actuellement quatre classes d'aciers à outils :

- Classe 1 : aciers au carbone pour travail à froid.
- Classe 2 : aciers alliés pour travail à froid.
- Classe 3 : aciers pour travail à chaud
 - avec chocs : forgeage, estampage, matriçage.
 - Sans chocs : moules, pièces de filage.
- Classe 4 : aciers à coupe rapide.

Les aciers à outils sont repérés, indépendamment de la désignation normalisée, par quatre chiffres :

- Le premier indique la classe.
- Les trois autres dépendent du groupe, du sous-groupe d'emploi et des éléments d'alliages dominants.

6.2.1. Aciers à outils de la classe 1

Ce sont des aciers au carbone destinés pour le travail à froid. Cette classe d'aciers est utilisée pour l'outillage à main. Les aciers au carbone doivent assurer, après trempe et revenu à basse température, une dureté élevée de l'arête tranchante des outils (60 à 65)HRC, nettement supérieure à celle du métal usiné, ainsi qu'une bonne tenue à l'usure pour conserver l'état de l'arête tranchante.

La faible stabilité de l'austénite surfusionnée affaiblit la pénétration de trempe des aciers à outils au carbone. La pénétration de trempe totale lors du refroidissement à l'eau ne s'obtient que pour des dimensions inférieures à (10 à 12) mm des outils.

C'est pourquoi les nuances contenant entre 0,5 et 1,2 % de carbone, s'emploient généralement pour des outils de petites dimensions (limes, forets aléseurs, ...).

Dans le cas où les outils subissent en service des charges dynamiques, il est recommandé d'utiliser des aciers hypoeutectoïdes et eutectoïdes traités thermiquement, de manière à obtenir une structure de type troostite.

Pour les outils, (comme les fraises, tirets, scies, grattoirs, ...), on emploie des aciers hypereutectoïdes (1 à 1,3) % C traités et à structure composée de martensite et de carbures.

Les aciers au carbone présentent les avantages suivants :

- Prix modéré.
- Faible dureté et bon usinage à l'état recuit.
- Bonne aptitude à la transformation à l'état recuit.

Quelques nuances d'aciers à outils de la classe 1, avec des exemples d'applications, sont exposées dans le tableau ci-après.

Nuances AFNOR	Température moyenne (°C)			Dureté HRC	Applications
	Recuit	Trempe	Revenu		
XC 50	750 à 780	830 E	150 à 300	54	Outils de forage, fourches, râpeaux.
XC 60	750 à 780	825 E 850H	200 à 300	60 à 63 60 à 62	Petites matrices, outils de chocs, barres.
XC 70	750 à 780	800 E 850 H	150 à 250	61 à 63	Scie à bois, marteaux, fers de rabots.
XC 80	750 à 780	800 E 800 H	150 à 250	63 à 64 62	Matrices, cisailles, poinçons, estampes, scies circulaires.
XC 90	750 à 780	790 E 790 H	150 à 300	63 à 64 63	Burins, tourneurs, coutellerie, matrices, chirurgie.
XC 100	700 à 750	790	150 à 250	63 à 65	Ciseaux, burins, poinçons, touches à froid
XC 110	700 à 750	780 E	150 à 250	64 à 65	Matrices à chaud, Outils pour meules.
XC 120	700 à 750	180 E	150 à 250	65	Calibres, jauges, burins, outils à bois.

Recuit : recuit d'adoucissement, E : eau, H : huile

6.2.2. Aciers à outils de la classe 2

Ce sont les aciers à outils pour travail à froid. Les aciers à outils alliés pour travail à froid, de même que les aciers à outils au carbone ne sont pas très résistants, et de ce fait, sont employés pour la coupe des matériaux relativement doux et à de faibles vitesses de coupe, la température en service ne dépasse pas 2350°C.

Les aciers à outils alliés au chrome, vanadium, molybdène, ... font preuve d'une grande stabilité de l'austénite surfusionnée et par suite d'une grande pénétration de trempe. Le traitement thermique comporte une trempe à l'huile et un revenu à 200°C afin de réduire les déformations et les gauchissements des outils. Les aciers à outils pour travail à froid sont de plusieurs sortes.

6.2.2.1. Aciers au manganèse et au manganèse-vanadium

Les teneurs moyennes sont de l'ordre de 0,8 % C, 2,1 % Mn et de 0 à 0,25 % V. Les aciers de cette classe sont appelés aciers indéformables. Ils ont pour principale caractéristique, une bonne indéformabilité au traitement thermique due à une température de trempe relativement basse. On les trempe, soit à l'huile, soit au bain de sels par trempe étagée. Ils forment une solution commode pour les outils de précision et de mesure, ne demandant pas une résistance particulière à l'usure (poinçons, matrices de découpage, calibre vérificateurs, instruments de mesure, ...).

6.2.2.2. Aciers au chrome

La composition moyenne comporte les additions suivantes : (1 à 2,1) % C, (0,2 à 1,3) % Cr, (0 à 0,25) % V. Les aciers à faible teneur en chrome présentent une faible trempabilité et sont employés pour de petits outils à fabriquer en grande série (mèches, tarauds, ...), et pour des pièces demandant une bonne tenue au choc ou à la flexion (extracteurs, butées, ...).

Les nuances, à plus forte teneur en chrome (13 %) et contenant du vanadium, sont très indéformables et très résistantes à la flexion et sont destinées à la fabrication, par exemple, de filières, mandrins d'étirage, galets de formage, matrices d'extension à froid, molettes de coupes, fraises et outils à bois.

6.2.2.3. Aciers au chrome-molybdène

La composition moyenne de ces aciers comporte : (1 à 1,5) % C, (5 à 12) % Cr, (0,9 à 1,1) % Mo, (0,1 à 0,4) % V. Les aciers de ce type se déforment très peu à la trempe et sont employés pour les mêmes catégories d'outils que précédemment.

6.2.2.4. Aciers au chrome-tungstène

Ces aciers contiennent en général, les teneurs suivantes : (0,4 à 1,1) % C, 0,9 % Mn, (0,85 à 1,1) % Cr, (1 à 2) % W. Ces aciers sont d'un emploi très général, ils sont durs, tenaces et d'un assez grand pouvoir trempant. Leur application est très variée, outils coupants (forets, mèches, cisailles, ...), alésoirs, tarauds, filières, poinçons, matrices, etc.

6.2.2.5. Aciers au nickel-chrome

Ces aciers contiennent 0,35 % C, 1,7 % Cr, 3,75 % Ni. C'est une nuance particulière, réservée pour les outillages d'estampage à froid, comportant des gravures de grande finesse et d'un prix élevé.

6.2.3. Aciers à outils de la classe 3

Ce sont des aciers à outils pour travail à chaud. Dans cette catégorie d'aciers, on peut distinguer deux classes principales :

- Les aciers au Cr-W-Mo-V.
- Les aciers au Ni-Cr-Mo.

Quelques nuances d'aciers à outils pour travail à chaud sont mentionnées, à titre d'exemple, dans le tableau suivant :

N° d'ordre	% C	% Cr	% W	% Mo	% V	% Ni
1	0,6	0,9	1,85	0,2	0,15	-
2	0,4	5	1,3	1,4	0,4	-
3	0,3	2,5	9	0,3	0,4	-
4	0,55	0,85	-	0,45	-	1,75
5	0,4	1,5	-	0,5	-	4,3

La nuance au Cr-W, repérée sous le numéro 1 dans le tableau précédent, possède une grande résistance à l'état traité, une haute limite de fatigue notamment aux chocs répétés et une bonne stabilité au revenu jusqu'à 500°C. On l'emploie comme outillage travaillant aux chocs à des températures moyennes : poinçons de perçage, lames de cisailles à chaud, petites matrices diverses.

La deuxième nuance qui contient 5 % Cr, est un acier indéformable pour outillage travaillant à chaud. Il est réservé aux emplois demandant à la fois une haute résistance à la compression et une bonne tenue aux chocs thermiques entre 300 et 600°C.

La troisième nuance contenant une très forte teneur en tungstène (9 %), est caractérisée par une grande dureté et une bonne tenue à l'usure. Cet acier peut être utilisé jusqu'à la température de 650°C.

Les deux autres nuances au nickel-chrome-molybdène ont une excellente pénétration de trempe et sont employés pour les grosses matrices d'estampage à chaud.

6.2.4. Aciers à outils de la classe 4

Cette classe contient les aciers à coupe rapide. Les aciers à coupe rapide ou simplement les aciers rapides sont caractérisés par :

- Une bonne tenue à chaud.
- Une bonne dureté.
- Une résistance mécanique et une tenue à l'usure élevée.
- La propriété de garder la structure martensitique à chaud à 600°C.

L'utilisation des aciers de coupe par rapport aux aciers à outils ordinaires, permet d'augmenter sensiblement la vitesse de coupe de 2 à 4 fois et la tenue de l'outil de 10 à 30 fois.

L'élément d'alliage principal est le tungstène. Plus la teneur en tungstène est élevée, plus les qualités de coupe de ces aciers sont meilleures et ceci jusqu'à environ 23%. Au delà de cette teneur, le tungstène semble n'avoir aucun effet.

Les teneurs en chrome sont en général, de l'ordre de 4 à 4,5 %. Le molybdène peut remplacer le tungstène et la tenue à chaud de ces aciers s'améliore en présence de vanadium et de cobalt.

Les aciers rapides contiennent des carbures lédéburitiques. A l'état recuit, ils sont constitués de ferrite alliée et de carbures de type M_6C , $M_{23}C_6$, MC , M_3C dont le principal acier dans les aciers rapides est le M_6C , la ferrite comporte la plus grande partie dissoute de chrome.

La structure d'un acier moulé comporte un eutectique complexe qui ressemble à la lédéburite et qui se dépose aux joints de grains. Pour assurer une bonne tenue à chaud, les outils rapides sont soumis à une trempe de 1200 à 1300°C pour avoir une meilleure dissolution des carbures secondaires, et obtenir au chauffage, de l'austénite hautement alliée au Cr, W, Mo, et V. Ceci assure, après trempe, une structure martensitique à haute stabilité, donc une bonne tenue à chaud. La trempe est suivie d'un revenu multiple à haute température.

Les nuances commerciales d'aciers rapides peuvent se classer comme suit.

6.2.4.1. Aciers rapides courants

Ces Aciers sont aussi appelés "aciers 18-4-1" et ils contiennent environ 18 % W, 4 % Cr, 1 % V. Ils sont employés pour les outils coupants à grande vitesse (forets, tarauds, alésoirs, ...), ainsi que pour le petit outillage demandant une grande résistance à l'usure à chaud et sans chocs thermiques (matrices spéciales, filières,..).

6.2.4.2. Aciers rapides au tungstène-molybdène

La teneur moyenne de ces aciers est de 6 % W, 6 % Mo, 4 % Cr et 2 % V. Le molybdène remplace, en partie, le tungstène. Une teneur donnée de molybdène peut remplacer une teneur, à peu près, double de tungstène.

6.2.4.3. Aciers extra-rapides

Ces aciers contiennent en moyenne 18 % W, 4 % Cr, 1 % Mo et 2 % V. Ils sont utilisés pour outils de finition devant présenter des arêtes aiguës et une grande constante de profil (peignes à fileter les tubes, fraises, broches, alésoirs, ...).

6.2.4.4. Aciers rapides spéciaux au cobalt

Ce sont des aciers rapides qui contiennent, en plus de la teneur moyenne, environ entre 2 et 15 % Co. Ils sont destinés à être utilisés dans des conditions de travail très sévères.

- Usinage de métaux durs (aciers traités, fontes trempes).
- Vitesses de coupes très élevées (tours automatiques, tours à barres).
- Section du copeau forte (dégrossissage, rabotage).

6.2.4.5. Aciers rapides à haute teneur en vanadium

La teneur en vanadium atteint 5 %. Le carbure de vanadium est à l'origine de la supériorité de ces aciers, en ce qui concerne, la tenue à la coupe.

6.2.4.6. Aciers au molybdène-cobalt

Ce sont des aciers à coupe rapide; de dureté exceptionnelle (59 à 70) HRC, permettant d'usiner les alliages à haute résistance massique et les alliages réfractaires.

Dans les tableaux suivants, nous avons rapporté quelques nuances d'aciers rapides :

- Aciers rapides au tungstène.
- Aciers rapides au molybdène.

a. Aciers rapides au tungstène :

Analyse		HB état recuit	Rm (dan/mm ²)	Applications	Matériaux
Elément	%				
C	0,8	235	80	Tarauds, fraises à fileter, mèches hélicoïdales.	Aciers avec Rm<90 daN/mm ²
W	18,5	-	-		
V	1,0	277	95		
C	0,8	235	80	Outils soumis à de gros efforts, grandes vitesses de coupe, fortes passes	Aciers, fontes à résistance élevée, acier moulé, fonte malléable.
W	18,5	-	-		
Mo	0,8	277	95		
V	1,7				
Co	5,0				
C	0,75	277	95	Outils pour conditions de travail sévères, dégrossissage.	Moulage des aciers, aciers inoxydables au Cr-Ni.
W	18,5	-	-		
Mo	0,8	321	110		
V	1,7				
Co	10,0				

a. Aciers rapides au molybdène :

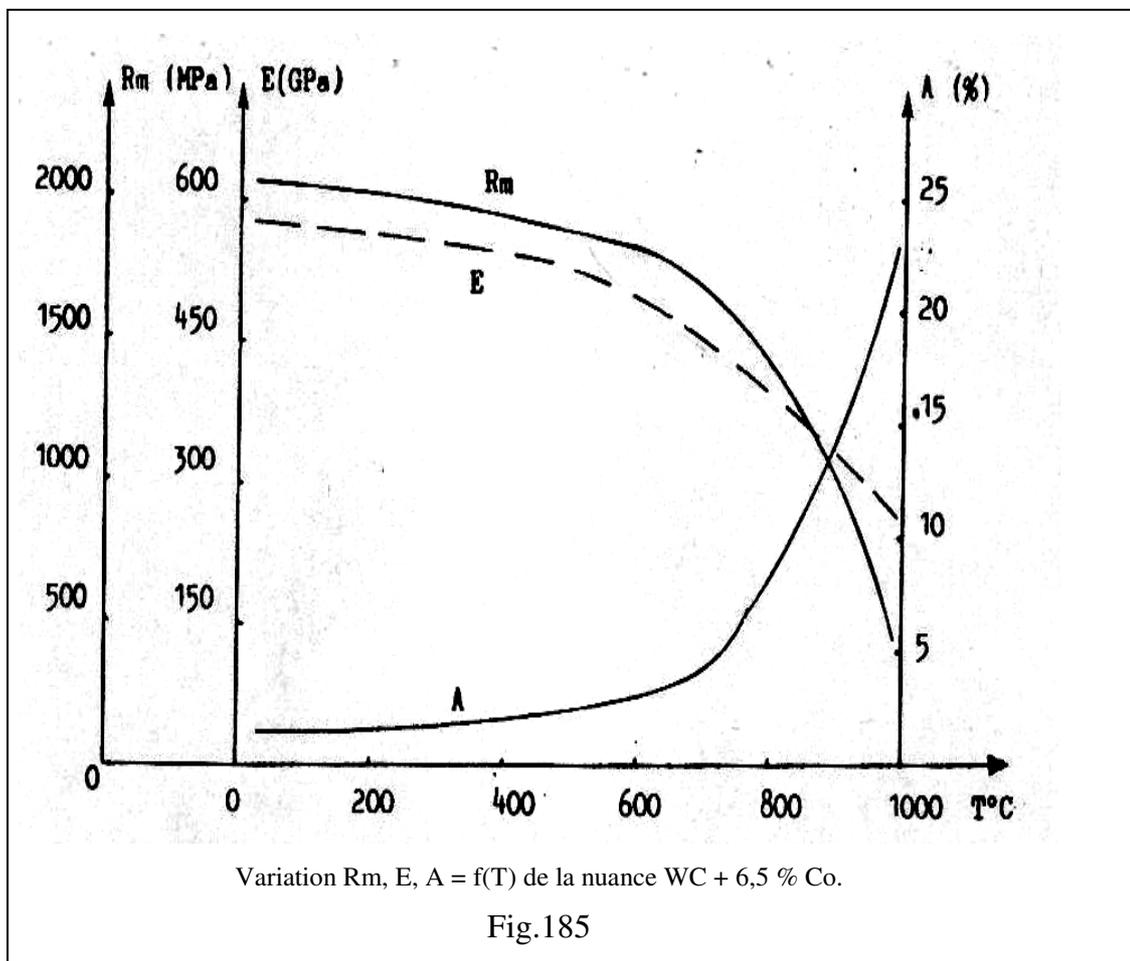
Analyse		HB état recuit	Rm (dan/mm ²)	Applications	Matériaux
Elément	%				
C	1,2	235	90	Outils soumis à des contraintes élevées, dégrossissage et finition sur tours.	Aciers austénitiques et alliages de grande résistance.
W	9,5	-	-		
Mo	4,0	277	95		
V	3,5				
Co	10,5				
C	0,8	235	90	Scies à métaux, scies circulaires, mèches hélicoïdales.	Aciers de résistance Rm < 90 daN/mm ²
W	6,7	-	-		
Mo	5,2	277	95		
V	2,0				
C	0,8	235	90	Outils extra-tenaces : tarauds, mèches.	Aciers de résistance Rm < 90 daN/mm ²
W	2,0	-	-		
Mo	9,2	277	95		
V	1,3				
C	1,2	240	90	Fraises, alésoirs, roulettes à découper, à racler	Aciers, fontes, bronzes, laitons, alliages d'aluminium.
W	6,5	-	-		
Mo	5,2	300	95		
V	3,5				

6.2.5. Carbures métalliques à outils

On appelle carbures métalliques, les alliages constitués de tungstène et de titane, alliés au cobalt. Les carbures de tungstène WC et de titane TiC, très durs et fragiles sont agglomérés par une phase ductile de cobalt.

Les carbures métalliques contiennent en général (85 à 36) % WC, (6 à 60) % TiC et (3 à 25) % Co. La dureté et la tenue à l'usure des carbures métalliques restent importantes jusqu'à 800°C. Ils permettent de travailler avec une arête tranchante échauffée jusqu'à des températures plus élevées que dans le cas des aciers à outils, (fig. 185), ce qui veut dire qu'ils peuvent être utilisés à des vitesses de coupe plus grandes.

Les alliages au titane-tungstène s'emploient essentiellement pour l'usage des aciers au carbone et alliés. Ils sont élaborés sous forme de plaquettes fixées aux supports, généralement en acier ordinaire, non pas par fusion, mais par frittage. A cet effet, les poudres TiC et WC, finement broyées (1 à 3) μm et mélangées à du cobalt pulvérisé dans des proportions bien définies, sont compactées puis elles sont frittées vers 1500°C.



6.3. Aciers et alliages spéciaux

Cette partie du chapitre est consacrée à quelques aciers et alliages ayant des propriétés physiques particulières et dont les caractéristiques mécaniques présentent un intérêt secondaire.

6.3.1. Aciers et alliages à aimants

On distingue trois groupes d'aciers et alliages : durs, doux et amagnétique.

6.3.1.1. Aciers et alliages magnétiques durs

L'énergie nécessaire pour inverser l'aimantation d'un matériau ferromagnétique est proportionnelle au produit de l'induction rémanente B_r et la force coercitive H_c . Dans les métaux ferromagnétiques, la grandeur B_r est définie par la saturation magnétique, par conséquent, pour accroître l'énergie magnétique, il faut augmenter H_c . Pour augmenter la force coercitive, il faut que la structure de l'alliage comporte des défauts de structure (lacunes, dislocations, blocs, ...), qui constituent une distorsion du réseau cristallin.

Pour la fabrication des aimants, on utilise les aciers à haut carbone, environ 1 % C, additionnés de chrome, de tungstène, de cobalt, ... Ces aciers se prêtent bien à l'usinage et au corroyage, mais possèdent une énergie magnétique relativement faible. Ainsi, on les utilise pour les aimants peu importants. Les alliages les plus importants dans l'industrie des aimants sont ceux à base des éléments de transition Fe, Co et Ni, additionnés également de Cu, Al, Co, Ti, Nb, pour augmenter la force coercitive. Ces alliages sont durs et fragiles, donc ils ne se déforment pas. Les aimants s'obtiennent selon la forme par moulage, suivi de rectification.

Pour obtenir des propriétés magnétiques élevées de ces alliages, on procède au chauffage vers 1200 à 1300°C, puis d'une trempe à une vitesse propre pour chaque type d'alliage, suivie d'un revenu vers 550 à 650°C.

6.3.1.2. Aciers magnétiques doux

Ces aciers sont employés dans le domaine de l'électrotechnique. Les aciers à faible teneur en carbone (0,05 à 0,005) %, et contenant du silicium (0,8 à 4,8) %, sont très employés pour les tôles magnétiques. ils doivent avoir :

- Une faible force coercitive H_c .
- Une haute perméabilité magnétique.
- Des pertes par hystérésis très faibles.

Pour avoir ces caractéristiques, le matériau ferromagnétique doit avoir une structure homogène (solution solide ou métal pur), et doit être purifié des impuretés et des inclusions telles que la cémentite, l'oxygène et le soufre. Le matériau doit être complètement recristallisé (vers 1200°C), afin d'éviter les effets de l'écroutissage (forte réduction du paramètre μ et accroissement de H_c).

Le silicium forme avec le fer une solution solide, ce qui permet d'augmenter la résistance électrique, et donc de diminuer les pertes de courants tourbillonnaires. De plus, le silicium augmente la perméabilité magnétique, abaisse quelque peu la force coercitive et les pertes par hystérésis. L'estampage à froid, la coupe, l'enroulement des noyaux à tôles dégradent les propriétés magnétiques des aciers, c'est pour cela, qu'il est recommandé d'appliquer un recuit entre 750 et 790°C. L'acier pour transformateur est livré sous forme de bandes et tôles laminées à froid, et ayant une texture magnétique orientée.

a. Permaloy :

Ce sont les alliages à permittivité initiale et à permittivité maximale élevées, permettant d'obtenir une induction magnétique importante et de faibles champs. Les permalloys sont à base de nickel (40 à 80) %, et contiennent souvent du molybdène et du chrome.

b. Ferrites :

Les ferrites sont des oxydes complexes de fer et de métaux bivalents de types $nM \cdot mFe_2O_3$ (où M est un métal bivalent) obtenus par agglomération de poudres. Leurs caractéristiques sont essentiellement la résistivité élevée (10^3 à 10^7) Ωcm et la magnétisation de saturation relativement faible.

Les ferrites s'emploient dans le cas des hautes fréquences et des hyperfréquences lorsque l'utilisation des ferromagnétiques devient impossible par les grandes pertes en énergie électromagnétique. Elles servent en radio-électronique et en radiotechnique pour la fabrication des antennes à tiges magnétiques, des noyaux des amplificateurs, etc. Les ferrites en $\text{MgO-MnO-Fe}_2\text{O}_3$ servent de mémoires d'ordinateurs.

6.3.2. Aciers et alliages pour éléments chauffants

La présence d'une solution solide dans un alliage favorise l'obtention d'une haute résistance électrique. Les aciers et alliages prévus comme éléments chauffants, doivent posséder une bonne tenue à l'oxydation à chaud et une résistance suffisante au chauffage pour pouvoir conserver en service leurs formes.

On emploie, le plus souvent, les aciers au chrome-aluminium à basse teneur en carbone de type ferritique (fechral et chromal). Plus la teneur en chrome et en aluminium est élevée, meilleures sont les caractéristiques des éléments de chauffage. Les aciers au Cr-Al sont peu plastiques, ainsi pour en faire des éléments, le métal doit être chauffé vers 200 à 350°C, suivant les dimensions des pièces.

Nous avons déjà noté que les alliages au nickel ont une haute résistance électrique par formation de solution solide. Parmi ces alliages, il y a essentiellement les alliages au nickel-chrome, appelés "nichromes". Pour réduire le prix des nichromes et conserver ou améliorer les caractéristiques de résistance, une partie du nickel est remplacée par du fer, ces alliages s'appellent "ferronichromes" et sont utilisés à 950 ou 1000°C. Les nichromes sont employés aussi bien pour la fabrication des ustensiles de ménage, que des éléments de chauffage des fours électriques

6.3.3. Alliages aux propriétés dilatométriques

Ce sont des alliages à base de Fe-Ni, très employés dans la construction mécanique et surtout dans la construction des appareils. Le coefficient de dilatation " α " entre -100°C et +100°C, diminue brusquement lorsque la teneur en nickel augmente jusqu'à 36 % et il s'accroît par la suite, si la teneur continue à augmenter. Ce comportement est largement exploité en technique.

Ainsi les éléments des machines et des appareils devant conserver des dimensions constantes entre -100 et $+100^{\circ}\text{C}$ se font en alliages austénitiques ($\% \text{ C} < 0,05$ et $36 \% \text{ Ni}$), appelés ‘‘elvar’’. Ces alliages, dont le coefficient de dilatation $\alpha = 1,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ est constant dans l’intervalle de température (-50 à $+100$) $^{\circ}\text{C}$, sont utilisés comme étalons de longueur en métrologie, comme pièce dans certains appareils de mesures géodésiques.

6.3.4. Aciers et alliages aux propriétés élastiques particulières

Les éléments élastiques des appareils et de mécanismes, doivent être constitués par des matériaux ayant :

- De hautes propriétés élastiques.
- Une bonne plasticité.
- Un module élastique constant dans une large gamme de température.
- Une bonne résistance à la corrosion.
- Etc.

Les matériaux les plus utilisés sont les métaux non-ferreux (laitons, bronzes, ...) et les alliages austénitiques au Fe-Cr-Ni et au Co-Cr-Ni.

Pour la fabrication des éléments élastiques, très sensibles, concernant les appareils de précision, (membranes, soufflets, spiraux de montre, etc.), on utilise les alliages ‘‘elvar’’ au Ni-Cr-Ti à durcissement structural, et dont les propriétés mécaniques moyennes sont :

- Après trempe à 950°C à l’eau :
 - $R_m = 700 \text{ N/mm}^2$.
 - $A = 50 \%$.
- Après vieillissement à 700°C :
 - $R_m = 1250 \text{ N/mm}^2$.
 - $R_c = 800 \text{ N/mm}^2$.
 - $A = 20 \%$.

6.4. Classification des fontes

Les alliages de fer et de carbone dont la teneur en carbone est supérieure à 2,14 % s'appellent fontes. Outre ces deux éléments, elles contiennent essentiellement du Si, Mn, P, S, dans le cas des fontes non alliées et de plus du chrome, du molybdène, de l'aluminium, etc., dans le cas des fontes alliées. Dans une fonte, le carbone peut se présenter sous deux formes :

- Cémentite : l'aspect de la cassure est clair d'où l'appellation de fonte blanche.
- Graphite : l'aspect de la cassure est gris d'où l'appellation de fonte grise.

Par rapport aux aciers, les fontes ont des propriétés mécaniques relativement médiocres et sont souvent utilisées en fonderie à cause :

- De leur température de solidification relativement basse.
- De leur intervalle de solidification réduit.
- De leur très faible retrait lors de la solidification.
- De leur difficulté d'usinage.

D'après la forme du graphite et les conditions de sa formation, les fontes sont classées de la façon suivante :

- Fonte blanche.
- Fonte grise.
- Fonte à graphite sphéroïdal.
- Fonte malléable.

Le tableau ci-dessous indique certaines nuances de ces fontes.

Variété	Nuance	R mini (daN/mm ²)	Re (daN/mm ²)	A (%)	Dureté (HB)
Fonte grise de moulage (A.32.101)	Ft 10	10	0,8 à 0,9 R	0,5 à 1	150 à 300
	Ft 15	15			
	Ft 20	20			
	Ft 25	25			
	Ft 30	30			
	Ft 35	35			
	Ft 40	40			

<p>Propriétés : matériau économique, se moulant bien, résistant à la compression, peu oxydable, s'usinant bien, de faible coefficient de frottement, mais cassant.</p> <p>Emplois : pièces moulées courantes, bâtis, carters, organes de transmission, cylindres, pistons, coulisseaux, vannes, etc.</p> <p>Ft 30 à 40 : fonte à haute résistance, s'usinant plus difficilement.</p>					
<p>Fonte malléable (A .32.701, 702, 703)</p>	MB 35-7	35	22	7	≥ 150
	MB 40-10	40	25	10	
	MN 32-8	32	21	8	
	MN 35-10	35	23	10	
	MN 38-18	38	25	18	
	MP 50-5	50	33	5	170 à 30
	MP 60-3	60	40	3	200 à 245
	MP 70-2	70	50	2	240 à 285
<p>Propriétés : bonne résistance mécanique, malléable, soudable (pour MB seulement), se moulant bien.</p> <p>Emplois : pièces de formes complexes, de forgeage impossible, exemples : quincaillerie, machines agricoles.</p>					
<p>Ît, E² Fonte à graphite sphéroïdal</p>	FGS 800-2	80	48	2	248 à 352
	FGS 700-2	70	42	2	229 à 302
	FGS 600-3	60	37	3	192 à 269
	FGS 500-7	50	32	7	170 à 241
	FGS 400-12	40	25	12	≤ 201
	FGS 370-17	37	23	17	≤ 179
<p>Propriétés : bonne résistance mécanique, se moulant bien, s'usinant facilement, malléable après recuit de stabilisation, trempe possible.</p> <p>Emplois : les mêmes emplois que la fonte grise, mais pièces plus résistantes et plus légères. Exemples : cylindres de laminoirs, vilebrequins, pompes, etc.</p>					

6.4.1. Fontes blanches

La majorité du carbone se trouve sous forme de cémentite, ce qui donne à la cassure une couleur claire spécifique, c'est pourquoi elle est dite blanche. Elle est caractérisée par des teneurs en carbone et au silicium relativement faibles et par une teneur élevée en manganèse. Elle est constituée de perlite et de cémentite :

- Fonte hypoeutectique : lédéburite + perlite + cémentite.
- Fonte hypereutectique : lédéburite + cémentite + cémentite primaire.

Ces fontes sont obtenues lorsque le refroidissement est assez rapide et la température de coulée est assez basse. La cémentite n'a pas de temps pour se décomposer et l'on obtient une fonte sans graphite. Ces types de fontes sont obtenues dans le haut fourneau et sont généralement utilisés pour l'élaboration de l'acier ou de la fonte grise.

La fonte blanche présente un retrait élevé, ce qui oblige à prévoir des formes simples des sections uniformes sous angles vifs. Les caractéristiques physiques et mécaniques moyennes des fontes blanches brutes et coulées sont les suivantes :

- Masse volumique : (7,5 à 7,8) g/cm³.
- Coefficient de dilatation à (0 à 300)°C : (9 à 11).10⁻⁶.
- Résistivité électrique : 80 μΩcm.
- Résistance à la corrosion : (200 à 400) N/mm².
- Résistance à la compression : (1500 à 1800) N/mm².
- Module d'élasticité : (168000 à 183000) N/mm².
- Résistance à la flexion : (350 - 750) N/mm².
- Dureté Brinell (350 à 500).
- Retrait de moulage (13 à 21) mm/m.

La fonte blanche est parfois appelée "fonte trempée" car elle présente un état trempé (hors d'équilibre) par rapport à la fonte grise (état stable). La fonte blanche est obtenue par un moulage en coquille métallique entraînant un refroidissement plus rapide. Ainsi, l'extérieur de la pièce est en fonte blanche (12 à 40) mm alors que le cœur est en fonte grise. Ces deux parties sont séparées par une zone mixte en fonte trempée.

Les principaux domaines d'emploi des fontes blanches sont les suivants :

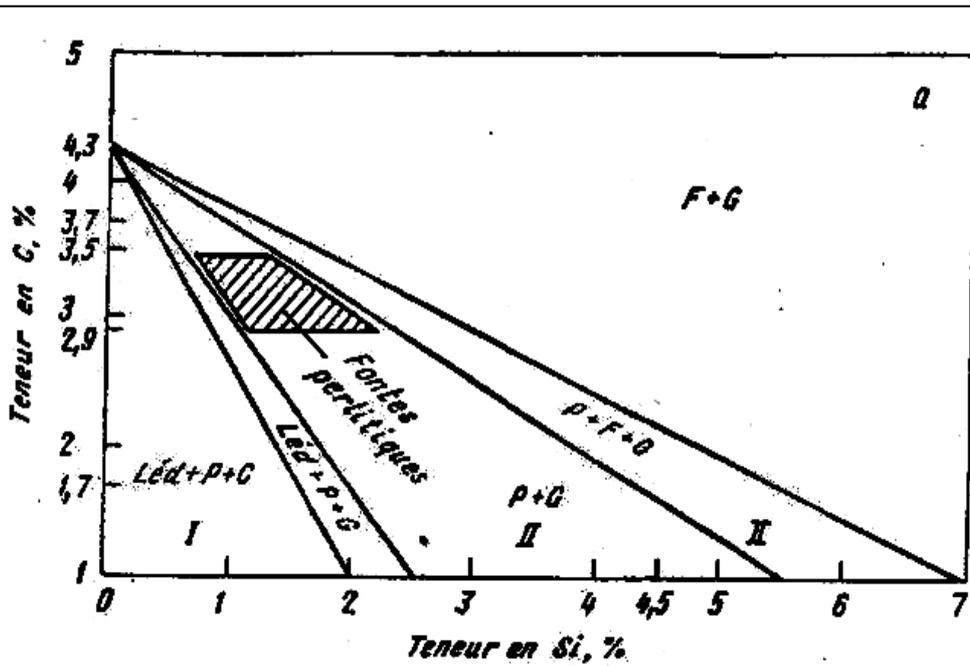
- Galets de dressage, cylindres de broyage, boulets.
- Blindage des broyeurs, pièces de pompes, de ventilateurs.
- Cames, poussoirs, guides.
- Rouleaux pour le travail des métaux, du caoutchouc et des matières plastiques.

Pour obtenir des pièces en fonte blanche, légèrement plus dure qu'à l'état brut, on utilise des additions modérées de nickel, chrome ou de nickel-chrome. La dureté atteint jusqu'à 600 HB. Si l'emploi des fontes blanches, exige des caractéristiques de résistance à la chaleur et aux corrosions sévères, on ajoute jusqu'à 35 % Cr, (supports des pièces du four de recuit, pièces de moteurs diesel, de chaudières, d'échangeurs).

6.4.2. Fontes grises

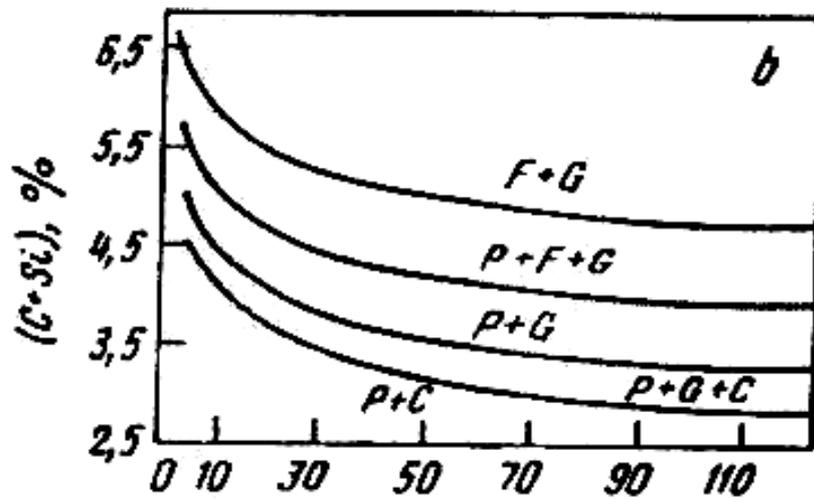
La dénomination de fonte grise, fait allusion à l'aspect de la cassure grise. Dans ce type de fonte, la majeure quantité du carbone se trouve sous forme de graphite. Au fond, c'est un alliage Fe-C-Si, contenant comme impuretés inévitables du Mn, S et P.

Une coupe métallographique montre que le graphite se présente sous formes de lamelles, ce qui caractérise particulièrement ces fontes, et ce qui détermine leurs propriétés principales. Les plus utilisées sont les fontes hypoeutectiques, titrant de 2,4 à 3,8 % C, plus cette teneur est grande, plus il se forme du graphite et plus les propriétés mécaniques de la fonte sont faibles. Le silicium dont la teneur dans les fontes grises varie le plus souvent de 1,2 à 3,5 % influe fortement sur leur structure et par suite sur leurs propriétés. L'introduction du silicium diminue la solubilité du carbone dans le fer; il en résulte que le domaine de l'austénite se rétrécit. Le silicium favorise la graphitisation et agit dans le même sens que le ralentissement du refroidissement. En modifiant d'une part la teneur en carbone et de l'autre, la vitesse de refroidissement, on peut obtenir des matrices métalliques à structure différente. Le diagramme structural des fontes, traduisant la structure des pièces moulées aux parois de 50 mm d'épaisseur en fonction de la teneur en silicium et carbone est représenté sur la figure 186 b, ci-dessous. La teneur en carbone étant donnée, plus le titre de silicium est élevé, plus le processus de graphitisation est complet. Plus la teneur en carbone est grande, il faut moins de silicium pour obtenir une structure donnée, (fig.186 a).



a. Influence de C et Si sur la structure de la fonte
Fontes blanches (I), fontes grises (II) et domaine (F + G)

Fig. 186 a



b. Influence de la vitesse de refroidissement (de l'épaisseur de la pièce coulée)
et de la somme C + Si sur la structure de la fonte.
Fontes blanches (I), fontes grises (II) et domaine (F + G)

Fig. 186 b

La quantité de carbone liée par la cémentite détermine l'existence des types suivants de fontes et bien sûr selon la teneur en silicium. La structure de ces fontes est donnée par la figure 141.

a. Fonte demi-truitée :

La fonte demi-truitée est celle dont la plus grande partie du carbone (> 0,8 %), se trouve sous forme de Fe_3C , et dont la structure est composée de : lédéburite + perlite + graphite lamellaire.

b. Fonte grise perlitique :

Les 0,7 à 0,8 % C de cette fonte se trouvent sous forme de cémentite qui fait partie de la perlite et dont la structure se compose de : perlite + graphite lamellaire.

c. Fonte grise ferrito-perlitique :

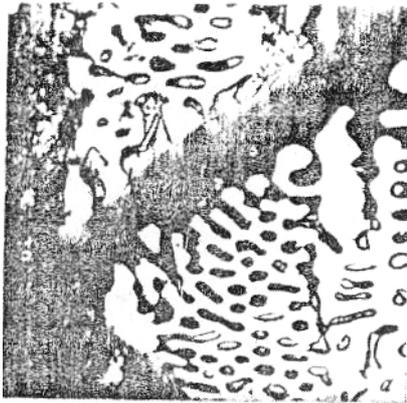
La décomposition de la cémentite eutectoïde détermine pour cette fonte la teneur en carbone lié, qui varie de 0,1 à 0,7 %. La structure étant : perlite + ferrite+ graphite lamellaire

d. Fonte grise ferritique :

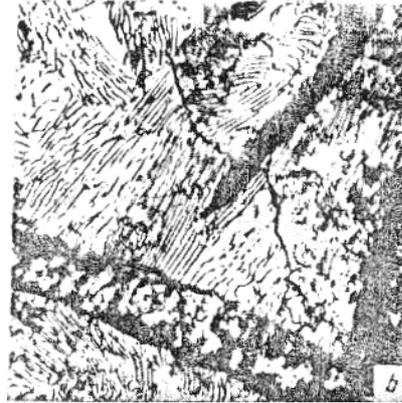
Dans ce cas, tout le carbone se trouve sous forme de graphite et la structure est composée de : ferrite + graphite lamellaire.

La figure 187, ci-dessous, présente des structures de fontes :

- Fontes demi-truitées.
- Fontes perlitiques.
- Fontes ferro-perlitiques.
- Fontes ferritiques.



a. Fonte demi-truîtée (Iédéburite + perlite + graphite)



b. Fonte perlitique



c. Fonte ferrito-perlitique



d. fonte ferritique

Microstructure de la fonte grise x 500

(fig. 187)

Il est évident que pour des teneurs données en carbone et en silicium, la graphitisation est d'autant plus complète que le refroidissement des fontes est plus faible.

La taille et la répartition des inclusions de graphite jouent un rôle important dans la résistance des fontes grises. Plus la taille et la quantité de ces inclusions sont faibles, plus la résistance est élevée. D'une manière générale, les lamelles de graphite diminuent la résistance à la rupture et tout particulièrement la plasticité de la fonte grise ($A < 0,5 \%$).

Les discontinuités produites par les lamelles de graphite dans le métal de base, rendent la fonte peu sensible aux concentrateurs de contraintes (entailles, défauts de surface, gorge, etc.). Le graphite a une action lubrifiante qui améliore la tenue à l'usure et les propriétés antifrictions de la fonte.

Il est commode de caractériser la vitesse de refroidissement d'après l'épaisseur des parois des pièces à mouler. Plus les parois de ces dernières sont minces, plus le refroidissement est rapide et plus la graphitisation est faible. Par conséquent, pour les pièces à mouler de petites sections, pour lesquelles le refroidissement est rapide, ou pour une fonte à faible teneur en carbone, le titre de silicium doit être augmenté. Par contre, lorsque les pièces à mouler sont épaisses, et par suite leur refroidissement plus lent, la graphitisation est plus complète et la teneur en silicium peut être plus faible.

Le manganèse entrave la graphitisation en rendant plus difficile le dégagement du graphite et accroît l'aptitude de la fonte à la trempe, c'est à dire la constitution surtout dans les couches superficielles de la structure d'une fonte blanche ou truitée.

Le soufre apporte aux éléments qui ralentissent sensiblement la graphitisation sa contribution et provoque le grossissement des lamelles de graphite. C'est une impureté nocive qui altère les propriétés mécaniques et la coulabilité de la fonte (teneur maxi 0,1 à 0,12 %).

Le phosphore n'influe pas sur la graphitisation, sa teneur dans les fontes grises ne doit pas dépasser 0,2 %, mais parfois on admet même 0,4 à 0,5 %. Le phosphore améliore la coulabilité de la fonte par l'intermédiaire de l'eutectique qui s'est formé.

6.4.3. Fontes à graphite sphéroïdal

Comme il a été déjà noté que le graphite lamellaire rend la fonte fragile. Ainsi, pour améliorer la résistance mécanique de la fonte grise, on ajoute des éléments d'addition tels que le Ni, Cr, Mn ou bien on cherche à améliorer l'effet du graphite sphérique. Dans ce cas, la fonte est appelée fonte à graphite sphéroïdal.

La fonte à graphite sphéroïdal s'obtient par addition de magnésium à la fonte liquide. La composition chimique moyenne de cette fonte est comme suit :

- C : (3,2 à 3,6) %.
- Si : (1,8 à 3) %.
- Mn : (0,3 à 0,4) %.
- P \approx 0,05 %.

L'introduction de silicium, jusqu'à 3 % environ, augmente le pouvoir graphitisant de la fonte liquide et celle du magnésium, jusqu'à 0,07 % environ, joue un rôle d'inhibiteur, mais de courte durée, en retardant la formation initiale du graphite.

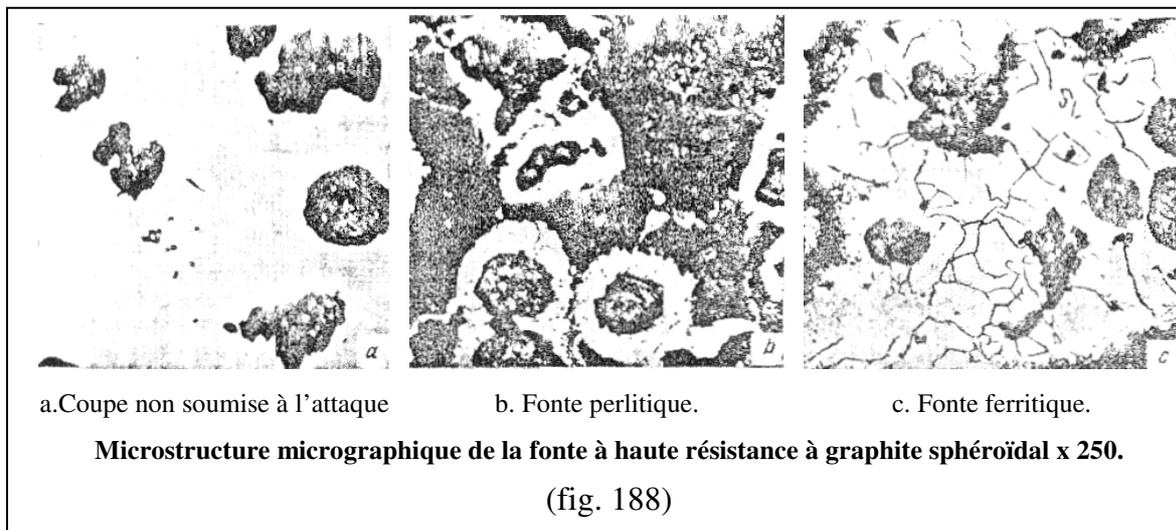
A l'état brute de la coulée, la fonte à graphite sphéroïdal présente une structure perlitique, ferritique ou à cémentite libre. Elle est caractérisée par une résistance mécanique et une ductilité bien plus grande que celles des fontes grises usuelles. La facilité d'usinage est excellente. C'est en somme, un matériau intermédiaire entre la fonte grise et l'acier moulé. Dans le tableau ci-dessous, nous avons porté à titre de comparaison, quelques caractéristiques mécaniques moyennes des fontes et celles de l'acier doux moulé.

Nuance	Dureté (HB)	Rm (N/mm ²)	Re (N/mm ²)	A (%)
1. Fonte grise lamellaire	200	200	160	-
2. Fonte blanche non alliée	420	300	-	-
3. Fonte malléable ferritique	140	360	120	-
4. Fonte malléable perlitique	200	530	370	6
5. Fonte à graphite sphéroïdal	260	700	500	3
6. Acier doux moulé	135	450	270	18

La fonte à graphite sphéroïdal est très utilisée dans les diverses branches de l'industrie comme :

- Pièces de construction automobiles (vilebrequins, culasses, ...)
- Pièces pour l'industrie lourde (cylindres de laminoirs, pièces pour presses, ...).
- Pièces pour l'industrie chimique et pétrolière (conduite, pompes, valves, ...).

La figure 188 représente la structure micrographique de la fonte à haute résistance à graphite sphéroïdal.



6.4.4. Fontes malléables

La fonte malléable s'obtient par le maintien prolongé aux températures élevées (recuit) des pièces en fonte blanche. Le recuit produit une graphite nodulaire déchiquetée, qui, par rapport au graphite lamellaire, diminue beaucoup moins la résistance et la plasticité de la matrice métallique.

La matrice métallique d'une fonte malléable est constituée de ferrite (fonte malléable ferritique ou à cœur noir, figure 75) et plus rarement, de perlite (fonte malléable perlitique ou à cœur blanc, figure 76). La fonte malléable à cœur noir est largement employée dans l'industrie, car elle est la plus plastique.

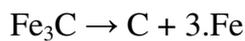
La composition chimique d'une fonte blanche, prévue pour malléabilisation par recuit, peut varier dans les limites de tolérances suivantes : (2,5 à 3) % C, (0,7 à 1,5) % Si, (0,3 à 1) % Mn, 0,12 % S et $\leq 0,18$ P, en fonction de la structure imposée du métal de base. La teneur de la fonte en carbone et en silicium est réduite. Un plus faible titre de carbone améliore la plasticité du fait de la diminution de la quantité de graphite qui se dégage au recuit, alors que la teneur en silicium élimine la précipitation éventuelle au refroidissement du graphite lamellaire dans la structure des moulages.

L'épaisseur de la section des pièces coulées ne doit pas dépasser 40 à 50 mm. Lorsqu'elle est plus grande, l'âme de la pièce peut devenir le siège de formation du graphite lamellaire qui rend la fonte inapte au recuit.

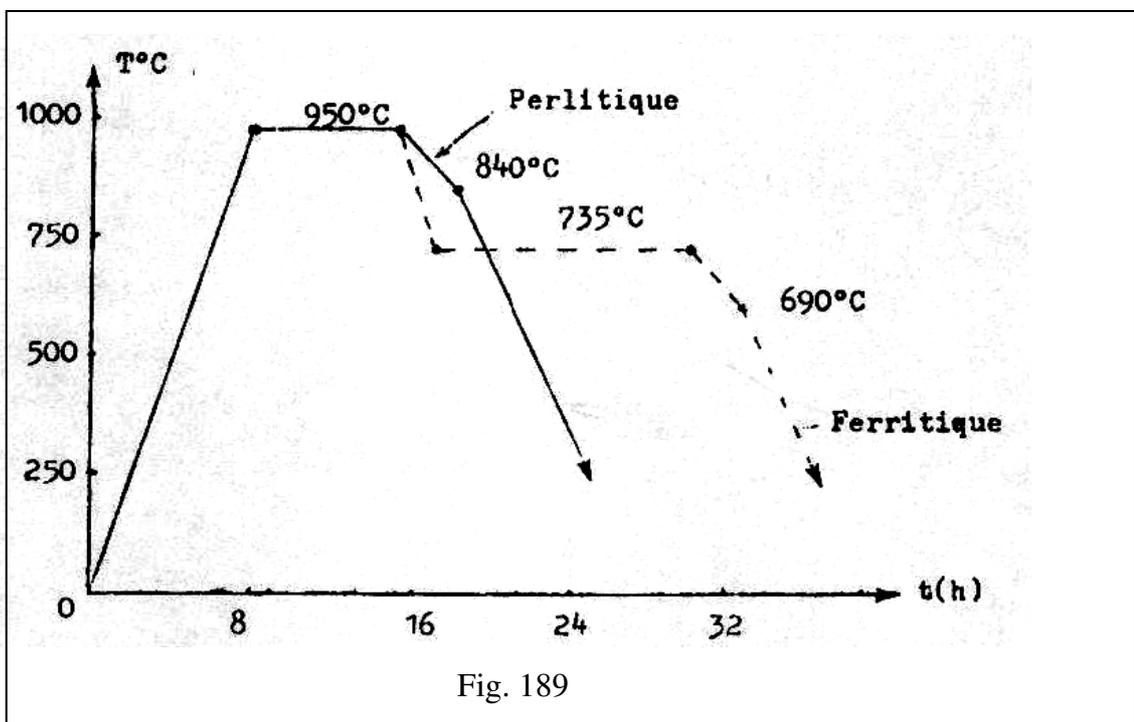
Il existe deux procédés pour malléabiliser les fontes. Ces deux procédés s'appliquent à des pièces de formes définitives compliquées et qui seraient difficiles à obtenir en acier (par coulée ou par forgeage). La matière à traiter, est la fonte blanche et le produit obtenu est doux et tenace. Le premier procédé, étant de loin, le plus employé.

6.4.4.1. Malléabilisation par graphitisation (fonte malléable à cœur noir)

L'opération consiste à placer les pièces en fonte blanche dans des caisses, souvent remplies de sable et chauffées jusqu' environ 950°C, avec un maintien suffisant : c'est la graphitisation primaire qui correspond à la décomposition de la cémentite contenue dans le lédéburite (A + Cm), et l'établissement d'un équilibre stable (austénite + graphite).



Le produit de la décomposition est du graphite nodulaire déchiqueté. A partir de 950°C, on peut obtenir deux types de fontes malléables.



a. Fonte malléable ferritique :

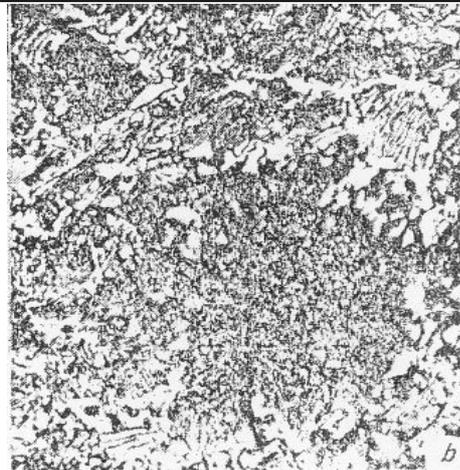
On refroidit les pièces jusqu'à environ 735°C pendant 12 heures pour avoir un graphite secondaire : l'austénite se décompose en ferrite et graphite. A partir de 690°C, les pièces peuvent être refroidies à l'air.

b. Fonte malléable perlitique :

La nature de la fonte est la même, mais le mode de refroidissement est différent. La décomposition de la cémentite est suivie d'un refroidissement à l'air à partir de 840°C, on obtient ainsi une matrice entièrement perlitique pour des pièces minces (perlite + graphite).



a. Fonte ferritique.



b. Fonte perlitique

Microstructure de la fonte malléable x 500

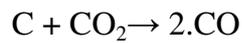
(fig. 190)

6.4.4.2. Malléabilisation par décarburation (fonte malléable à cœur blanc)

Si dans le cas précédent de la malléabilisation par graphitisation, on procède par un traitement thermique, dans ce cas de malléabilisation par décarburation, on procède par un traitement mixte thermochimique. Il consiste à chauffer la fonte à 960°C, durant (50 à 100) heures dans un milieu oxydant constitué de minerai de fer, de manière à éliminer le carbone de la fonte sous forme de gaz.

L'oxydation du carbone se déroule comme suit :

- L'oxygène ambiant de la caisse réagit avec le carbone de la surface des pièces en donnant les gaz CO et CO₂.
- L'oxyde de carbone réagit avec le minerai de fer en donnant du CO₂.
- Le gaz CO₂ formé, agit sur le carbone de la fonte suivant la réaction :



Ainsi, l'oxydation porte sur le carbone de l'austénite de la surface de la pièce et le carbone diffuse du centre vers la périphérie pour remplacer le carbone oxydé, et la cémentite entre en solution.

7. DESIGNATION NORMALISEE DES ACIERS ET DES FONTES

7.1. Désignation des aciers

Les aciers sont classés en deux groupes :

- Aciers non alliés (aciers ordinaires et aciers spéciaux, ...).
- Aciers alliés (faiblement et fortement alliés).

Le tableau ci-dessous donne un aperçu sur le pourcentage des éléments d'alliages dans les aciers alliés et non alliés.

% des éléments d'addition	Acier non allié	Acier faiblement allié	Acier fortement allié
Al	< 0,3		> 0,3
B			> 0
Co	< 0,2	0,2 à 0,3	> 0,3
Cr	< 0,3	0,3 à 0,5	> 0,5
Cu	< 0,4		> 0,4
Mn + Si	< 1,5	1,5 à 3	> 3
Mo	< 0,05	0,05 à 0,1	> 0,1
Ni	< 0,3	0,3 à 0,5	> 0,5
Pb	< 0,4		> 0,4
V	< 0,05	0,05 à 0,1	> 0,1
W	< 0,2	0,2 à 0,3	> 0,3

7.1.1. Désignation des aciers ordinaires sans traitement thermique

Les aciers ordinaires correspondent à des produits de grande consommation. Ils sont obtenus dans les convertisseurs, fours martin. Ce sont des aciers qui n'ont pas fait l'objet d'une addition volontaire d'éléments d'alliage et qui ne doivent pas dépasser les valeurs limites comme le montre le tableau ci-dessous.

Eléments	P+S	Si+Mn	Ni	Cr	Mo	V	W	Co	Al	Ti	Cu	Pb
%	0,20	2	0,5	0,25	0,10	0,05	0,30	0,30	0,30	0,30	0,30	0,10

Deux solutions se présentent pour les désigner :

a. La lettre A : est utilisée pour les aciers de constructions mécaniques.

Cette nuance est indiquée par la lettre A suivie d'un nombre correspondant à la limite minimale de résistance à la rupture par traction R_m exprimée en daN/mm², éventuellement suivie des chiffres 1, 2, 3 ou 4 (indice de qualité des propriétés mécaniques).

Le chiffre 4 indique la plasticité la plus élevée. On utilise ces chiffres car deux aciers ayant la même charge de rupture peuvent avoir des plasticités différents.

Exemple : A 60 – 3

A : Acier ordinaire.

60 : Résistance minimale à la rupture à la traction 60 daN/mm².

3 : Indice de qualité.

Leur désignation peut être aussi des indices d'utilisation comme :

S : soudable

M : moulable

L'indice de qualité est défini selon l'expression suivante :

$$N = 2,5 A + R$$

N : nombre définissant l'indice de qualité.

A : allongement en %.

R : résistance en hbar.

Qualité	1	2	3	4
---------	---	---	---	---

Exemple de nuances normalisées : A33, A34 , A50, A52, A60, etc.

b. La lettre E : est utilisée pour désigner les aciers destinés à la construction métallique.

Cette nuance est désignée par la lettre E suivie d'un nombre correspondant à la limite d'élasticité minimale à la traction et éventuellement suivie d'un chiffre 1, 2 3 ou 4.

Exemple : E 24 – 2

E : Acier ordinaire.

24 : limite d'élasticité minimale de 24 daN/mm².

2 : Indice de qualité.

La catégorie de certains aciers retenus par la norme AFNOR sont :

E 24 – 1 E 26 – 2 E 36 – 2

E 24 – 2 E 26 – 3 E 36 – 3

E 24 – 3 E 30 – 3

Pour distinguer la pureté chimique en soufre et en phosphore des aciers, leur désignation peut être éventuellement suivie d'une lettre minuscule indiquant la pureté en P et S comme indiqué sur le tableau ci-dessous.

Symbole	a	b	c	d	e	f	g	h	k	m
P + S	0,140	0,120	0,100	0,090	0,070	0,065	0,060	0,055	0,045	0,035

3.1.2. Désignation des aciers pour traitements thermiques

Cette catégorie d'aciers est apte aux traitements thermiques la teneur en carbone et en impuretés est contrôlée, on distingue deux nuances :

a. Les aciers courants :

Ils sont désignés par les lettres CC suivis d'un nombre qui désigne la teneur moyenne du carbone en centième pour cent (100 fois la teneur en carbone).

Exemple : CC 35

CC : Acier ordinaire pour traitement thermique.

35 : contenant 0,35 % de carbone.

Exemple de nuances normalisées : CC 10, CC 20, CC 30, CC 35, CC 55, etc.

b. Les aciers fins :

Ces aciers sont employés lorsque les caractéristiques mécaniques exigées sont sévères et nécessitent des transformations de structure par traitement thermique, leur élaboration s'effectue dans le four Martin.

Leur désignation commence par les lettres XC suivis d'un nombre indiquant la teneur en carbone en centième pour cent. Dans cette catégorie d'aciers, les écarts tolérés pour le carbone et les impuretés sont réduits, ces aciers présentent plus de garantie que les aciers courants vis à vis de la teneur en carbone et en impureté.

Exemple : XC 85

XC : Acier ordinaire pour traitement thermique.

85 : contenant 0,85 % de carbone.

Leur désignation peut être aussi suivie d'une lettre minuscule indiquant l'indice de pureté comme :

a : pureté minimale.

d : pureté moyenne.

m : pureté maximale.

Exemple de nuances normalisées : XC 10, XC 12, XC 18, XC 35, XC 38, etc.

Modes de traitement thermique pour les aciers au carbone :

- L'acier contenant moins de 0,30 % C est destiné à subir une cémentation est appelé acier trempé.
- Les aciers contenant 0,35 à 0,50 % C sont destinés à l'amélioration qui est la trempe suivie d'un revenu à haute température.
- Les aciers contenant 0,60 à 0,75 % C sont destinés à recevoir une trempe et un revenu à température moyenne.
- Les aciers contenant 0,8 à 1,3 % C sont dits aciers à outils et sont destinés à subir une trempe suivie d'un revenu à température basse.

7.1.3. Désignation des aciers alliés

Ces types d'aciers sont obtenus par l'addition volontaire d'éléments d'alliage. Ce sont des aciers contenant, outre le fer et le carbone un ou plusieurs éléments destinés à améliorer leurs propriétés mécaniques.

Ce sont des aciers de grande pureté. Leur élaboration s'effectue dans le four Martin, le four électrique ou le creuset.

Les principaux éléments d'alliages et leurs symboles normalisés sont présentés dans le tableau ci-dessous avec le coefficient de teneur de chaque élément.

Eléments	Symbole		Coefficient
	Chimique	Normalisé	
Aluminium	Al	A	x 10
Chrome	Cr	C	x 4
Cobalt	Co	K	x 4
Cuivre	Cu	U	x 10
Etain	Sn	E	x 10
Magnésium	Mg	G	x 10
Manganèse	Mn	M	x 4
Molybdène	Mo	D	x 10
Nickel	Ni	N	x 4
Phosphore	P	P	x 10
Plomb	Pb	Pb	x 10
Silicium	Si	S	x 4
Soufre	S	F	x 10
Titan	Ti	T	x 10
Tungstène	W	W	x 10
Vanadium	V	V	x 10
Zinc	Zn	Z	x 10
Antimoine	Sb	R	x 10
Cadmium	Cd	Cd	x 10

Les éléments d'addition sus-mentionnés agissent de deux façons principales sur l'acier.

a. Leur action sur la formation de l'austénite :

Les éléments alphagènes tels que Si, Cr, Al, W, Mo et V s'opposent à la formation de l'austénite pour une teneur suffisante, l'alliage demeure à l'état perlitique depuis la température ordinaire jusqu'à la température de fusion.

Les autres éléments gammagènes Ni, Mn et Co facilitent la formation de l'austénite au point de la rendre stable à la température ordinaire lorsqu'ils sont en proportion suffisante.

b. Leur action sur la formation de carbures complexes :

Ils facilitent la naissance des carbures complexes, généralement plus durs que le carbone de fer et qui demeurent noyés et non dissous dans le reste de l'alliage. Ces carbures influent sur les propriétés mécaniques de l'acier.

Selon les éléments d'addition et leurs quantités d'addition, on distingue deux types d'aciers :

- Aciers faiblement alliés.
- Aciers fortement alliés.

7.1.3.1. Désignation des aciers faiblement alliés

Ce sont des aciers dont la teneur en n'importe quel élément d'addition ne doit pas dépasser 5 %, ils sont désignés par :

- Un nombre indiquant la teneur moyenne en carbone exprimé en centième pour cent (multiplié par 100).
- Suivi de symboles normalisés des éléments alliés dans l'ordre des teneurs décroissantes, c'est à dire, le premier élément indique toujours l'élément dont la teneur est la plus élevée.
- Les symboles sont suivis par des nombres indiquant la teneur moyenne des éléments d'additions multiplié par 4 pour les éléments C, K, M, N, S et par 10 pour tous les autres éléments.

Remarque :

La désignation des éléments mentionnés ci-dessous est négligée dans le cas où leur teneur est égale ou inférieure à celle mentionnées ci-dessous.

M, S	N	C	D, V
1 %	0,5 %	0,25 %	0,10 %

Exemples :

45 CD 20 – 4

C'est un acier faiblement allié contenant :

- 0,45 % de carbone.
- $20/4 = 5$ % de chrome (C).
- $4/10 = 0,4$ % de molybdène (D).

20 NC 6

C'est un acier faiblement allié contenant :

- 0,20 % de carbone.
- $6/4 = 1,5$ % de nickel (N).
- Le pourcentage de chrome (C) est inférieur à 1,5 %.

Exemples de nuances d'aciers faiblement alliés selon AFNOR :

18 CD 4, 10 NC 6, 16 NC 6, 14 NC 11
20 NCD 2. 45 S 7, 38 C 4, 100 C 6, 25 CD 4
35 CD 4, 42 CD 4, 20 NC 6, 30 NC 11 etc.

7.1.3.2. Désignation des aciers fortement alliés

Ce sont des aciers caractérisés par la présence d'un ou de plusieurs éléments d'addition et au moins un de ces éléments a une teneur supérieure à 5 %. Dans cette catégorie, on trouve les aciers inoxydables, les aciers rapides pour la confection d'outils, les aciers à résistance thermique etc.

Leur désignation normalisée est toujours précédée par le lettre Z suivie :

- D'un nombre indiquant la teneur moyenne en carbone au centième pour cent.
- Des symboles normalisés des éléments d'addition rangés dans l'ordre de teneur décroissante.
- Des chiffres indiquant la teneur moyenne en pour cent des éléments d'addition.

Dans le cas des aciers fortement alliés, les chiffres indiquent directement la teneur en % des éléments d'addition, donc il n'est pas nécessaire de diviser par les coefficients 4 ou 10 comme dans le cas des aciers faiblement alliés.

Exemples :

Z 160 CDV 12

Z : symbole de l'acier fortement allié contenant :

- 1,60 % de carbone.
- 12 % de chrome

Z 6 CN 18 – 09

C'est l'acier inoxydable courant contenant :

- 0,06 % de carbone
- 18 % de chrome.
- 9 % de nickel.

Exemple de nuances d'aciers fortement alliés :

Z 115 WC 05, Z 200 C 13, Z. 200 CKDV 1·4,
Z 150 CKD 14, Z 85 WDCV 06-05-04-02,
Z 130 WCV 12-04-04, Z 110 DKCWV 00-08-04-02.

7.2. Désignation normalisée des fontes

La fonte est un alliage de fer et de carbone dont la teneur en carbone est supérieure à 2%. Eventuellement une fonte contient d'autres éléments introduits volontairement ou non. Les fontes se divisent en deux groupes selon leur mode d'élaboration, suivant l'état d'existence du carbone sous forme de cémentite ou de graphite.

a. Fontes blanches :

La totalité du carbone se trouve sous forme de cémentite Fe_3C . Ces fontes sont obtenues lorsque le refroidissement est assez rapide et la température de coulée est assez basse. La cémentite n'a pas de temps pour se décomposer et l'on obtient une fonte sans graphite. Cette fonte est dite blanche car la cassure présente un aspect métallique blanc. Il y a absence du carbone libre.

La teneur en Si, C, P est relativement faible, tandis que la teneur en Mn est élevée. Ces types de fontes sont obtenues dans le haut-fourneau et sont généralement utilisées pour l'élaboration de l'acier ou de la fonte grise.

b. Fontes grises :

La totalité du carbone est libre et se trouve sous forme de graphite. Elles sont obtenues lors du refroidissement lent avec une température de coulée assez élevée, alors la cémentite peut se décomposer en donnant du carbone libre sous forme de graphite.



L'aspect de la cassure a une couleur grise, ce qui prouve la présence du carbone libre. L'élément indispensable pour obtenir une fonte grise est le silicium jusqu'à une teneur de 3 %, ensuite viennent le cuivre et le nickel dont le premier possède un pouvoir antiferritisant énergétique au cours du refroidissement mais facilitant la formation de carbure libre (point dur) et la ferrite libre (point doux) et le second (nickel) possède un pouvoir graphitisant plus meilleur que celui du cuivre, mais un pouvoir antiferritisant négligeable.

Généralement les fontes grises sont obtenues dans des fours appelés cubilots. Pour leur désignation normalisée, les fontes sont classées en deux catégories :

- Fontes non alliées.
- Fontes alliées

7.2.1. Désignation des fontes non alliées

a. Fontes grise à graphite lamellaire :

Pour leur désignation on utilise le symbole normalisé Ft suivi de la valeur en daN/mm² de la résistance minimale à la rupture de traction. Elles possèdent une excellente coulabilité et usinabilité mais présentent des propriétés mécaniques assez défavorables (fragiles et non malléables).

Exemple : Ft 25

Ft : symbole normalisé de fonte grise à graphite lamellaire.

25 : Rm (résistance minimale à la rupture de traction) = 250 MPA.

Exemple de nuances des fontes grises à graphite lamellaire :

Ft 10, Ft 15, Ft 20, Ft 25, Ft 30, Ft 35, Ft 40 etc.

b. Fontes à graphite sphéroïdal :

Les fontes à graphite sphéroïdal possèdent de bonnes propriétés mécaniques par rapport aux fontes Ft. Plus la sphéricité des particules est élevée, plus les propriétés sont bonnes.

La modification de la structure du graphite (passage du graphite lamellaire au graphite sphéroïdal) est obtenue par addition d'éléments d'alliages dans le métal liquide lors de sa coulée. Le premier élément ayant été utilisé est le cérium, mais aujourd'hui on utilise, le plus souvent, le magnésium sous forme d'alliages nickel-magnésium ou ferrosilicium-magnésium. Le procédé d'obtention des fontes à graphite sphéroïdal consiste à un traitement, au préalable, de la fonte tels que :

- La désulfuration.
- La démanganisation, si nécessaire, car la teneur en manganèse doit être fixée à l'avance si on veut obtenir des structures ferritiques ou perlitiques. Pour les structures critiques (Mn = 0,10 à 0,30 %), pour les structures perlitiques (Mn jusqu'à 0,90 %).

L'introduction du magnésium s'effectue lors de la coulée et à une température de 1350 à 1500°C et selon différentes méthodes.

a. Méthode sandwich :

Avant la coulée, le magnésium est introduit dans la poche sous forme d'alliage recouvert de rébus de tôles d'acier. La fonte à modifier est coulée directement sur ce sandwich.

b. Méthode plongeur :

Une cloche en réfractaire percée de trous et contenant le magnésium est entraînée mécaniquement vers le fond de la poche remplie de fonte liquide.

Les fontes à graphite sphéroïdal sont désignées par le symbole FGS suivi de la valeur en N/mm² de la résistance minimale à la rupture de traction et de la valeur de l'allongement après rupture en %.

Exemple : FGS 400 – 012

FGS : fonte à graphite sphéroïdal

400 : Résistance minimale à la rupture de traction = 400 N/mm².

012 : Allongement (A= 12%).

Exemple de nuances : FGS 370-17, FGS 500-17, FGS 600-3, FGS 700-2, etc.

7.2.2. Désignation des fontes alliées

Les fontes alliées sont obtenues par addition d'éléments d'alliages lors de la fusion. Ces éléments sont le Ni, CR, Mo, Ti, Va, Si, etc. Elles possèdent des propriétés mécaniques supérieures à celles des fontes déjà considérées. Elles sont à graphite lamellaire ou sphéroïdal et ferritiques ou austénitiques. Elles sont désignées par :

- La lettre L ou S : lamellaire ou sphéroïdal.
- Symboles normalisés des éléments d'addition rangés par teneur décroissante.
- Teneur moyenne en % des éléments d'addition rangés dans le même ordre que ces éléments sans facteur multiplicateur.

Exemple : L - NSC 30 – 5 – 5 : Fonte austénitique à graphite lamellaire ayant des teneurs moyennes en Ni (30%) en Si (5%) et en Cr (5%).

7.2.3. Désignation des fontes malléables

La fonte malléable est une fonte initialement blanche, qui a subi ultérieurement un recuit en atmosphère oxydante ou neutre. Il existe plusieurs procédés pour obtenir les différents types de fontes malléables.

a. Le procédé européen :

Pour obtenir la fonte malléable à cœur blanc (fonte malléable européenne) on élimine, en majeure partie, le carbone. Dans ce procédé les pièces moulées en fonte blanche sont emballées dans de l'oxyde de fer et portées vers 980 à 1050°C durant 80 à 100 heures. Les pièces, après ce long recuit, sont refroidies à la vitesse de 5 à 10 °C par heure et déchargées du four à 650°C pour ensuite les refroidir à l'air, alors on obtient une matrice complètement ferritique avec éventuellement quelques nodules de graphite au cœur de la pièce moulée.

b. Le procédé américain :

Il est destiné à obtenir des fontes malléables à cœur noir perlitiques (fontes malléables américaines). Dans ce procédé, les pièces coulées en fonte blanche subissant un recuit en atmosphère neutre à une température de 870 à 950°C durant 8 à 60 heures. Après ce recuit, elles sont refroidies aussi vite que possible jusqu'à la température de 760°C, ensuite elles sont refroidies à une vitesse de 3 à 10°C par heure afin d'obtenir une ferritisation complète. La descente lente de la température est souvent remplacée par un maintien à 720°C, ensuite les pièces peuvent refroidir à l'air. On obtient finalement une matrice ferritique ou tout le carbone se présente sous forme de nodules de graphite déchiquetés (fonte malléable à cœur noir). On peut supprimer la ferritisation eutectoïde en parcourant rapidement le domaine ($\alpha+\gamma+g$) pour que l'austénite se transforme en perlite, ce qui donne une fonte malléable perlitique.

Pour leur désignation, on utilise :

- La lettre M : fonte malléable.
- Les lettres B, N ou P : à cœur Blanc, Noir ou Perlitique.
- La résistance minimale de rupture à la traction R_m en daN/mm².
- L'allongement après rupture en %.

Exemples :

MB 35 – 10 : fonte malléable à cœur blanc.

MN 38 – 18 : fonte malléable à cœur noir.

MP 55 – 5 : fonte malléable perlitique.

BIBLIOGRAPHIE

1. Einführung in die werkstoffwissenschaft, Prof. Dr. W.Schatt, édition Veb Deutscher Verlag Leipzig, 1973.
2. Werkstoffkunde stahl und eisen I, Eckstein, édition Veb, Deutscher Verlag Leipzig, 1971.
3. Matériaux, J.Lignon et M.Mijon, édition librairie Delagrave, 1967.
4. Werkstoffkunde stahl und eisen II, Eckstein, édition Veb, Deutscher Verlag Leipzig, 1972.
5. Matériaux, tome 1 et 2, N.Bouaoudja, édition OPU, 1992.
6. Métallographie, Schuman, édition Veb Deutscher Verlag Leipzig, 1975.
7. Métallurgie, élaboration des métaux, C.Chaussin et G.Hilly, édition Dunod Paris, 1972.
8. Métallographie et traitements thermiques des métaux, I.Lakhtine, édition Mir Moscou, 1978.
9. Technologie professionnelle générale, A.Castel et A.Dupont, édition Desfarges Paris, 1980.

SOMMAIRE

1. NOTIONS DE CRISTALLOGRAPHIE.....	3
2. ETABLISSEMENT DES DIAGRAMMES D'EQUILIBRE.....	35
3. DIAGRAMME D'EQUILIBRE FER-CARBONE.....	60
4. ELABORATION DES METAUX FERREUX.....	112
5. TRAITEMENTS THERMIQUES DES ACIERS.....	192
6. CLASSIFICATION DES ACIERS ET DES FONTES.....	286
7. DESIGNATION NORMALISEE DES ACIERS ET DES FONTES.....	333