

Table des matières

II	Du minerai au métal	1
I.1	Métallurgie extractive	2
	I.1.1 Opération élémentaires et les transformations chimiques	4
	I.1.1.1 Opérations élémentaires physiques	4
	I.1.1.2 Opérations élémentaires chimiques	4
	I.1.1.3 Transformations chimiques	5
	I.1.2 Réduction des oxydes	6
	I.1.2.1 Equation bilan considérée	6
	I.1.2.2 Diagramme d'Ellingham	7
I.2	Métallurgie secondaire	9
	I.2.1 Affinage et mise à la nuance	9
	I.2.2 Coulée et Solidification	11
	I.2.2.1 Phénomène lié à la solidification : Cas du métal pur	11
	I.2.2.2 Coulée en lingot	14
	I.2.2.3 Coulée continue	17
I.3	Exemple 1 : La sidérurgie	18
	I.3.1 Elaboration de la fonte	18
	I.3.1.1 Préparation des matières premières	19
	I.3.1.2 Elaboration de la fonte	19
	I.3.2 Elaboration de l'acier	22
	I.3.2.1 Obtention de l'acier par conversion	22
	I.3.2.2 Aciérie électrique	24
	I.3.3 Affinage et coulé de l'acier	24
	I.3.3.1 Affinage en poche	24
	I.3.3.2 Coulée continue	25
	I.3.4 Mise en forme et parachèvement	26
	I.3.4.1 Laminage à chaud	26
	I.3.4.2 Laminage à froid	26
	I.3.4.3 Recuit de détensionnement ou de relaxation	27
	I.3.4.4 Skin pass	28
I.4	Exemple 2 : Elaboration du cuivre	29
	I.4.1 Traitement des minerais sulfurés	30
	I.4.1.1 Pyrométallurgie. Obtention du cuivre "blister"	30
	I.4.1.2 Affinage du cuivre "blister"	31

III	Changement de phase	37
II.1	Introduction	42
	II.1.1 Définitions	42
	II.1.2 Les différents aspects des changements de phase	42
	II.1.3 Les deux types de changement de phase	42
	II.1.4 Règle des phases	43
II.2	Diagramme d'équilibre	44
	II.2.1 Nature de l'équilibre	44
	II.2.2 Miscibilité de deux constituants	44
	II.2.3 Lecture d'un diagramme de phase	49
	II.2.4 Limite des diagrammes d'équilibre	50
II.3	Cinétique des changements de phase	50
	II.3.1 Mécanisme élémentaire de la diffusion	50
	II.3.1.1 Cas de l'autodiffusion	50
	II.3.1.2 Cas de l'hétérodiffusion	51
	II.3.2 Lois de diffusion	52
	II.3.2.1 1 ^{ère} loi de Fick	52
	II.3.2.2 2 ^e loi de Fick	53
	II.3.2.3 Applications et phénomènes physiques où intervient la diffusion	53
	II.3.3 Germination	53
	II.3.3.1 Taille critique de germe	53
	II.3.3.2 Germination hétérogène	54
	II.3.4 Croissance	55
	II.3.4.1 Croissance gouvernée par une réaction d'interface	55
	II.3.4.2 Croissance gouvernée par la diffusion	56
	II.3.4.3 Coalescence ou maturation	56
	II.3.5 Théories phénoménologiques de cinétiques des changements de phase	56
	II.3.5.1 Transformations isothermes	56
	II.3.5.2 Transformations anisothermes	57
II.4	Solidification des alliages	57
	II.4.1 Germination	58
	II.4.2 Croissance	58
	II.4.3 Morphologie de la phase solide	59
	II.4.4 Solidification des eutectiques	61
II.5	Précipitation	62
	II.5.1 Cinétique de précipitation	62
	II.5.2 Les deux types de précipitation	62
	II.5.3 Etat de cohérence des précipités avec la matrice	64
II.6	Exemple de l'acier	65
	II.6.1 Diagramme fer-carbone	65
	II.6.2 Transformations de phase dans le fer pur	65
	II.6.2.1 Influence du carbone	66
	II.6.2.2 Diagramme fer-carbone	68
	II.6.3 Influence des éléments d'addition	69
	II.6.3.1 Actions générale des éléments d'addition	69

	II.6.3.2	Actions spécifiques des éléments d'addition	69
IIII		Traitements thermiques	75
III.1		Microstructure et recuit des aciers	78
	III.1.1	Microstructure des acier à l'état recuit	78
		III.1.1.1 Evolution des microstructures avec la teneur en carbone	79
		III.1.1.2 Microstructure industrielles	86
	III.1.2	Modification des microstructures par recuit	91
		III.1.2.1 Les recuits d'homogénéisation	92
		III.1.2.2 Les recuits de recristallisation après écrouissage	92
		III.1.2.3 Recuits de régénération du grain	92
		III.1.2.4 Recuit de coalescence(ou globulisation)	93
		III.1.2.5 Le recuit pour usinage	93
		III.1.2.6 Recuit de stabilisation ou de détente	95
III.2		Trempe des aciers	95
	III.2.1	Introduction et approche expérimentale	95
		III.2.1.1 Décomposition anisotherme de l'austénite	97
		III.2.1.2 Transformation isotherme de l'austénite	101
		III.2.1.3 Conditions d'austénitisation	102
	III.2.2	Transformation martensitique des aciers	103
		III.2.2.1 La transformation displacive CFC \rightarrow CC	103
		III.2.2.2 Détail de la formation de la martensite	105
		III.2.2.3 Transformation martensitique dans les aciers	107
	III.2.3	Bainites	111
	III.2.4	Diagrammes TRC et TTT	112
		III.2.4.1 Diagrammes TRC	112
		III.2.4.2 Diagrammes TTT	113
		III.2.4.3 Traitements isothermes industriels	116
	III.2.5	Revenu des aciers	116
	III.2.6	Trempabilité des aciers	119
III.3		Traitements thermiques des autres métaux	122
	III.3.1	Traitements thermiques des fontes	122
	III.3.2	Durcissement et traitements thermiques des alliages non ferreux	123
		III.3.2.1 Durcissement par écrouissage	124
		III.3.2.2 Durcissement par affinage des grains	124
		III.3.2.3 Durcissement par solution solide	124
		III.3.2.4 Durcissement par dispersion de précipités	124
		III.3.2.5 Bilan	125
IIW		Traitements de surfaces	131
IV.1		Domaines de l'ingénierie des surfaces	132
	IV.1.1	Sollicitation des surfaces industrielles	132
	IV.1.2	Ingénierie des surfaces	132
IV.2		Traitements de surface	136
	IV.2.1	Traitements thermiques de surface	137
		IV.2.1.1 Trempe superficielle	137
		IV.2.1.2 Traitements thermochimiques	137

	IV.2.1.3	Nitruration	139
IV.2.2		Traitements électrolytiques	139
	IV.2.2.1	Dépôt anodique (électrolyse anodique)	140
	IV.2.2.2	Dépôt cathodique (électrolyse cathodique)	140
IV.2.3		Métallisation	140
	IV.2.3.1	Métallisation par trempage	140
	IV.2.3.2	Métallisation au pistolet, vers 2 760°C	140
	IV.2.3.3	Métallisation au plasma d'arc, vers 16 700°C	140
	IV.2.3.4	Métallisation sous vide	140
IV.2.4		Dépôts particuliers	141
IV.2.5		Revêtements organiques; peintures et vernis	142
	IV.2.5.1	Constitution des peintures et des vernis	142
	IV.2.5.2	Film organique ou revêtement	143
	IV.2.5.3	Principaux produits	143
	IV.2.5.4	Mise en œuvre; principales techniques d'application	145
W		Choix d'un procédé	149
V.1		Les procédés et leur influence sur la conception	152
	V.1.1	Procédés de fonderie	152
	V.1.2	Moulage	154
	V.1.3	Procédés par déformation plastique	156
	V.1.4	Métallurgie des poudres	158
	V.1.5	Fabrication des composites	159
	V.1.6	Méthodes spéciales	160
	V.1.7	Usinage	160
	V.1.8	Traitements thermiques	162
	V.1.9	Assemblage	162
	V.1.10	Finition	164
	V.1.11	Systèmes de prototypage rapide	164
V.2		Caractéristiques des procédés	166
V.3		Choix systématique d'un procédé	166
V.4		Passage en revue : diagrammes de choix des procédés	170
	V.4.1	Diagrammes sous forme papier	170
		V.4.1.1 Principe	170
		V.4.1.2 Compatibilité avec le matériau	171
		V.4.1.3 Complexité - Diagramme taille-géométrie	173
		V.4.1.4 Diagramme complexité-taille	177
		V.4.1.5 Diagramme tolérance-rugosité de surface	178
		V.4.1.6 Utilisation des diagrammes	179
	V.4.2	Diagrammes sous forme numériques	179
		V.4.2.1 Principe	179
		V.4.2.2 Utilisation	180
V.5		Classement : coût d'un procédé	182
	V.5.1	Critères économiques de sélection	183
	V.5.2	Taille de série économique	184
	V.5.3	Modélisation du coût	185
	V.5.4	Modélisation technique des coûts	188

V.6	Informations complémentaires	188
V.7	Récapitulation	188

Chapitre -I-

Du minerai au métal

Table des Matières

I.1	Métallurgie extractive	2
	I.1.1 Opération élémentaires et les transformations chimiques . .	4
	I.1.2 Réduction des oxydes	6
I.2	Métallurgie secondaire	9
	I.2.1 Affinage et mise à la nuance	9
	I.2.2 Coulée et Solidification	11
I.3	Exemple 1 : La sidérurgie	18
	I.3.1 Elaboration de la fonte	18
	I.3.2 Elaboration de l'acier	22
	I.3.3 Affinage et coulé de l'acier	24
	I.3.4 Mise en forme et parachèvement	26
I.4	Exemple 2 : Elaboration du cuivre	29
	I.4.1 Traitement des minerais sulfurés	30

Objectifs

- Connaître les quatre étapes de l'élaboration des produits métalliques.
- Ecrire une équation bilan d'oxydo-réduction.
- Lire une diagramme d'Ellingham.
- Expliquer une microstructure de solidification.

La fabrication de produit semi-ouvrés, c'est-à-dire de tôles, de plaques, de barres, de fils, de profilés divers, tubes, de pièces de forge ou fonderie, relève de l'industrie sidérurgique (pour l'acier) et métallurgique (pour les autres métaux). Cette fabrication comporte une succession d'opération de transformation, d'extraction ou de séparation des constituants de minerais ou de produits intermédiaires (la Figure I.1 donne une illustration pour la fabrication de l'acier).

Les quatre grandes étapes de l'élaboration et des transformations des métaux

1. Procédés d'élaboration des matériaux de base (1^{er} transformation) (*Winning*) : métallurgie primaire ou extractive (pyro-,hydro-, électrométallurgie) ;
2. Procédés de traitement de matériaux de base (métal liquide) (*Refining*) : métallurgie secondaire : procédés d'extraction, séparation, mise à la nuance, coulée et refusion ;
3. Procédés de mise en forme, transformations et traitements thermomécaniques :
 - forgeage, laminage (1^{er} transformation) ;
 - emboutissage, estampage, tréfilage (2^e transformation) ;
4. Procédés avancés de transformation : traitements thermomécaniques et thermochimiques, traitements de surfaces sur produit, demi-produit, composant, pièce.

Dans ce chapitre nous traiterons seulement la métallurgie extractive et la métallurgie secondaire.

I.1 Métallurgie extractive

La métallurgie extractive ou primaire ou de première transformation part du minerai pour aboutir au métal en général liquide, quelquefois sous forme d'éponge (solide poreux) ou de poudre, qui constitueront la base des aciers et des alliages. Cette étape comporte des opérations d'extraction ou de séparation des constituants du minerai plus ou moins importantes et nombreuses selon que l'on part de minerais riches (Fe ; AL ; Ti) ou pauvres (Cu ; Zn ; Ni).

Les minerais sont souvent composés d'oxyde ou de sulfures mélangés à des impuretés (gangue). Le but de la métallurgie extractive est d'une part de supprimer les impuretés et d'autre part d'extraire l'élément métallique par réduction des oxydes ou des sulfures. Trois grandes familles de procédés sont généralement utilisées.

Les trois familles d'opération d'extraction et de séparation :

la pyrométallurgie : désigne des traitements effectués à température élevée (transformation par phase gazeuse, grillage des sulfures, calcination d'hydroxydes...) ;

l'hydrométallurgie : regroupe les traitement en solution aqueuse à basse température (lixiviation, précipitation, filtration...) ;

l'électrométallurgie : opération recourant à l'électrolyse en milieu aqueux (à basse température) ou avec des sels fondus (à hautes température).

La transformation du minerai en métal liquide peut mettre en jeu successivement ces trois opérations.

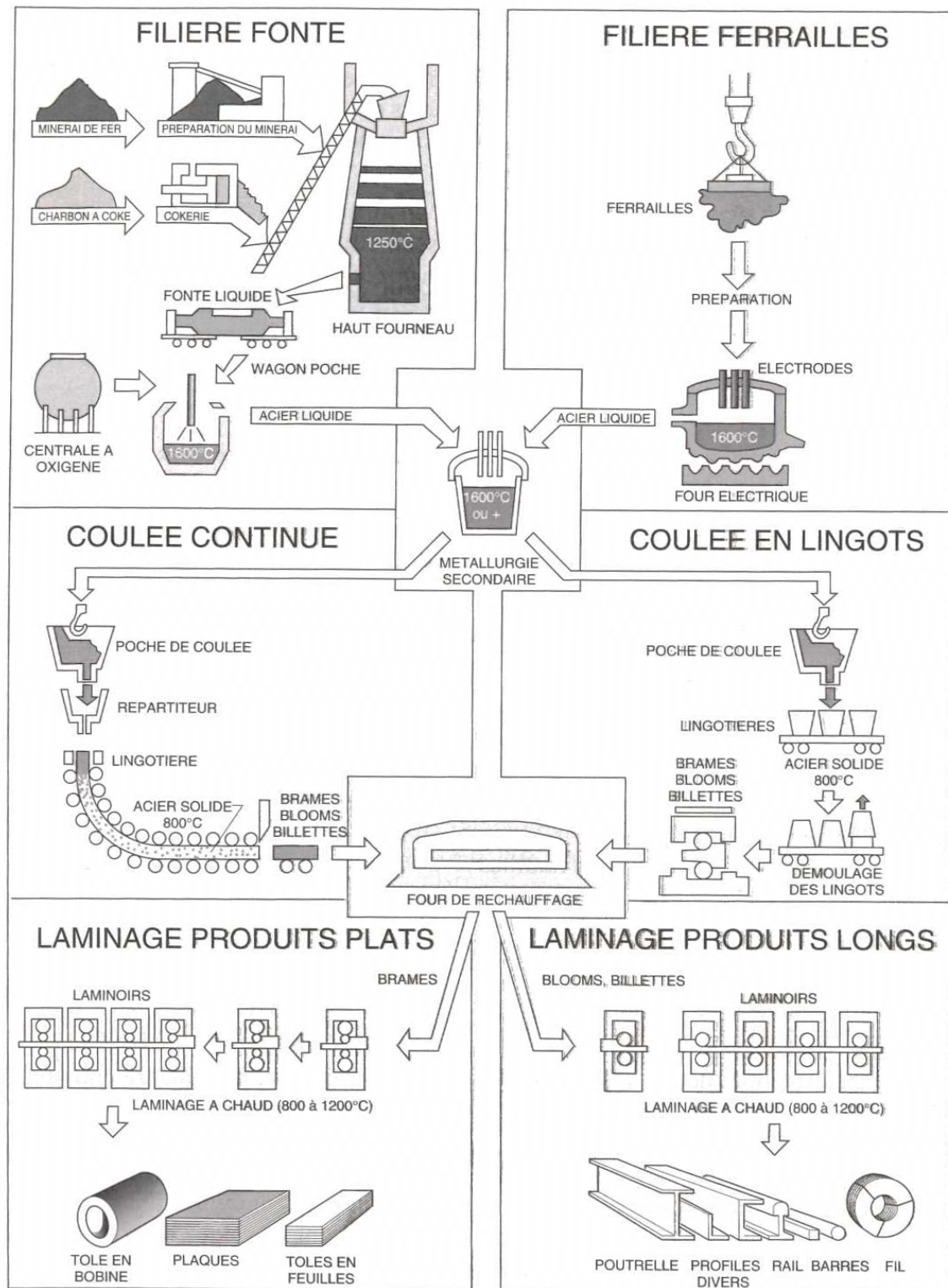


Figure I.1 – Elaboration et fabrication de demi-produits en acier.

I.1.1 Opérations élémentaires et les transformations chimiques

Les procédés métallurgiques sont constitués d'une succession d'opérations élémentaires :

- opérations unitaires chimiques ;
- opérations unitaires physiques.

I.1.1.1 Opérations élémentaires physiques

Séparation des constituants solides d'une suspension liquide :

- Décantation ;
- Centrifugation ;
- Filtration ;
- Flottation.

Séparation des constituants d'une phase gazeuse :

- Condensation (ex : Métallurgie du zirconium)

Séparation des constituants d'une phase liquide :

- Distillation (ex : Métallurgie du nickel) ;
- Distillation extractive (ex : Métallurgie du zirconium) ;
- Extraction liquide-liquide ou par solvants organiques (ex : Hydrométallurgie du nickel) ;

I.1.1.2 Opérations élémentaires chimiques

a) **Pyrométallurgie (réactions chimiques à haute température)**

Opérations de transformation de particules solides par une phase gazeuse :

- Le produit de la réaction est une nouvelle phase solide :
 - *réduction des oxydes* par un gaz CO ou H_2 ;
 - *grillage des sulfures* ;
 - *calcination* (décomposition thermique d'hydroxydes ou de sels).
- Le produit de la réaction est un métal ou un composé gazeux :
 - *carbothermie* : réduction de l'oxyde de zinc avec formation de zinc gazeux ;
 - *métallothermie* : réduction de l'oxyde de magnésium par le silicium avec formation de magnésium gazeux ;
 - *gazéification* : carbochloruration des oxydes ; carbonylation du nickel $Ni(CO)_4$.

Formation de particules solides à partir d'une phase gazeuse :

- *précipitation hétérogène* : décomposition thermique du $Ni(CO)_4$ avec croissance de particules de nickel.

Opérations de réduction d'oxydes en phase liquide par métallothermie mettant en jeu deux phases liquides :

- *réaction métal-laitier* : réduction de l'oxyde de magnésium (dissous dans un laitier) par le silicium du ferrosilicium liquide avec formation de particules de magnésium gazeux.

Opérations de réduction de chlorures en phase liquide par métallothermie mettant en jeu une phase liquide et une phase gazeuse :

- *précipitation homogène* : réduction de chlorures gazeux de titane et de zirconium par le magnésium avec formation de particules de titane ou de zirconium.

b) Hydrométallurgie (réactions chimiques en phase aqueuse)

- *lixiviation* : attaque d'un solide (minerai), sous forme de particules par une solution aqueuse avec mise en solution de certains constituants du minerai ;
- *précipitation homogène* : formation de particules d'hydroxydes à partir d'une solution sursaturée d'un sel ;
- *précipitation hétérogène* : formation de particules métalliques par réduction de sels métalliques en solution aqueuse par l'hydrogène ou un autre métal.

c) Electrométallurgie (réactions électrochimiques)

- *électrolyse en phase aqueuse* ;
- *électrolyse en sels fondus* ;
- *électroaffinage*.

I.1.1.3 Transformations chimiques

Dans cette section les notations $A_{(gaz)}$, $A_{(liq)}$ et $A_{(sol)}$ désignent respectivement le constituant A à l'état gazeux, liquide et solide.

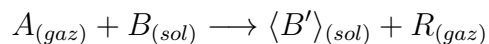
Le symbole \underline{A} désigne un constituant A dissout dans la phase liquide (phase aqueuse, métallique ou matte¹).

(B) désigne un constituant dissous dans une phase laitier (oxydes).

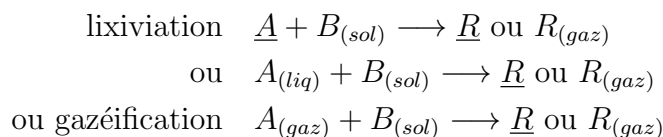
$\langle S \rangle$ désigne un constituant formant une nouvelle phase.

a) Transformation de particules solides

Transformation in situ : par réaction hétérogène avec formation d'une nouvelle phase solide :



Gazéification ou lixiviation : mise en solution liquide ou gazeuse de particules par réaction hétérogène

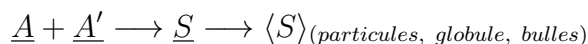


b) Précipitation

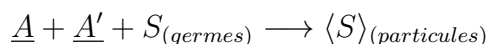
La précipitation est la formation d'une nouvelle phase, sous forme de particules, globules ou bulles de gaz, soit par germination et croissance, soit par croissance sur des germes introduits dans le milieu réactionnel.

1. Le terme "matte" est un mot allemand désignant une masse compact. En métallurgie, il désigne une substance riche en sulfures résultant d'une première fusion du minerai.

Précipitation homogène par réaction homogène

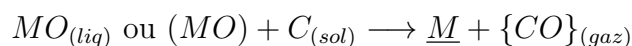


Précipitation hétérogène croissance par réaction hétérogène de particules (globules, bulles) d'une seconde phase à partir de germes présents initialement



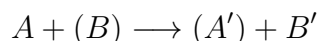
c) Smelting réduction

La smelting réduction est la réduction d'un oxyde à l'état liquide ou dissous dans un laitier par le carbone à l'état solide :



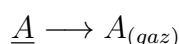
d) Réaction métal-laitier

La réaction métal métal-laitier est une réaction hétérogène entre réactifs présents dans deux phases liquides :



e) Extraction gaz-liquide

L'extraction gaz liquide ou dissolution d'un gaz dans une phase liquide est une réaction de transfert d'un constituant de la phase liquide vers la phase gazeuse



I.1.2 Réduction des oxydes

La réduction d'oxyde est effectuée par un réducteur solide (carbone C ou métal tel que l'aluminium Al ou le calcium Ca) ou gazeux (monoxyde de carbone CO ou dihydrogène H_2). Selon la température à laquelle la réduction a lieu, le métal brut est récupéré à :

l'état solide le solide obtenu contient alors le métal et de nombreuses impuretés. La méthode est intéressante que si on peut traiter un oxyde très pur. C'est le cas de l'oxyde de Nickel.

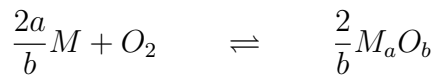
l'état liquide le liquide contient le métal et des impuretés qui sont éliminées ultérieurement. C'est le cas lors de l'obtention du fer, plomb et de l'étain.

l'état gazeux Il suffit alors de condenser le gaz pour obtenir un métal solide très pur. C'est ainsi qu'on obtient le zinc.

I.1.2.1 Equation bilan considérée

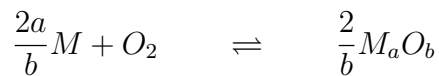
Par convention, on écrit l'équation-bilan avec une mole de dioxygène, le sens directe (\rightarrow) est celui de la formation de l'oxyde, le sens inverse (\leftarrow) est celui de la

réduction de l'oxyde. Pour un oxyde du type M_aO_b , cette équation-bilan s'écrit



I.1.2.2 Diagramme d'Ellingham

Définition I.1 Le diagramme d'Ellingham est la représentation de l'enthalpie libre standard de réaction $\Delta_r G^0$ en fonction de la température T , pour une équation bilan donnée (Figure I.2) :



Sous l'approximation d'Ellingham, c'est-à-dire que $\Delta_r G^0$ est une fonction affine de la température T .

Règle I.1 Puisque l'état le plus stable est celui qui à l'enthalpie libre G la plus faible. Alors un oxyde peut être réduit par tout réducteur dont la droite d'Ellingham est **au-dessous de la sienne**.

Remarque I.1 La droite d'Ellingham est toujours positive; à l'exception de celle du couple CO/C .

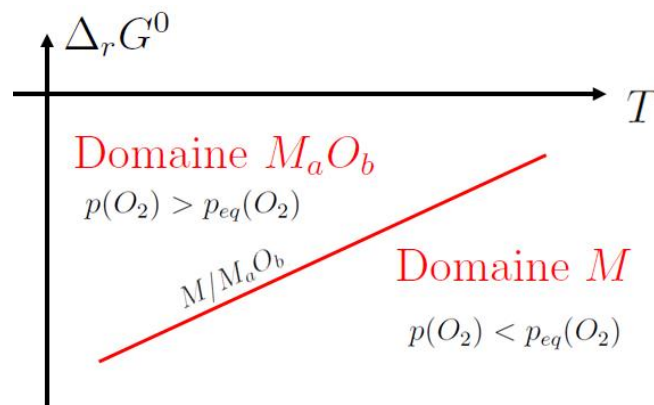
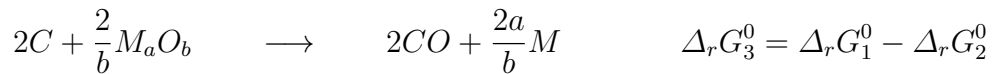
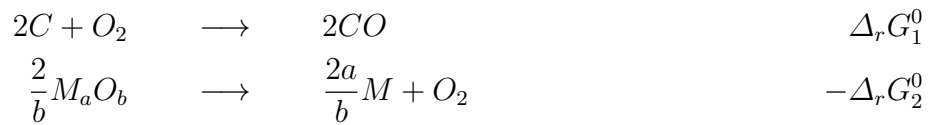


Figure I.2 – Diagramme d'Ellingham pour la réaction de réduction $M_aO_b \rightarrow M$.

Un oxyde M_aO_b pourra être réduit par le carbone dès lors que la température dépassera la valeur T_r correspondant à l'intersection des deux droites correspondants à l'oxydation du métal et à celle du carbone (Figure I.3). L'équation-bilan de cette réaction s'obtient en combinant les deux réactions élémentaires C/CO et M/M_aO_b , à

savoir



La réduction devient possible dès que l'enthalpie libre standard de la réaction est négative ($\Delta_r G_3^0 < 0$), donc la réduction par le carbone a lieu pour $T > T_r$.

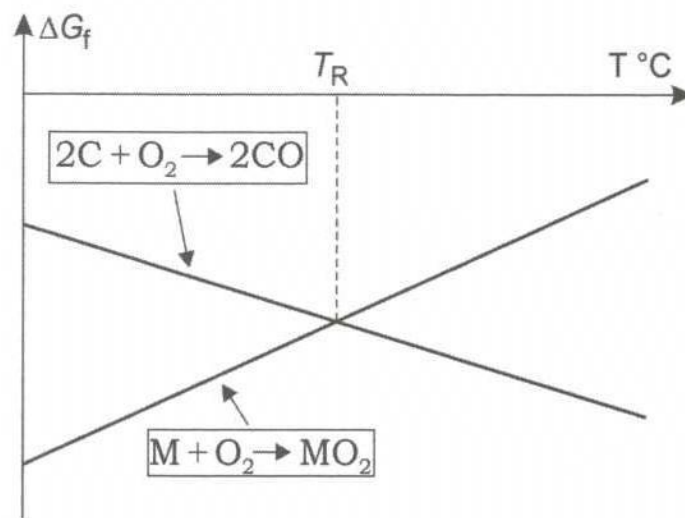


Figure I.3 – Diagramme d'Ellingham indiquant les conditions de réduction d'un oxyde par le carbone.

Le table I.1 donne quelques valeurs de T_r . On remarque que l'aluminium et le titane ont une très forte affinité pour l'oxygène puisque la réduction théorique n'est possible qu'à une température très élevée, ce qui explique leur apparition très tardive dans le domaine industriel.

Table I.1 – Quelques valeurs de T_r .

Matériaux	<i>Al</i>	<i>Ti</i>	<i>Zn</i> (gaz)	<i>Ni</i>
T_r (en °C)	2075	1700	950	450

Influence du changement de phase

L'enthalpie libre standard de réaction $\Delta_r G^0$ est continue lors du changement de phase. Mais il y a une rupture de pente dans le diagramme d'Ellingham.

La pente augmente si M fond ou se vaporise ; la pente diminue si $M_a O_b$ se vaporise. La rupture de pente est grande dans le cas de la vaporisation alors qu'elle est plus faible lors de la fusion.

Domaines d'existences

Chaque point de la courbe d'Ellingham (Figure I.2) correspond à des points d'équilibre de la réaction chimique, c'est-à-dire que pour une température donnée T la pression de dioxygène (O_2) d'équilibre est fixée par la réaction et vaut $p_{eq}(O_2)$. Si la pression de dioxygène est différente alors on se trouve hors équilibre et la cinétique de réaction dépend de cette pression

$p(O_2) > p_{eq}(O_2)$ domaine d'existence de M_aO_b . Il y a réaction jusqu'à disparition de l'espèce M

$p(O_2) < p_{eq}(O_2)$ domaine d'existence de M . La réaction d'oxydation n'a pas lieu.

Corrosion, par le dioxygène, en voie sèche

Pour une température T donnée, si on met en présence M et O_2 avec $p(O_2) > p_{eq}(O_2)$, il y a alors oxydation de M jusqu'à sa disparition complète. $p_{eq}(O_2)[T]$ est appelée pression de corrosion de M à la température T .

I.2 Métallurgie secondaire

La métallurgie secondaire consiste en un traitement du métal liquide, obtenu soit directement dans la première étape, soit par refusion de métaux recyclés avant coulée. Elle comporte plusieurs opérations successives ou combinées : l'affinage (purification), c'est-à-dire l'élimination des éléments nocifs restant dans le métal liquide, la mise à la nuance (addition des éléments d'alliage), la coulée et la solidification (soit sous forme de lingots, soit directement sous forme de produit plats ou longs par coulée continue, soit sous forme de pièces de fonderie, soit même sous forme de poudre).

I.2.1 Affinage et mise à la nuance

Opérations d'affinage du métal ou de matte liquide (Pyrométallurgie)

Mettant en jeu deux phases liquides

- réactions "métal-laitier" : extraction sélective de constituants d'une phase par une seconde.

Mettant en jeu une phase gazeuse et phase liquide

- oxydation directe des constituants de la fonte et des mattes ;
- dégazage : extraction par un gaz inerte ou sous vide de constituant dissous dans un liquide ;
- refusion sous vide au four à arc à électrode consommable ;
- dégazage : par atomisation de jet liquide métallique.

A partir d'une phase liquide

- précipitation homogène : désoxydation de l'acier liquide avec formation d'inclusions liquides ou solides d'oxydes séparées par décantation et flottation.

Un des procédés d'affinage les plus utilisés consiste dans le traitement du métal liquide sous vide qui est une opération d'extraction de gaz dissous dans le métal liquide (Procédés de dégazage Figure I.4). La mise à nuance est obtenue par addition de fil en bobine dans le matte liquide.

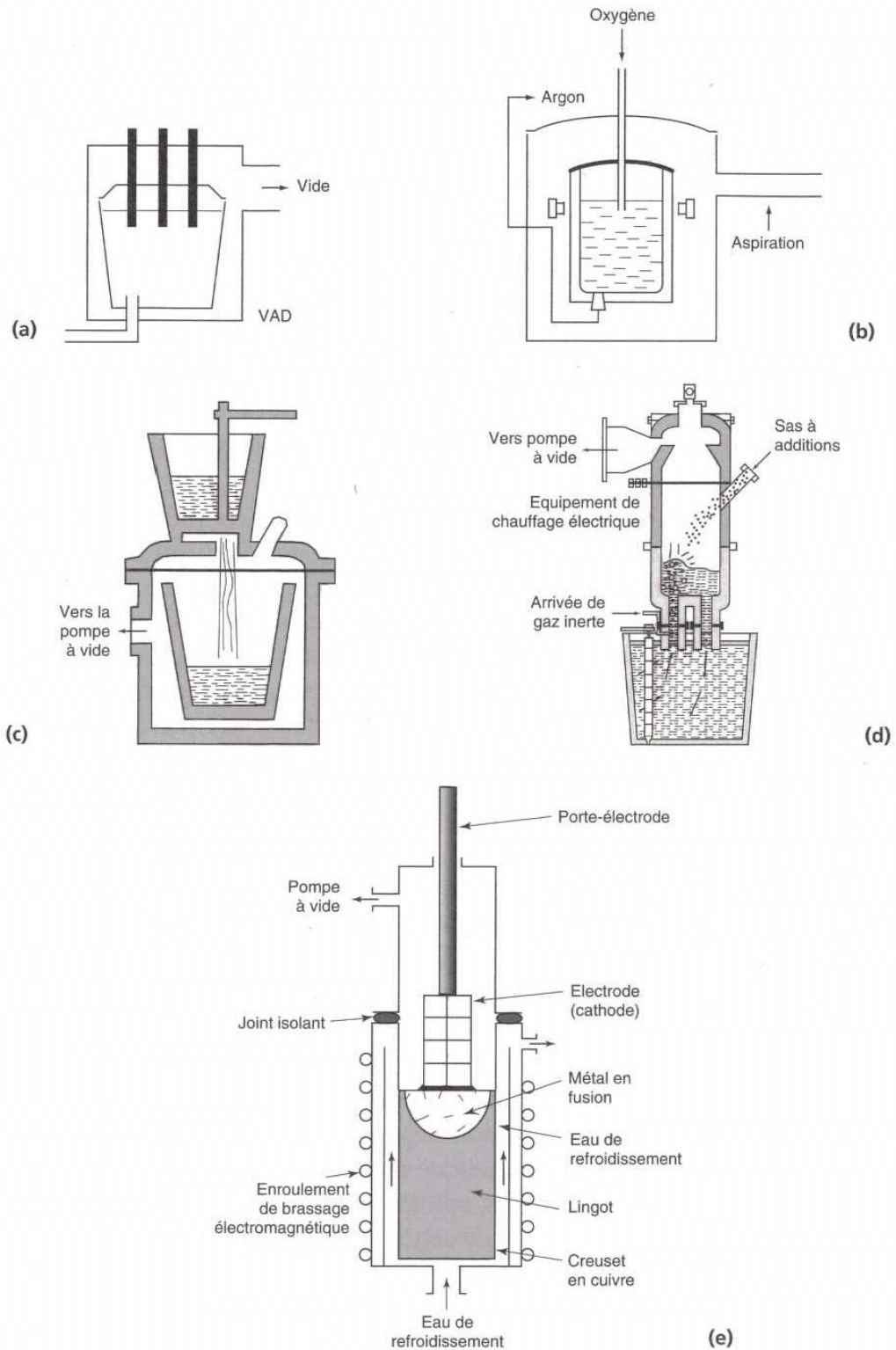


Figure I.4 – Procédés de dégazage : a) Station VAD (*Vacuum Arc Degassing*); b) Station d’Affinage sous vide (ASV ou VOD pour *Vacuum Oxygen Decarburisation*); c) Dégazage au jet et coulée sous vide de lingots; d) Dégazage sous vide par recirculation (procédé RH); e) Schéma de principe de la fusion sous vide au four à électrode consommable.

I.2.2 Coulée et Solidification

A l'issue de l'affinage, les métaux à l'état liquide sont coulés en lingots ou par coulée continue pour obtenir des lingots ou brames, blooms ou billettes² destinés à être mise en forme (Figure I.1). Les phénomènes qui se produisent à la solidification revêtent une importance primordiale pour ces procédés, mais également pour la fonderie et le soudage. En effet les structures qui s'y développent dépendent largement des conditions dans lesquelles la transformation liquide-solide s'est produite. De plus, ces conditions ont une influence marquée sur les propriétés finales des matériaux, quelles que soient les étapes ultérieures de fabrication.

Les principaux paramètres qui dépendent des conditions de solidification sont :

- taille et orientation des grains ;
- taille et dispersion des particules de seconde phase ;
- distribution des éléments d'alliages dans la structure.

I.2.2.1 Phénomène lié à la solidification : Cas du métal pur

A la température de fusion T_f d'un métal pur, il y a équilibre entre les phases liquide et solide. La solidification est une réaction exothermique qui se produit à une température T inférieure à la température T_f . La différence $\Delta T = T_f - T > 0$ qui doit être positive s'appelle la surfusion.

Pour que la solidification se produise, il doit exister des germes de solide. La solidification complète résulte alors de la croissance de ces germes solide au dépend du liquide.

a) Germination

L'étape de germination précède la solidification proprement dite et détermine en grande partie la structure et les propriétés.

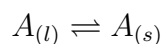
Il existe deux types de germination :

Germination homogène correspond à la création spontanée d'un germe de taille suffisante $r > r^*$ pour être stable au sein du liquide. En effet, un germe de rayon $r > r^*$ a tendance à croître. Par contre si $r < r^*$ le germe aura tendance à se dissoudre dans le liquide. La taille du germe critique diminue avec la surfusion (Figure I.5), c'est-à-dire que **la probabilité d'avoir un germe stable augmente avec la surfusion**.

Germination hétérogène En pratique, la surfusion dépasse rarement quelques degrés ce qui limite la germination homogène dans le fondu. La germination se fait soit sur des impuretés soit sur les parois du moule.

b) Croissance des cristaux

La cinétique d'une réaction de changement de phase liquide/solide :



2. Les billettes ont une section carré ou ronde, les blooms rectangulaire, les brames aplatie et les lingots une forme tronconique.

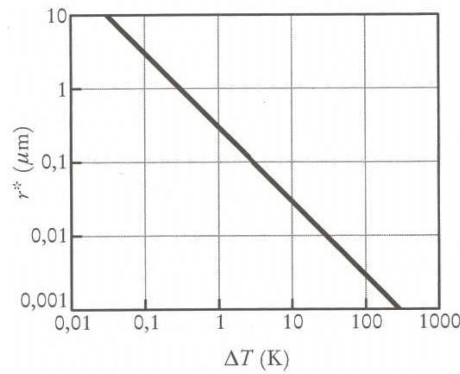


Figure I.5 – Valeurs du rayon critique r^* des germes de cuivre solide en fonction de la surfusion ΔT .

se caractérise à partir de forces motrices $W_{(l)}$ et $W_{(c)}$ tel que

$$\frac{d}{dt} [A_{(s)}] = W_{(s)}, \quad \frac{d}{dt} [A_{(l)}] = W_{(l)} \quad (\text{I.1})$$

où $[A_{(s)}]$ et $[A_{(l)}]$ sont respectivement les concentrations en phase solide et liquide du constituant A . Dans le cas de la solidification, on a

$$W_{(s)} = -L_{(sol)} \frac{\Delta T}{T_f} = -L_{(sol)} \frac{T_f - T}{T_f} \quad (\text{I.2})$$

où $L_{(sol)}$ est la chaleur latente de solidification qui est négative. Par conséquent, il y a solidification pour des température $T < T_f$ pour avoir force motrice positive $W_{(s)} > 0$. De plus, on constate que la vitesse de solidification, donc de croissance des germes augmente avec la surfusion ΔT .

Remarque I.2 Dans traiter le cas de la liquéfaction, on a $W_{(l)} = -W_{(s)}$. On a bien liquéfaction pour $T > T_f$.

Dans le cas d'un changement de phase à l'état solide on trouve exactement les mêmes loi en changeant la chaleur latente de solidification par celle relative au changement phase.

Dans le cas des métaux, la solidification dépend de la cristallographie de la phase solide. Elle plus rapide suivant certaine direction ce qui explique la croissance de cristaux sous forme d'aiguilles. D'ailleurs, l'épaisseur de ces aiguilles diminue avec la surfusion.

De plus quand les cristaux grandissent, ils libèrent de la chaleur latente (réaction exothermique). Si celle-ci n'est pas évacuée de l'interface par conduction dans le solide ou convection dans le liquide; alors la température s'élève au-dessus de T_f et la solidification s'arrête. Donc si la température en tête d'aiguille se rapproche trop de la température de fusion T_f , la solidification s'amorce sur les côtés de l'aiguille et l'on observe le formation d'une dendrite (Figure I.6). L'exemple le plus célèbre de structure dendritique est le flocon de neige (Figure I.6b).

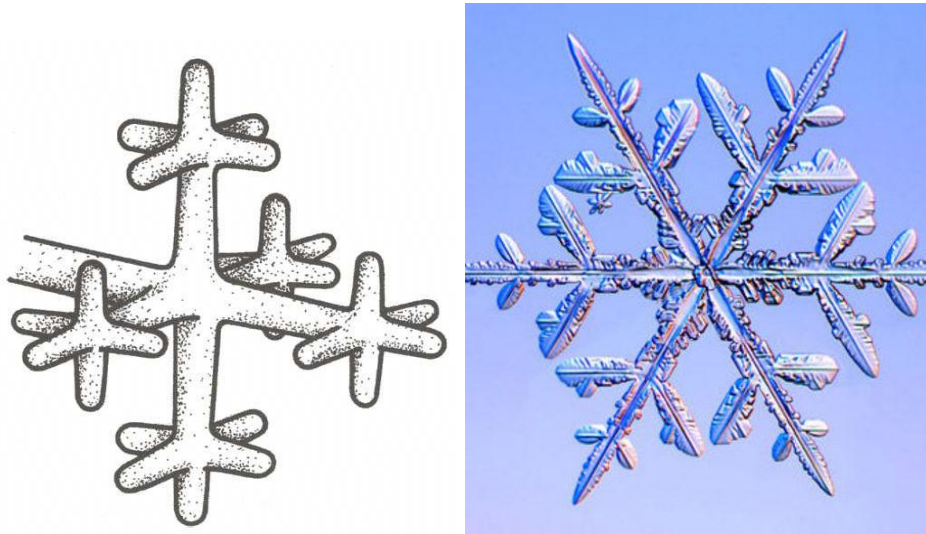


Figure I.6 – a) Schéma d'une dendrite. A partir de la branche primaire se développent des ramifications secondaires et tertiaires. b) Exemple célèbre de dendrite : le flocon de neige

Remarque I.3 *Pour l'instant, l'on a vu que les vitesse de croissance à l'inverse de la taille critique des germes augmentée avec la surfusion. En réalité, la vitesse de croissance des cristaux métalliques n'augmente pas indéfiniment avec la surfusion. Comme dans les autres matériaux, les atomes métalliques doivent passer une barrière de potentiel à l'aide de l'agitation thermique pour passer du liquide au solide. Bien que cette barrière d'énergie soit faible dans les métaux, elle va ralentir la solidification pour les grandes surfusion (Figure I.7). On peut tirer profit de ce phénomène pour fabriquer des matériaux à grain ultra fin en augmentant la vitesse de refroidissement, pour favoriser la germination homogène au détriment de la croissance. Il est en outre possible d'annihiler la germination pour avoir des verres métalliques, c'est-à-dire des métaux amorphes sans structure cristalline, en augmentant encore la vitesse de refroidissement.*

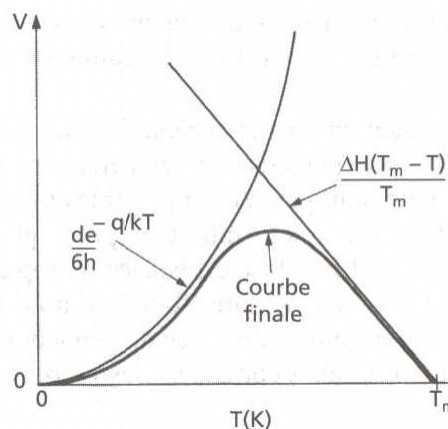


Figure I.7 – Variation de la vitesse de solidification avec la température.

I.2.2.2 Coulée en lingot

Le métal liquide est coulé dans des lingotières, en forme de tronc de pyramide, de section carrée ou plate. Les lingotières sont en fonte (cas des aciers), ou en acier recouvert d'un réfractaire si l'alliage possède un haut point de fusion, ou en cuivre. Les lingots pèsent de quelques tonnes à une centaine de tonnes. La coulée se fait suivant deux procédés :

coulée en chute : le métal est versé à partir d'une poche directement dans la lingotière ;

coulée en source : le métal est conduit par un canal en réfractaire à la base des lingotières disposées en groupe

a) Structure du lingot

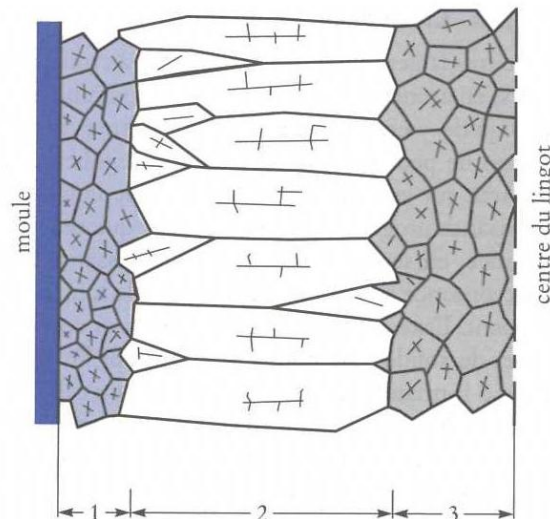


Figure I.8 – Coupe schématique d'un lingot présentant les trois zones de microstructure caractéristiques.

Il y a trois zones à l'intérieur d'un lingot (Figure I.8) :

La peau (*chill zone*) qui est une zone très mince qui s'est solidifiée rapidement au contact de la paroi froide de la lingotière. Les germes très nombreux ont donné naissance à de petits cristaux équiaxes d'orientation quelconque. La germination contrôle la microstructure dans cette zone.

La zone colonnaire ou basaltique (*columnar zone*). Cette structure résulte d'un gradient thermique perpendiculaire à la paroi de la lingotière. La zone de peau contient une grande quantité de petits cristaux de toutes orientations. Parmi ceux-ci ceux dont la croissance est favorisée se développent plus rapidement jusqu'à dominer la microstructure. Le diamètre des cristaux croît de la périphérie vers le centre par suite de l'élimination des cristaux moins favorablement orientés. La croissance prend le pas sur la germination dans cette zone.

La zone centrale équiaxe Lorsque la croissance colonnaire a atteint une épaisseur telle que le flux de chaleur évacué par conduction dans le métal solide est

insuffisant pour compenser l'augmentation de température dû à la réaction exothermique de solidification, alors s'établit un nouveau régime. Dans ce régime, les conditions températures dans le liquide sont favorables à la germination homogène et à la croissance de dendrites équiaxes. Les courants de convection au sein liquide tendent à fragmenter les dendrites créant ainsi de nouveau germes qui favorisent une plus grande finesse des grains. La prédiction de la transition colonnaire/équiaxe est décisive pour la maîtrise de la microstructure. Un brassage du liquide (par un champ électromagnétique) permet d'affiner la structure.

b) Ségrégation majeure

Lorsque la masse de métal est important, et de ce fait le refroidissement assez lent, une ségrégation se produit à l'échelle du lingot. On parle de ségrégation lorsque les impuretés s'accumulent dans les zones qui se solidifient en dernier. On distingue la ségrégation majeure en fin de solidification et la ségrégation mineure ou interdendritique.

Dans les aciers, les éléments qui ségrégent fortement sont : C , S , P et O . La ségrégation majeure s'accompagne d'une accumulation de gaz, du fait de leur solubilité plus grande dans le liquide, un phénomène à l'origine de bulles et de poche de gaz qui peuvent rendre le lingot inutilisable. L'oxygène peut réagir soit avec des éléments d'alliage à fort pouvoir désoxydant (Ti , Al , Si ...) et former des inclusions d'oxydes, soit avec le carbone pour former de l'oxyde de carbone, qui se dégage durant la solidification (phénomène d'effervescence) ou qui peut aussi se trouver piégé en créant des soufflures. Les facteurs énumérés plus haut rendent compte de la forme complexe des ségrégations observées dans les lingots d'acier (Figure I.9). Outre la ségrégation axiale, des formes de ségrégation plus complexes peuvent se produire : "V" ségrégués, ségrégation négative à la base du lingot (faible teneur en inclusions). Divers procédés sont utilisables pour réduire ces effets, comme le brassage électromagnétique ou la coulée sous vide.

c) Retassure

La variation de volume à la solidification est négative pour tous les métaux (sauf la fonte grise³). La solidification du lingot n'est pas uniforme, elle commence au niveau des parois latérales et par le fond (Figure I.10). Le liquide a donc tendance à descendre dans la lingotière et à créer un creux en surface ; ce creux va se traduire in fine par une poche de retassure (ou même une cavité axiale). Celle-ci n'est pas toujours visible, car du métal a pu se solidifier assez tôt en surface. L'intérêt de la forme tronconique de la lingotière est de rejeter la retassure vers le haut et de la faire déboucher sur l'extérieur.

Les métallurgistes se sont efforcés d'éliminer la retassure, qui peut conduire à chuter la tête du lingot, jusqu'au tiers de sa longueur. Plusieurs remèdes ont été proposés :

- nourrir le lingot en cours de solidification ;
- maintenir chaude la tête du lingot en disposant une masselotte chauffante sur la partie supérieure, grâce à une poudre de couverture constituée de produits à réaction fortement exothermique.

3. La fonte grise est une exception ; la variation de volume à la solidification est positive du fait de la formation de paillettes de graphite

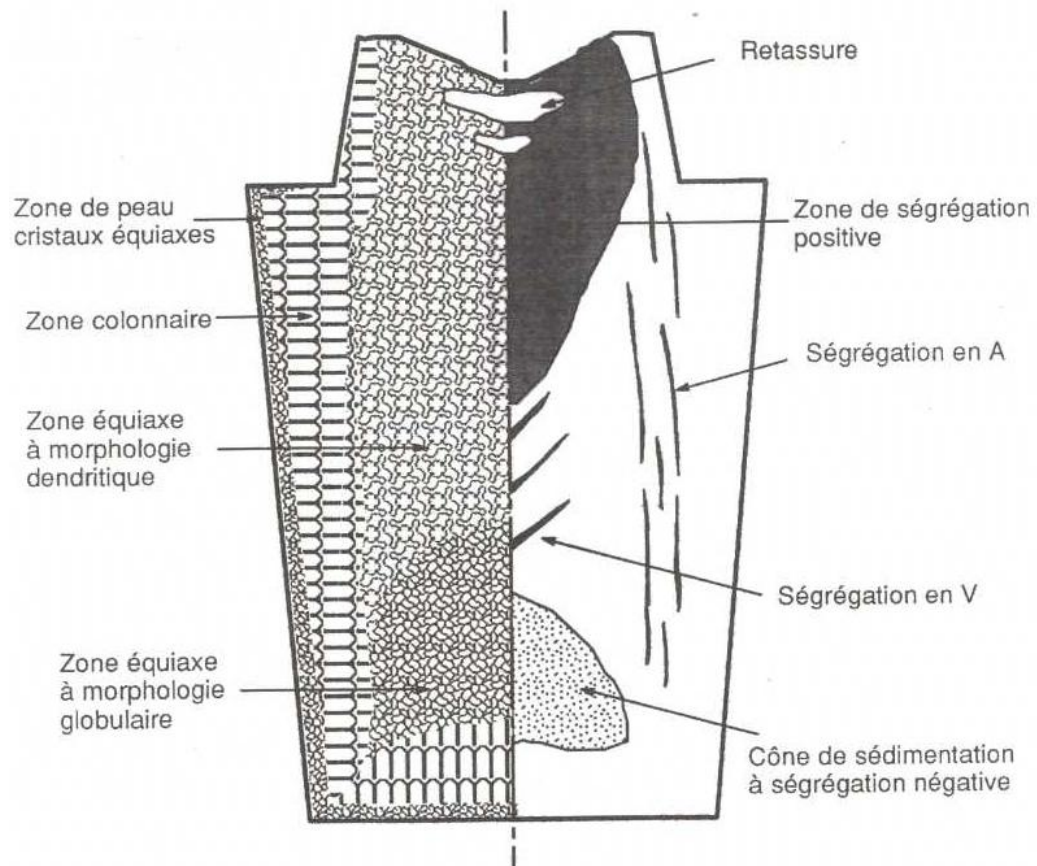


Figure I.9 – Défauts et macroségrégation dans un gros lingot d'acier.

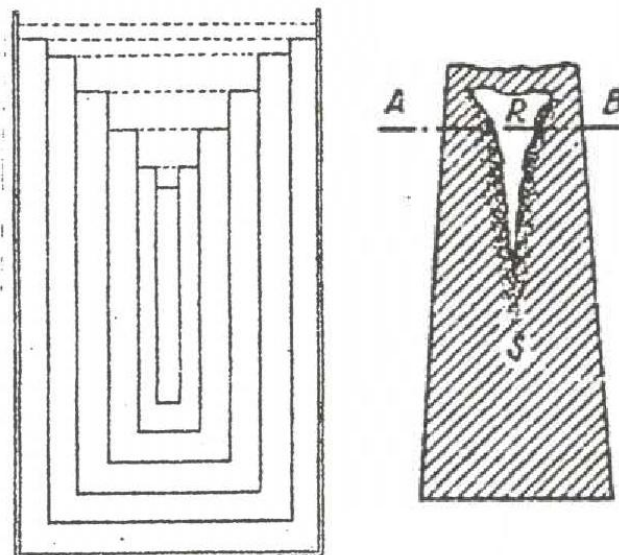


Figure I.10 – Formation d'une retassure lors du refroidissement d'un lingot.

Des microretassures susceptibles d'amorcer des criques internes peuvent se former à l'intérieur du lingot, lors de la solidification des poches de liquide emprisonnées dans la zone pâteuse.

I.2.2.3 Coulée continue

La coulée continue s'est imposée d'abord dans la métallurgie de l'aluminium, puis plus tard pour les aciers faiblement alliés et les aciers inoxydables. Le principe est simple : le métal est versé continûment dans une lingotière refroidie, un front de solidification se forme et le métal solide est extrait de manière à maintenir un régime de solidification stationnaire (Figure I.11). L'avantage, outre les gains de productivité, et l'absence de retassure et un bon état de surface. La suppression des premières étapes de laminage à chaud permet d'obtenir directement des produits semi-finis appelés blooms, brames ou billettes⁴ ; ou même dans les développements les plus récents des tôles.

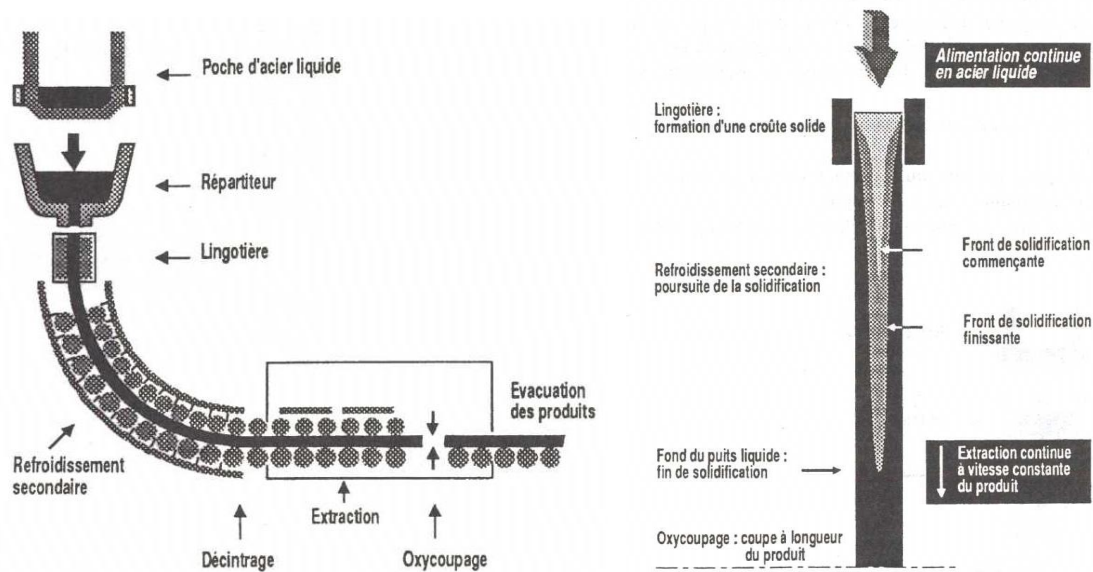


Figure I.11 – a) Machine de coulée continue de l'acier. b) Coupe d'une billette d'acier en cours de solidification par coulée continue.

La réalisation des machines de coulée continue est assez différente suivant le matériau à cause de leur grande différence de conductivité thermique à l'état solide :

Acier Il a une faible conductivité thermique qui engendre une grande profondeur du puits liquide (~ 10 m). Du fait de très longue installation sont requises pour obtenir une cadence de production élevée. Il existe des machines verticales et des machines verticales-cintrées ; du fait de la bonne ductilité à chaud des aciers pour réduire la taille des machines de 30 à 40 m.

Aluminium Il a une plus grande conductivité thermique donc le bain liquide est moins profond. Mais sa rigidité au-dessous de la température de solidification permet de cintrer les produits.

Remarque I.4 Il faut éviter la formation de ponts solides qui emprisonneraient du liquide et conduiraient à la formation de veines ségréguées et de criques internes. Le procédé n'est pas à l'abri de la ségrégation majeure, contre laquelle, divers remèdes sont utilisés. La microstructure des produits est essentiellement colonnaire en peau, avec une zone de cœur équiaxe.

4. Les billettes ont une section carré ou ronde, les blooms rectangulaire, les brames aplaties.

I.3 Exemple 1 : La sidérurgie

La sidérurgie concerne l'ensemble des opérations qui conduisent à la fabrication de produits semi-ouvrés, produit plats ou produits longs, à partir de minerais de fer et de charbon cokéfié. On lui associe l'élaboration des pièces en fonte ou acier moulé.

En se limitant à la sidérurgie française, on peut classer les activités en trois familles :
l'usine à fonte qui produit la fonte à partir du minerai et du coke ;

l'aciérie qui produit, à partir de la fonte, les brames destinées aux produits plats, ou les blooms destinés aux produits long.

la mise en forme par corroyage comprenant le laminage à chaud et le laminage à froid (pour les produits plats).

La fabrication de produits plats comprend également les opérations de revêtement et de traitements de surfaces qui apportent une valeur ajoutée.

Pour les aciers alliés, le schéma de production est assez différent : élaboration au four électrique à partir de la ferraille, affinage par refusion...

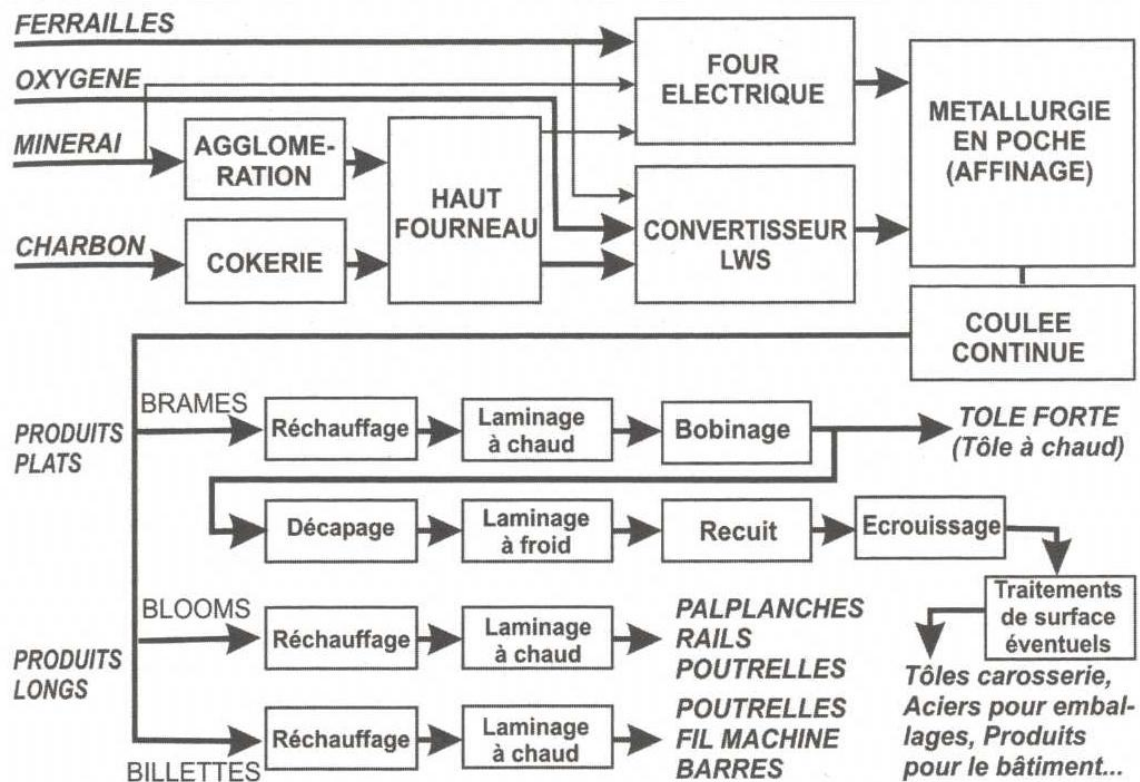


Figure I.12 – Principales activités de la sidérurgie française (hors aciers spéciaux).

I.3.1 Elaboration de la fonte

Pour obtenir de la fonte, il faut du minerai de fer, du coke et de l'eau pour les circuits de refroidissement. Deux possibilités :

- utiliser le minerai sur les lieux de production (ces de la sidérurgie lorraine) ;

- utiliser du minerai d'importation transporter par des navires minéraliers : création des usines côtières (Dunkerque, Fos-sur-mer).

L'élaboration de la fonte se fait en deux étapes :

1. préparation des matières premières (traitement du minerai de fer, fabrication du coke) ;
2. élaboration de la fonte.

I.3.1.1 Préparation des matières premières

Le minerai Il est constitué d'oxyde de fer (oxyde magnétique de fer, Fe_3O_4 , hématite ou fer oligiste, Fe_2O_3 ...) et de gangue (silice, alumine et chaux). La valeur du minerai dépend aussi de la teneur en oxyde que de la composition de la gangue. Seule une bonne proportion de silice, alumine et chaux conduit à la formation d'un laitier⁵ fondant à basse température. Pour améliorer la qualité du minerai et économiser du coke, le minerai est concassé et criblé. C'est-à-dire qu'il est aggloméré par chauffage à hautes pressions pour éliminer l'eau, le CO_2 et une partie des sulfures.

Le coke sidérurgique est un combustible qui joue plusieurs rôles dans le haut fourneau :

- il apporte l'énergie nécessaire à la réduction de l'oxyde (il contient 80 à 90% de charbon) ;
- il permet l'évacuation des gaz ;
- il ne laisse pas de résidu.

Il est concassé pour obtenir des particules de taille de l'ordre de 50 mm pour assurer un écoulement homogène des gaz et des liquides.

I.3.1.2 Elaboration de la fonte

Le haut fourneau (Figure I.13) est un réacteur continu : les matières premières, coke et minerai aggloméré, descendent régulièrement du gueulard vers les étalages avant de donner la fonte et le laitier (couche formée des éléments de la gangue). Il est alimenté en minerai aggloméré et en coke par des chariots ou par des bandes transporteuses par le gueulard qui est un sas permettant le remplissage sans laisser échapper le gaz. L'air servant à la combustion (ou *vent*) est comprimé dans des soufflantes, puis il est préchauffé dans des récupérateurs (ou *couppers*) avant d'être injecté dans les tuyères à une température comprise entre 700 et 1200 °C. Ainsi les gaz de combustion circulent en sens inverse du minerai en captant leur oxygène par réduction au carbone et sont ensuite récupérés pour être épuré au niveau du gueulard.

Le laitier moins dense est déparé de la fonte liquide en sortie du haut fourneau. Il peut être coulé dans une fosse et concassé et sert alors à fabriquer des granulats (routes, ballasts de chemin de fer), il peut être utilisé pour faire des laines minérales d'isolation. On peut également le granuler par coulée dans une fosse d'eau ce qui le rend apte à être utilisé pour les ciments.

5. Le laitier est la couche formée par les éléments de la gangue qui surnage au-dessus de la fonte en fusion.

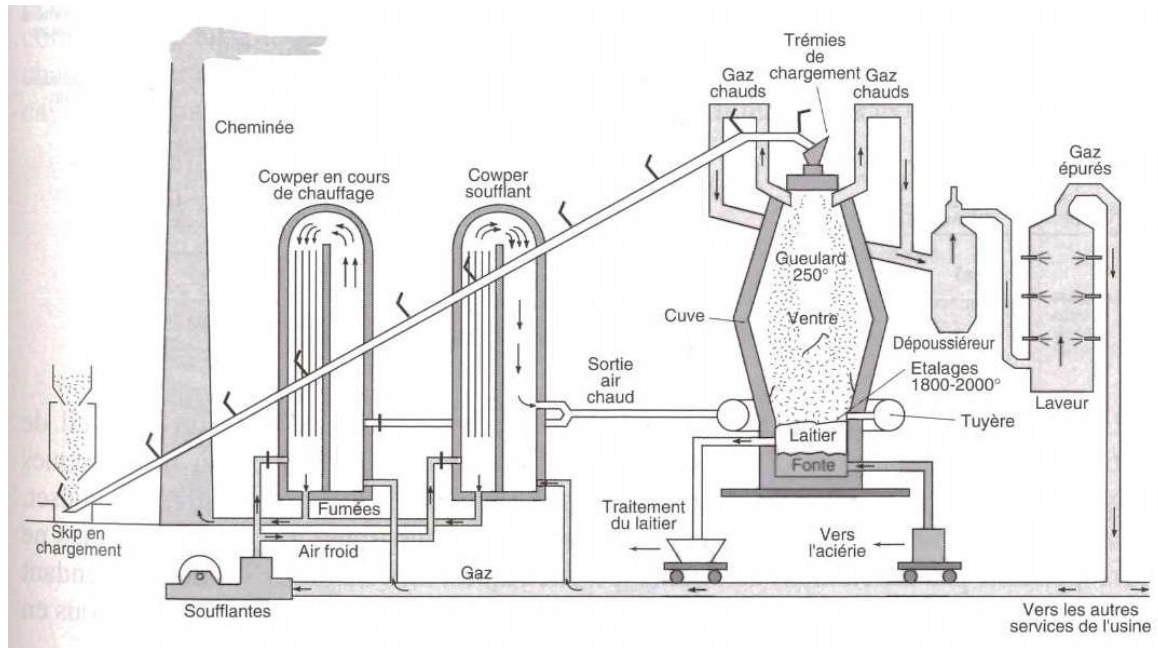


Figure I.13 – Le haut fourneaux et ses annexes.

a) Réactions chimiques

En résumé, le minerai et le combustible durant leur descente vers le creuset sont chauffés progressivement de 200 à 1600 °C et vont donner lieu à toute une série de réactions en fonction de la température et de la pression (Figure I.14). L'oxyde de fer du minerai, généralement de l'hématite Fe_2O_3 , est réduit par un gaz de monoxyde de carbone CO pour donner successivement de la magnétite Fe_3O_4 , de la wustite FeO puis du fer Fe .

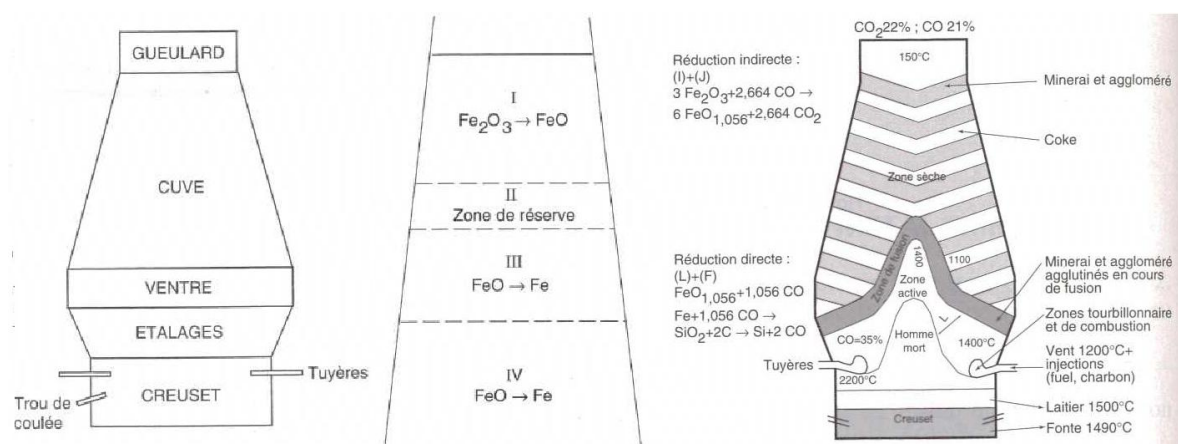
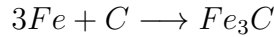


Figure I.14 – Températures et réactions dans les hauts fourneaux.

Nous allons décrire les différentes réactions mises en jeu dans ce processus en partant du bas vers le haut, c'est-à-dire suivant le chemin inverse du minerai (Fe_2O_3) et du combustible coke C .

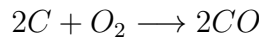
Carburation de la fonte (Creuset) Le fer qui a été réduit dans le haut fourneau

est carburé en réagissant avec le carbone de la coke pour donner de la cémentite Fe_3C :



Le coke cède également du soufre au fer. Un laitier basique peut récupérer une partie de ce soufre nuisible à la qualité du métal.

Combustion du coke (Zone d'ouvrage) le produit de la combustion du coke est exclusivement du monoxyde de carbone



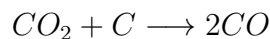
C'est le monoxyde de carbone qui en remontant va permettre la réduction de l'oxyde fer. Cette réaction fortement exothermique produit un échauffement du gaz, en sortie de tuyère la température peut atteindre 2000 à 2200 °C. Elle se produit par deux réactions successives :



Réduction de la wustite – Dans la zone basse de la cuve et dans la zone active, la température est supérieure 1050 °C, la wustite FeO est réduite par le monoxyde de carbone CO



De plus, il y a toujours recyclage du dioxyde de carbone par la relation de Boudouard



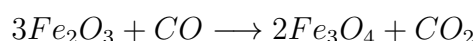
– Dans la zone supérieure de la cuve où la température de la cuve est inférieure ($950^\circ\text{C} < T < 1050^\circ\text{C}$), la réduction de la wustite continue mais la réaction de Boudouard s'arrête ce qui implique que la teneur en dioxyde de carbone CO_2 augmente.

Arrêt de la réduction en dessous de 950°C la wustite FeO est en équilibre avec la phase gazeuse de dioxyde de carbone et de monoxyde de carbone restant, la réaction de réduction ne se produit plus, on parle de "zone de réserve chimique".

Réduction de la magnétite pour des températures ($620^\circ\text{C} < T < 950^\circ\text{C}$), il y a réduction de la magnétite Fe_3O_4 en wustite FeO par le CO



Réduction de la hématite pour des températures ($320^\circ\text{C} < T < 950^\circ\text{C}$), il y a réduction de la hématite Fe_2O_3 en magnétite Fe_3O_4 par le CO



I.3.2 Elaboration de l'acier

On distingue actuellement deux filières pour obtenir de l'acier

filière fonte où la fonte est converti en acier dans un convertisseur à oxygène, une partie de la ferraille peut être recyclé dans la nouvelle génération de convertisseurs. On obtient un acier presque élaboré (acier sauvage).

filière ferrailles où l'acier sauvage est obtenue en récupérant la ferraille à l'aide d'un four électrique.

La première filière est la plus rapide mais la seconde permet d'obtenir des aciers de caractéristiques très précises. Notamment, le four électrique est utilisé dans la fabrication des aciers spéciaux.

I.3.2.1 Obtention de l'acier par conversion

A l'heure actuelle, l'oxydation des impuretés (carbone, silicium et manganèse) est faite dans un convertisseur LWS (Loire, Wendal, Sprunck) (Figure I.15). Dans ce convertisseur LWS, la fonte est fondue aux alentours de 1300 °C en présence d'un laitier basique (chaux CaO) et l'oxydation est provoquée en soufflant de l'oxygène par le bas. Les réactions étant exothermiques, elles permettent de recycler de la ferraille dans une proportion de 1/3 pour de 2/3 de fonte.

Il est à noter que les gaz de combustion sont récupérés et servent à chauffer les fours à brames, les cowpers et à doper le gaz de haut fourneau. Toutes les fumées et les poussières sont captées.

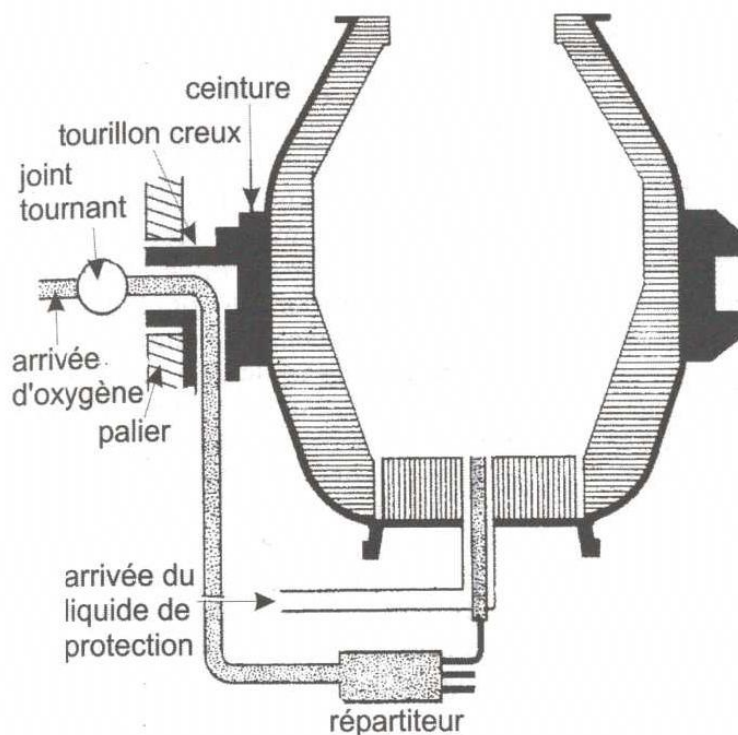
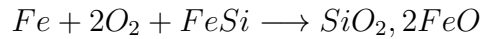


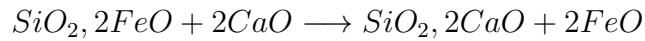
Figure I.15 – Principe du convertisseur LWS.

Les différentes réactions chimiques mises en jeu sont :

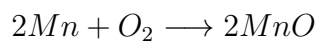
Oxydation du silicium Le silicium brûle dès le début du soufflage



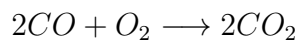
Le silicate de fer ($SiO_2, 2FeO$) réagit avec la chaux et donne un silicate de chaux :



Oxydation du manganèse Le manganèse brûle, l'oxyde se retrouve dans le laitier :



Décarburation du fer Le carbone part sous forme de monoxyde de carbone et de dioxyde de carbone :



La figure I.16 montre l'évolution de la température et le pourcentage des impuretés en fonction du taux d'affinage.

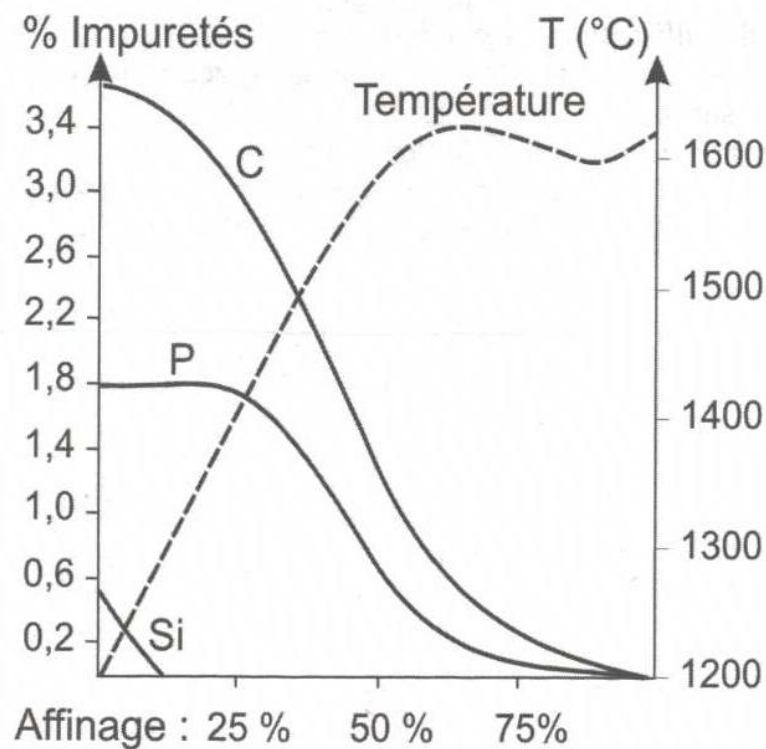


Figure I.16 – Diagramme de marche d'un convertisseur à l'oxygène.

I.3.2.2 Aciérie électrique

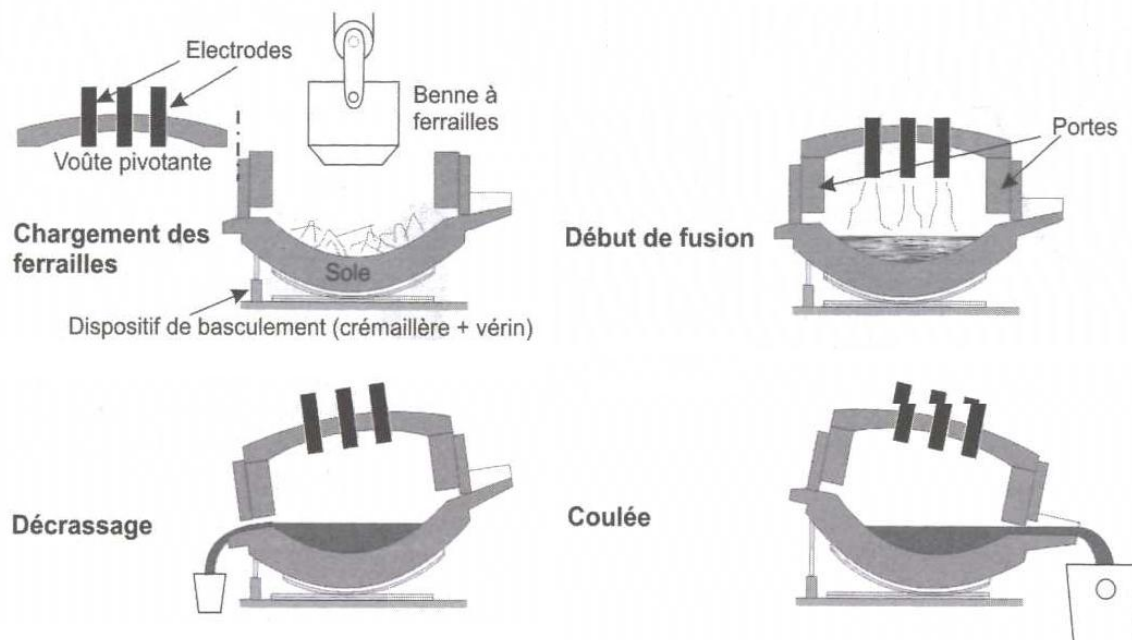


Figure I.17 – Fonctionnement d'un four électrique à arc triphasé.

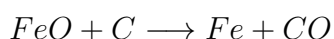
L'aciérie électrique permet d'obtenir des aciers de qualité, à teneur en phosphore inférieure à 0.02%. Les aciers alliés sont élaborés en aciérie électrique.

Le principe de l'affinage dans le four électrique à arc est le suivant (Figure I.17) : l'oxygène nécessaire à l'affinage est amené par la rouille sur la ferraille et par l'oxyde de fer du minerai. La charge métallique est fondue en réalisant un arc électrique entre trois électrodes alimentées en triphasé. On utilise un laitier basique (chaud) pour supprimer le silicium, le carbone et le manganèse. Quand l'affinage est terminé on décrasse et l'on remplace le laitier par un laitier calcaire et réducteur pour réduire les oxydes de fer.

I.3.3 Affinage et coulé de l'acier

I.3.3.1 Affinage en poche

Quel que soit le procédé de conversion, il faut désoxyder le bain avant de couler l'acier, car en fin d'affinage on est présence d'un excès de FeO . Lors de la solidification, l'oxyde de fer est réduit par le carbone provenant de l'acier :



Il en résulte un dégagement gazeux, on parle d'acier effervescent à cause de l'éclatement des bulles en surfaces. Lors de la solidification, les bulles produites en profondeur restent piégées sous forme de soufflures. Dans la sidérurgie moderne, on utilise la coulée continue qui ne tolère pas les aciers effervescents contrairement à la coulée en lingot.

On transforme l'acier effervescent en acier calmé par ajout d'éléments avides d'oxygène : manganèse, silicium et aluminium qui est un réducteur puissant. Durant

cette opération, on termine l'affinage en effectuant également la mise à nuance. Les outils de la métallurgie en poche sont (Figure I.18) :

la station d'additions protégées a pour but de désoxyder l'acier et de la mettre à nuance souhaitée ;

le four poche permet de réchauffer l'acier et d'homogénéiser la température par brassage électromagnétique avant la coulée ;

cuve pour le dégazage de l'acier liquide permet d'atteindre de très faible teneur pour certains éléments (carbone ou hydrogène) par dépression et surchauffage de 40 à 60 °C du métal liquide.

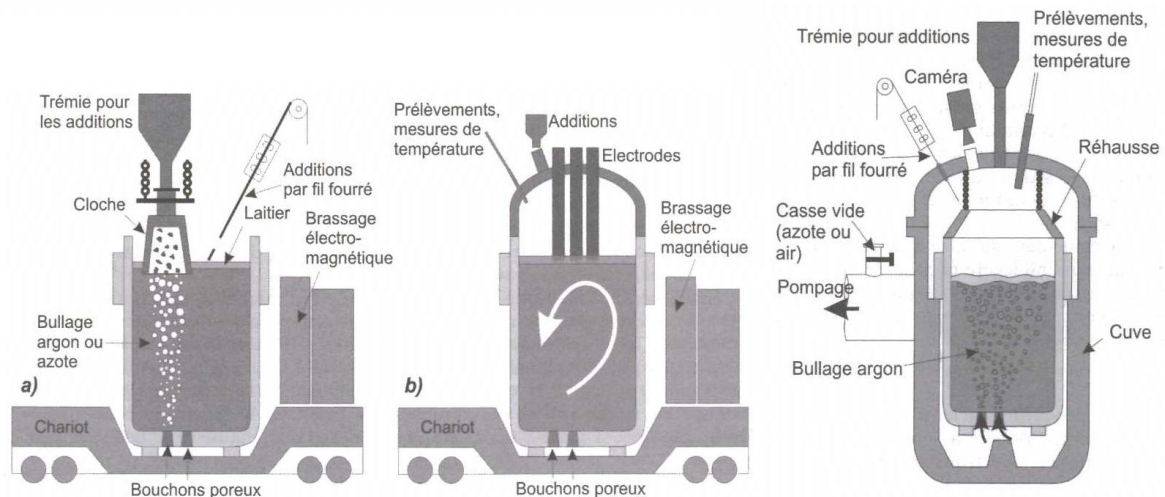


Figure I.18 – Machine de métallurgie en poche : a) station d'additions protégées, b) four poche, c) cuve pour dégazage.

I.3.3.2 Coulée continue

Comme il y a été mentionné précédemment, la coulée continue permet d'obtenir des brames, des blooms et des billettes à partir du métal liquide. La généralisation de la coulée continue a fait disparaître la coulée de lingots (sauf pour les aciers alliés).

L'élément essentiel d'une installation de coulée continue est une lingotière sans fond, en cuivre énergiquement refroidi par une circulation d'eau (Figure I.19). En générale, 2 à 6 lignes de coulée continue sont alimentées en parallèle par un répartiteur contenant une réserve de métal assurant plusieurs minutes de coulée et permettant le remplacement de la poche d'acier. On peut ainsi couler plusieurs poches sans interrompre le procédé. Le métal obtenu permet une meilleure mise au milles (1 020 kg contre 1 130 kg pour la voie lingot) avec une meilleure qualité de peau, limitant ainsi l'écriquage⁶.

6. On enlevait manuellement, avec un chalumeau écriqueur, tous les défauts superficiels avant laminage à chaud.

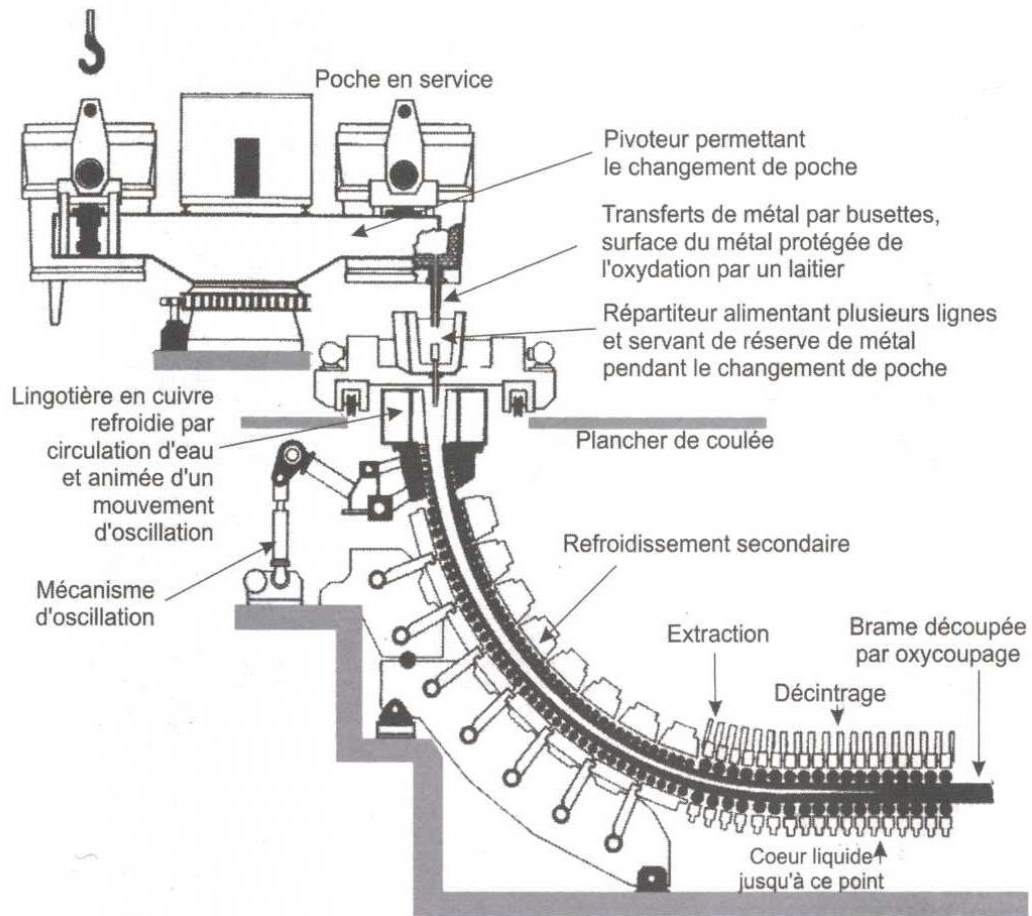


Figure I.19 – Coulé continue curviligne.

I.3.4 Mise en forme et parachèvement

I.3.4.1 Laminage à chaud

En d'être laminé à chaud les brames sont réchauffés dans un four à brames. Après chauffage, les brames sont transformés en tôle allant de 1.5 à 8 mm et les blooms sont transformés profilés à l'aide du laminoir. Il existe plusieurs types de laminoirs comme l'illustre la Figure I.20.

Après laminage on bobine la tôle après un refroidissement contrôlé qui va permettre d'obtenir la microstructure souhaitée. La température de laminage est un paramètre critique.

La fabrication des produits longs, s'arrête au laminage à chaud. Celles des produits plat peut également s'arrêter à cette étape : on obtient des tôles épaisses dites tôles à chaud.

I.3.4.2 Laminage à froid

Les tôles à chaud sont réduites par laminage à froid jusqu'à des épaisseurs pouvant atteindre 17/100 mm. Ces tôles sont utilisées dans le secteur automobile, l'électroménager, le mobilier et l'emballage...

Le laminage à froid comprend les opérations suivantes :

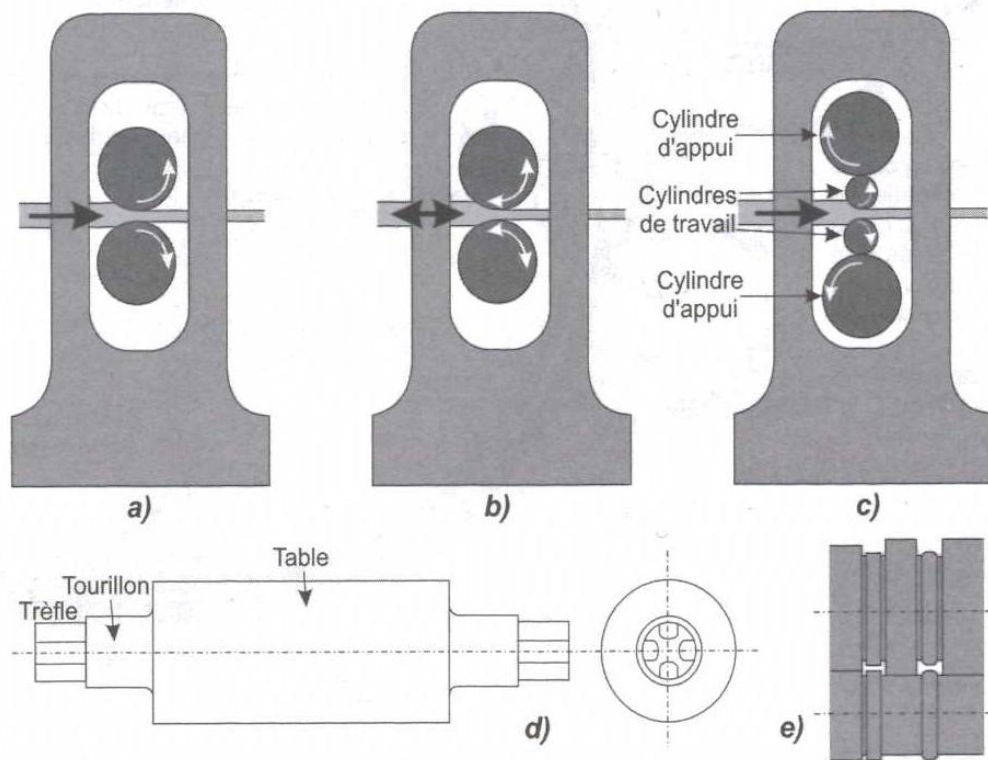


Figure I.20 – Principaux types de cages de laminoirs : a) Duo, b) Duo réversible (la bande passe dans les deux sens afin de subir plusieurs réductions, c) Quarto avec deux cylindres de travail et deux cylindres d'appui de plus grande section, d) Exemples de cylindre lisse, e) Exemple d'une paire de cylindres à cannelures pour le laminage de profilés (ici, à droite, l'ébauche et, à gauche, la finition d'un fer en I. Il y a parfois une dizaine d'opérations successives et autant de cannelures, selon la complexité du profilé.

- soudure bout à bout des bobine à chaud ;
- décapage de la tôle, pour enlever la calamine, à l'aide d'acide sulfurique ou chlorhydrique ;
- réduction d'épaisseur, en générale 4 cages quarto ;
- rembobinage de la tôle.

I.3.4.3 Recuit de détensionnement ou de relaxation

A ce stade le métal est devenu dur et cassant, il faut procéder à un recuit. L'opération de recuit consiste à chauffer les tôles pour éliminer les contraintes internes dues aux étapes d'érouissage (déformation plastique lors du laminage à froid). Le métal est protégé de l'oxydation par une atmosphère neutre ou par une atmosphère réductrice : azote hydrogéné. On distingue deux procédés :

Recuit sur base (Figure I.21) les bobines sont empilées sous des fours cloche et recuites pendant une centaine d'heure en contrôlant le chauffage et le refroidissement ;

Recuit continu (Figure I.22) la tôle passe en continue dans diverses zones d'un four possédant un profil thermique variable (chauffage, maintien, refroidissent) et

subit pratiquement son cycle de recuit en quelques minutes. A la sortie la bande peut être rembobinée ou peut passer dans un bain de galvanisation en continu. Selon les conditions de refroidissement on maîtrise la cristallisation.

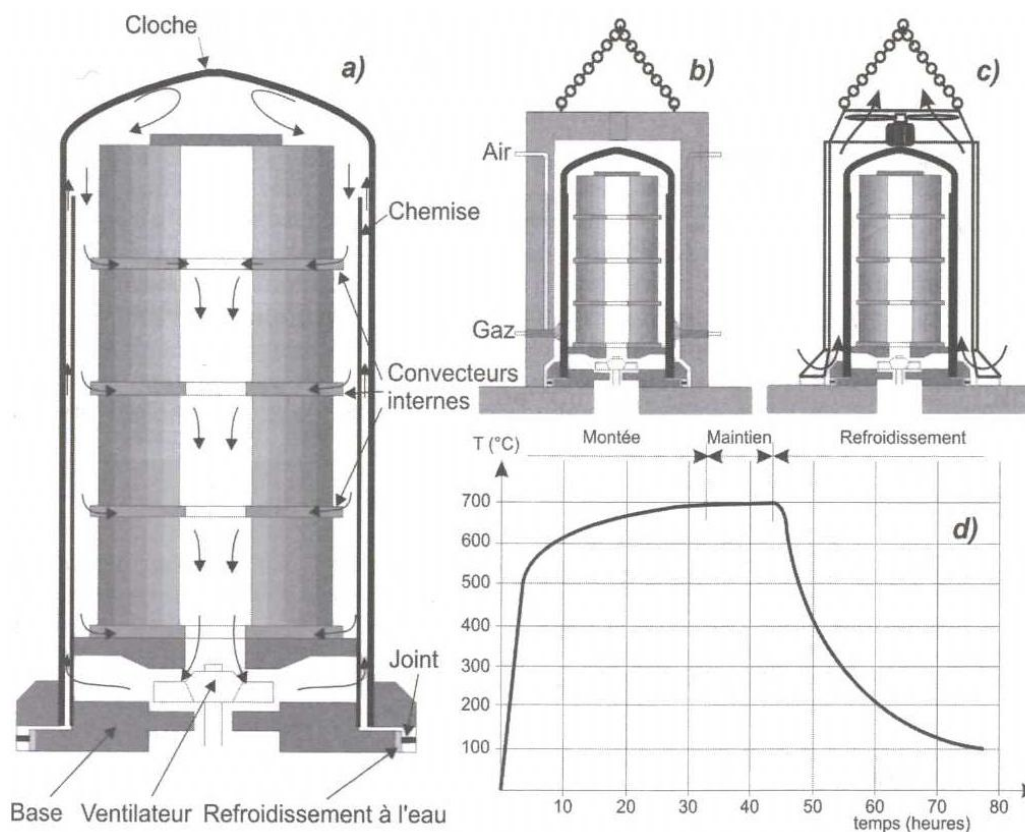


Figure I.21 – Recuit sur base de bobines empilées : a) les bobines sont placées sous une cloche à l'intérieur de laquelle circule un gaz de protection ; b) on vient placer un four à gaz sur la cloche afin de réaliser le chauffage ; c) on contrôle le refroidissement de la cloche par circulation d'air ; d) cycle thermique réalisé.

I.3.4.4 Skin pass

Après recuit le métal est trop mou pour être utilisable et il faut lui redonner une limite d'élasticité. C'est le but du skin-pass (laminage de peau) qui fait subir au métal une dernière réduction, de l'ordre de 1%, entre 1 ou 2 cages de laminage en tandem. On donne aux cylindres de skin-pass un état de surface obtenue par grenailage ou par impact laser. Cet état de surface s'imprime sur la tôle en lui conférant une rugosité prédéterminée (adhérence de la peinture, réserve d'huile pour l'emboutissage des carrosseries automobiles...).

La tôle peut également subir un traitement de surface :

- galvanisation à chaud ;
- électrozingage ;
- étamage électrolytique (fer blanc) ;
- laquage ;
- revêtement organique.

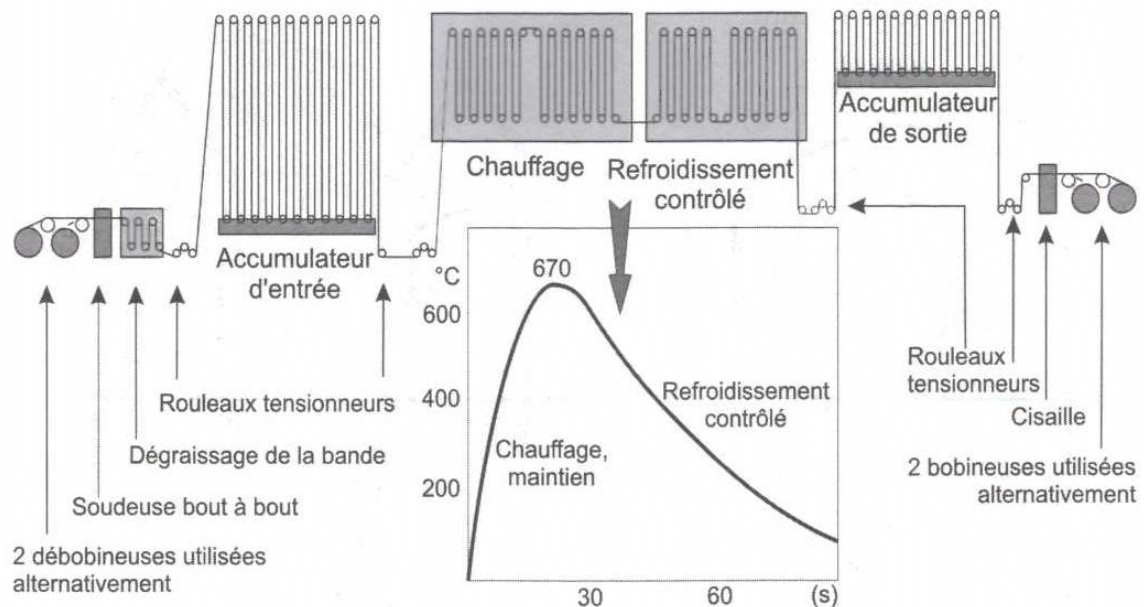


Figure I.22 – Recuit continue : les bobines d’acier écroui sont soudées bout à bout. La bande de tôle passe dans un accumulateur d’entrée qui permet d’assurer la continuité du fonctionnement de la ligne pendant la soudure des bobines. La tôle passe dans le four de chauffage sous atmosphère, puis dans le refroidissement continu. A la sortie elle est rembobinée. L’accumulateur de sortie stocke la tôle pendant le changement de bobine.

La tôle est enfin bobinée, refendue, coupée en feuilles . . . , selon le besoin.

I.4 Exemple 2 : Elaboration du cuivre

Les minerais de cuivre sont des minerais pauvres de deux types sulfures e oxydes. A l’heure actuelle, la plupart des minerais exploités ont des teneurs en cuivre de l’ordre de 0.3 à 1%. Ces minerais sont souvent accompagnés de quantités appréciables de métaux précieux argent, or et platine. Les deux grands procédés d’élaboration du cuivre sont semblables à ceux du nickel.

Dans cette exemple nous ne traiterons que le traitements des minerais sulfurés qui associe une étape de pyrométallurgie à une étape d’électromaffinage (Figure I.23). Ce procédés d’élaboration assure 80% de la production. En effet, cette voie reste la plus avantageuses au point de vue consommation énergétique et économie d’exploitation. Il est à noter que cette filière produit des fumées nocives (SO_2) et comme l’hydrométallurgie des minerais de cuivre oxydés elle produit des effluents liquides et des boues.

Rappelons ici les niveaux de pureté exigés du cuivre dans ses usages comme conducteur électrique. Les teneurs admissibles en impuretés pour le tréfilage de fils fins se comptent en ppm (partie par million, $1\text{ppm} = 0.0001\% = 10^{-6}$) :

$$Ni < 1 \text{ ppm}, Pb < 1 \text{ ppm}, Ag < 9 \text{ ppm}, As < 2 \text{ ppm}, Sb < 0.1 \text{ ppm}, \\ Bi < 0.05 \text{ ppm}, Se < 0.2 \text{ ppm}, Fe < 3 \text{ ppm}, S < 3 \text{ ppm}$$

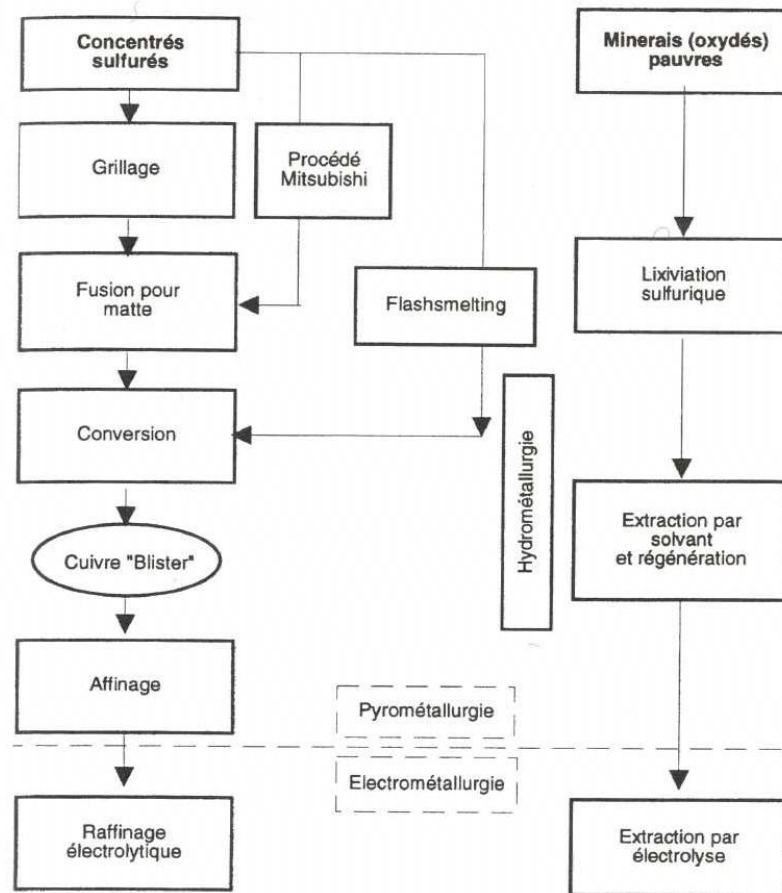


Figure I.23 – Procédés d'élaboration du cuivre à partir de minerais sulfurés.

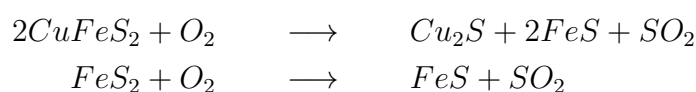
I.4.1 Traitement des minerais sulfurés

I.4.1.1 Pyrométallurgie. Obtention du cuivre "blister"

Il comporte quatre opérations principales :

Flottation Elle produit des concentrées de teneur en soufre de 25 à 30 %, en cuivre de 20 à 25 % sous forme de $CuFeS_2$ et en fer de 25 à 30 % sous forme de FeS_2 . Le principe de la flottation est le suivant : après broyage ultra-fin, les particules à séparer sont mises en suspension dans l'eau à l'aide de tensioactifs⁷. Ces tensioactifs rendent les particules à trier hydrophobes, par conséquent elles se mettent à flotter à la surface de l'eau d'où elles sont extraites.

Grillage partiel Entre 550 et 650 °C avec une quantité d'air limitée à la conversion d'une fraction du soufre, où se produisent les réactions :



A ces températures une partie du fer s'oxyde en magnétite.

7. Un tensioactif est une particules polymériques dont les extrémités sont fonctionnalisées. Dans notre cas, une partie de la particule se lie au cuivre et l'autre hydrophobe se lie aux particules d'oxygène qui remontent à la surface

Fusion pour matte Dans un four électrique à électrode, le mélange est fondu et l'on obtient de phases liquides séparées par gravité : un laitier à base silice contenant la gangue et les oxydes résiduels et un matte où se rassemble en plus du cuivre, du fer et du soufre (Cu , Fe et S) des métaux secondaires (Ni , Co , Pb , Zn) et précieux (Au , Ag et Pt) ainsi que les métalloïdes (As , Sb).

Conversion de la matte à 1 200 °C par insufflation d'air ou d'air enrichi en oxygène dans un convertisseur Peirce-Smith. Dans une première étape le fer est oxydé par soufflage et absorption d'un laitier. Dans un second temps, on oxyde de la même façon le soufre pour obtenir le cuivre "blister" à 3% de soufre.

Remarque I.5 Les installations modernes de pyrométallurgie font appel à des opérations combinant deux ou trois opérations unitaires décrites ci-dessus. Les deux principaux procédés sont les procédés de flashsmelting (fusion éclair) et le procédé Mitsubishi (procédé continu).

I.4.1.2 Affinage du cuivre "blister"

Il est constitué par des opérations pyrométallurgiques et une opération d'électroaffinage.

a) Affinage pyrométallurgique

Il est constitué par deux opérations. La première est une désulfuration par oxydation du cuivre "blister" dans des fours rotatifs horizontaux du même type que les convertisseurs où le soufre résiduel dissous dans le cuivre est oxydé par soufflage d'air à 1 200 °C.

La seconde est une réduction ou désoxydation par insufflation de gaz réducteur dans le même four.

b) Electroaffinage

La transformation est poursuivie par une coulée en plaque devant servir d'anodes, pour l'opération finale d'électroaffinage (Figure I.24). Les cathodes sont constituées de minces feuilles de cuivres.

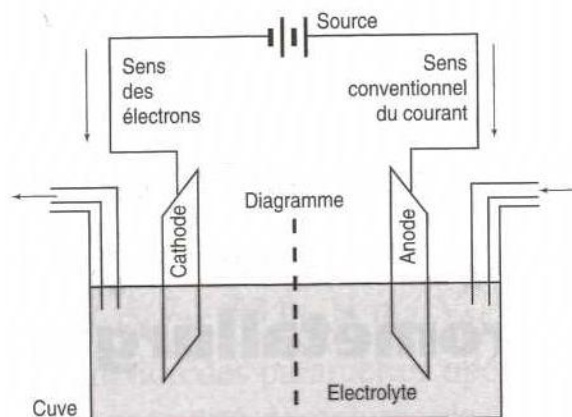


Figure I.24 – Schéma d'une cellule d'électrolyse.

Le comportement des impuretés est le suivant :

- Le *Ni*, le *Fe* et le *Co* se dissolvent dans l'électrolyte mais ne se déposent pas à la cathode au-dessous d'un certain niveau de concentration.
- Les métalloïdes *As*, *Sb*, *Bi* se dissolvent partiellement.
- Les métaux précieux : or et platine ne se dissolvent pas dans la solution électrolytique et forment des boues de fond de cuve.
- Les métalloïdes *S*, *Se*, *Te* forment des composés insolubles avec le cuivre et l'argent sont entraînés sous cette forme dans les boues.

Pour en savoir plus

Les ouvrages de références

Pour en savoir plus sur l'élaboration des métaux, vous pouvez consulter les ouvrages de référence :

- A. Cornet & F. Hlawka (2010). *Métallurgie mécanique : Du microscopique au macroscopique*. Ellipses (620.11 COR)
- J. Philibert, A. Vignes, Y. Bréchet & P. Combrade (2002). *Métallurgie. Du minerai au matériau*. Dunod (669 MET)

Vocabulaire anglais

Pour le vocabulaire anglais technique, il est conseillé de consulter le site du Grand Dictionnaire Terminologique (<http://gdt.oqlf.gouv.qc.ca/>)

Vocabulaire anglais technique

Français	Anglais
affinage	refining
corrosion	corrosion
coulée	cast, casting, pouring
enthalpie libre standard de réaction	standard free reaction enthalpy
fil	wire
gangue	gangue
laminage	rolling, lamination
métallurgie primaire	winning
métallurgie secondaire	refining
minerai	ore
mettre à nuance	up to grade
oxyde	oxide, firescale
plaque	sheet
profilé	profile, beam, section, moulding, extruded shape
réduction	reduction
ségrégation	segregation
sidérurgie	iron mettalurgy,iron and steel-mills, sederurgy
solidification	solidification, freezing
tôle	sheet metal, plate
tube	tube

Exercices

Exercice 1 : Diagramme d'Ellingham

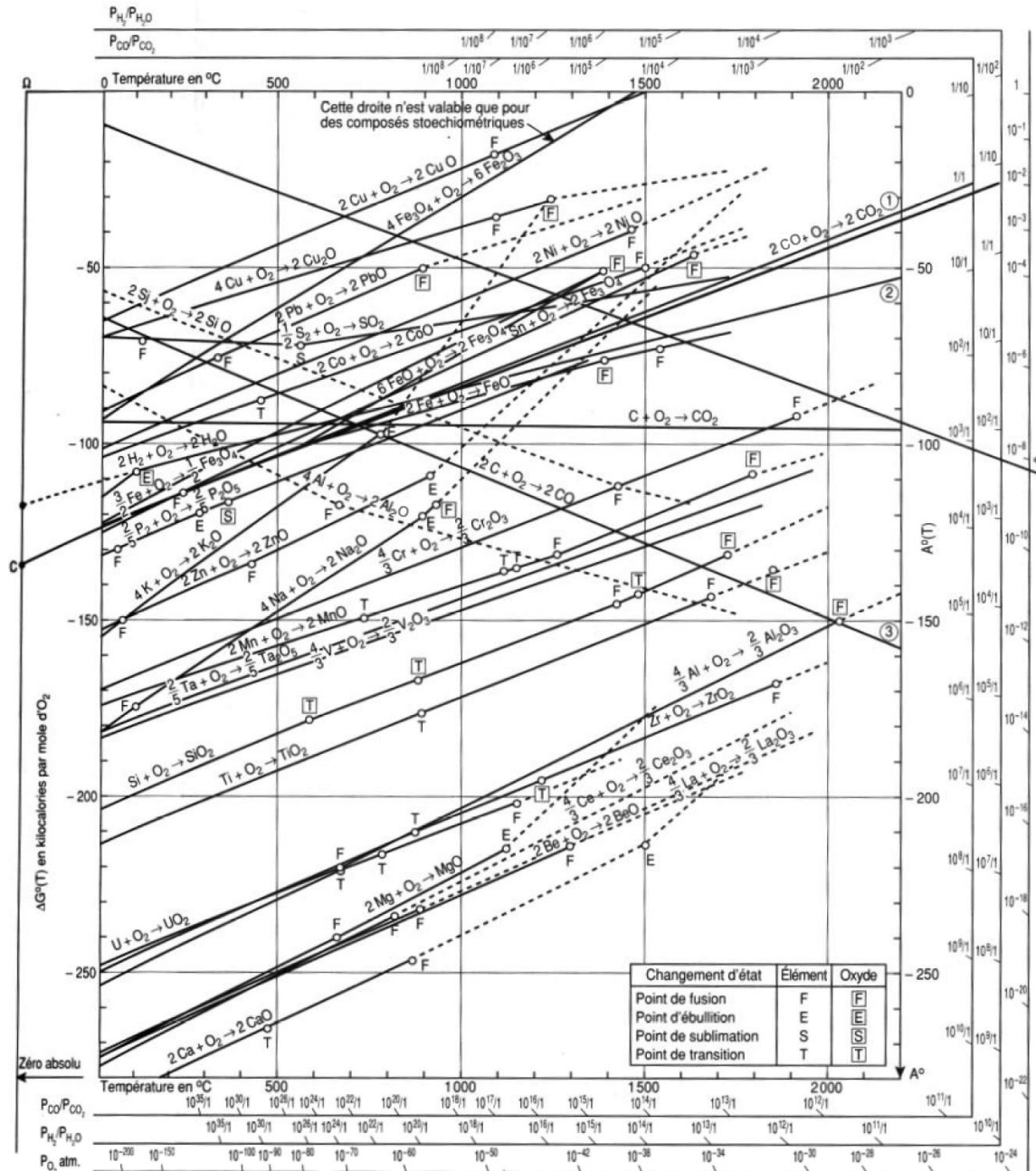


Figure I.25 – Diagramme d'équilibre thermodynamique d'Ellingham entre métaux et oxydes. Il en existe d'autres pour les carbures, les sulfures, les nitrures...

Question 1 A l'aide d'un schéma, précisez le domaine d'existence de C, CO, Cu et Cu₂O. Ecrire les équations bilans relatives à ces réactions d'oxydo-réduction.

Question 2 Soit une pièce en alliage d'aluminium 6000 (Al-Mg-Si) maintenu à la température de 1000 °C à l'air libre. Quel est le métal qui s'oxyde en premier ?

Question 3 Déterminez graphiquement la pression partielle d'oxygène à l'équilibre entre l'alliage d'aluminium 6000 à 1000 °C ? Sous quelle condition la réaction d'oxydation de l'alliage s'arrête-t-elle ?

Question 4 A l'aide du diagramme d'Ellingham de la Figure I.25, donner la température T_r à partir de laquelle on peut obtenir du fer, de l'aluminium, du cuivre, de manganèse et du titane par réduction par le carbone.

Exercice 2 : Microstructure d'une tôle d'alliage d'aluminium

Les tôles d'aluminium utilisées classiquement pour réaliser des pièces de structures automobiles par emboutissage⁸ sont les familles 5000 (Al-Mg) et 6000 (Al-Mg-Si). Ces nuances sont les plus adaptées aux applications automobiles quant aux exigences de mise en forme, d'aspect pour les pièces apparentes, de résistance à la corrosion, de rigidité pour les pièces de renfort et également de coût. Nous nous intéressons ici à la série d'alliage 5000, aluminium-magnésium.

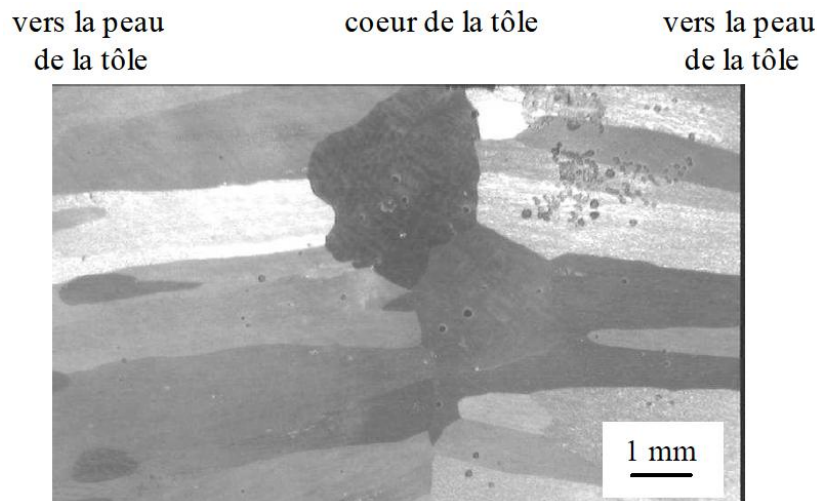


Figure I.26 – Microstructure de solidification d'un alliage 5000 (Al-Mg).

Question 5 On distingue deux familles de grains ; expliquer la morphologie des grains de chacune de ces familles.

Question 6 Chaque grain présente-t-il une composition chimique homogène ? Pourquoi ?

8. L'emboutissage est un procédé de formage par déformation plastique d'une tôle par un poinçon dans un matrice.

Exercice 3 : Elaboration de l'aluminium

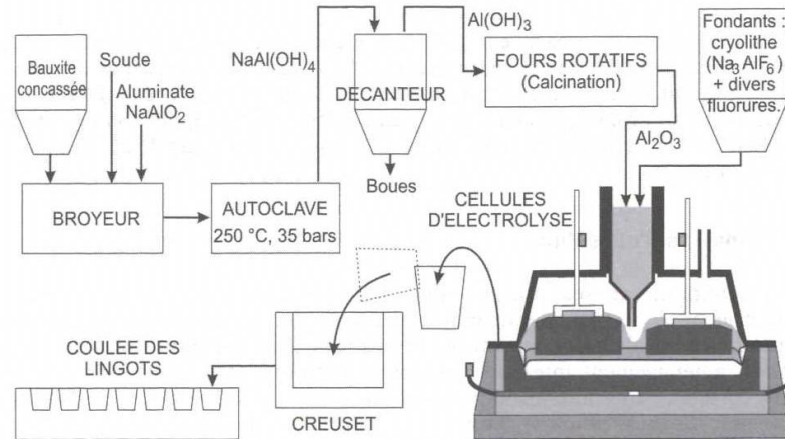


Figure I.27 – Schéma général de la production de l'aluminium Procédé Bayer + Procédé Héroult-Hall.

Question 7 Décrire le rôle de chaque étape dans le processus d'élaboration de l'aluminium de la figure I.27.

Question 8 En vous aidant du diagramme d'Ellingham, déterminez dans quelles conditions l'alumine ou oxyde d'aluminium peut être réduit par le monoxyde de carbone (CO), le dihydrogène (H_2) ou le carbone (C). En déduire la raison pour laquelle la pyrométallurgie n'est utilisée pour obtenir de l'aluminium.

Question 9 Sachant qu'il faut 85 J/t pour produire de l'aluminium déterminer la proportion de la facture d'électricité dans le prix final ($1\ 600\text{ €}$ par tonne avec un kilowatt/heure à 0.13 €).

Chapitre -II-

Changement de phase

Table des Matières

II.1	Introduction	42
II.1.1	Définitions	42
II.1.2	Les différents aspects des changements de phase	42
II.1.3	Les deux types de changement de phase	42
II.1.4	Règle des phases	43
II.2	Diagramme d'équilibre	44
II.2.1	Nature de l'équilibre	44
II.2.2	Miscibilité de deux constituants	44
II.2.3	Lecture d'un diagramme de phase	49
II.2.4	Limite des diagrammes d'équilibre	50
II.3	Cinétique des changements de phase	50
II.3.1	Mécanisme élémentaire de la diffusion	50
II.3.2	Lois de diffusion	52
II.3.3	Germination	53
II.3.4	Croissance	55
II.3.5	Théories phénoménologiques de cinétiques des changements de phase	56
II.4	Solidification des alliages	57
II.4.1	Germination	58
II.4.2	Croissance	58
II.4.3	Morphologie de la phase solide	59
II.4.4	Solidification des eutectiques	61
II.5	Précipitation	62
II.5.1	Cinétique de précipitation	62
II.5.2	Les deux types de précipitation	62
II.5.3	Etat de cohérence des précipités avec la matrice	64
II.6	Exemple de l'acier	65
II.6.1	Diagramme fer-carbone	65

II.6.2	Transformations de phase dans le fer pur	65
II.6.3	Influence des éléments d'addition	69

Objectifs

- Déterminer les fractions volumique ou massique d'un constituant à l'équilibre dans mélange ainsi que sa nature à l'aide du diagramme de phase.
- Savoir reconnaître un acier refroidi lentement à partir de sa microstructure.
- Connaître le rôle des éléments d'addition dans l'acier.

Exercices types

Diagramme de phase

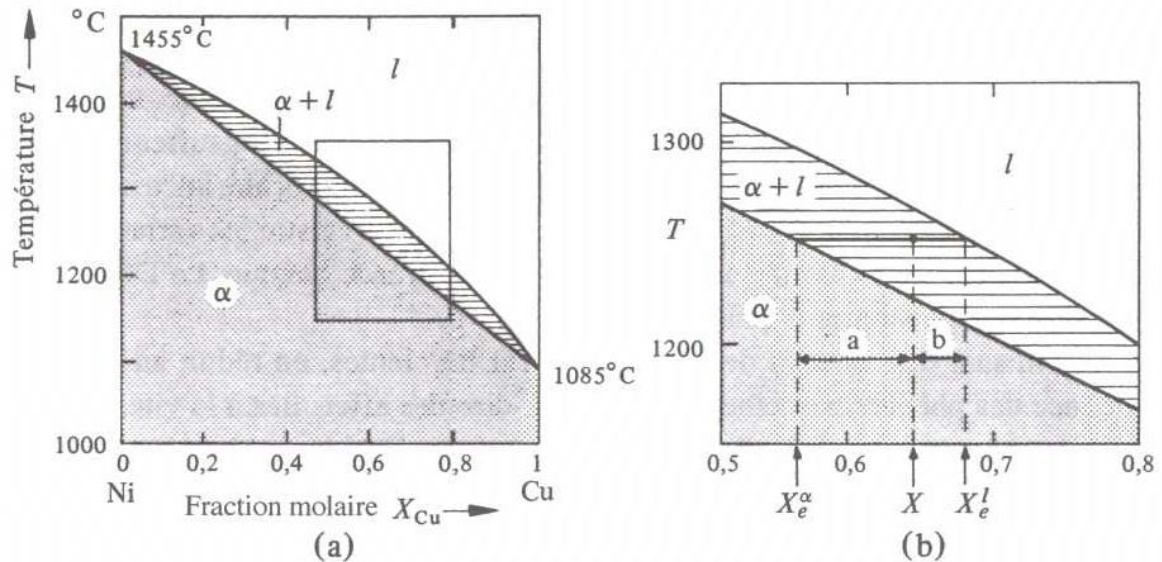


Figure II.1 – Diagramme d'équilibre Ni – Cu.

Question 10 En vous référant au diagramme d'équilibre du système binaire Ni – Cu (Figure II.1), préciser :

- la température de fusion du nickel ;
- la solubilité du Cu dans le Ni dans la phase solide à une température égale à 1250°C.

Question 11 En considérant un alliage de Ni – Cu de concentration en Cu égale à 40 % molaire, indiquer :

- les températures de fusion et de solidification ;
- les phases en présence et leur proportion à la température de 1300°C

Diffusion

La figure II.2 présente l'évolution de la concentration de lacunes dans une pièce métallique.

Question 12 Déterminez graphiquement le flux de lacunes en x_1 et x_2 .

Question 13 Quelle est l'équation qui régit l'évolution de la concentration de lacune ? Tracez approximativement l'évolution de la concentration de lacunes dans l'état d'équilibre et dans un état intermédiaire.

Question 14 Quelle est l'influence de la température sur le temps nécessaire pour attendre l'état d'équilibre ? Que se passe-t-il si la température est de l'ordre de $0.3 T_f$?

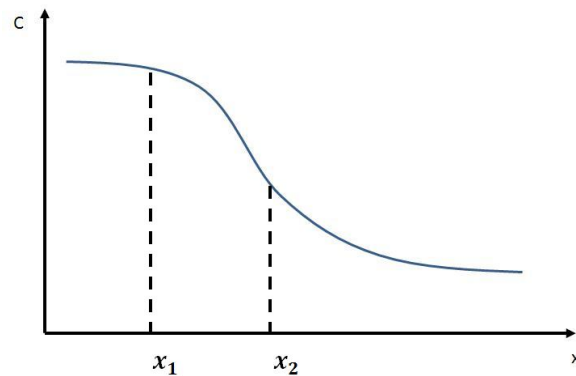


Figure II.2 – Profile de concentration de lacunes dans une pièce métallique.

Germination et croissance

Question 15 *Quelle est la différence entre la germination homogène et la germination hétérogène. Quelle est celle qui est la plus fréquemment rencontrées dans les procédés d'élaboration.*

Question 16 *Quelles sont les types de croissance cristalline ? Expliquer le principe de chacune d'elles.*

Question 17 *Quel est la différence entre la coalescence des précipités et la maturation ? Expliquez chacun des phénomènes.*

Solidification et précipitation

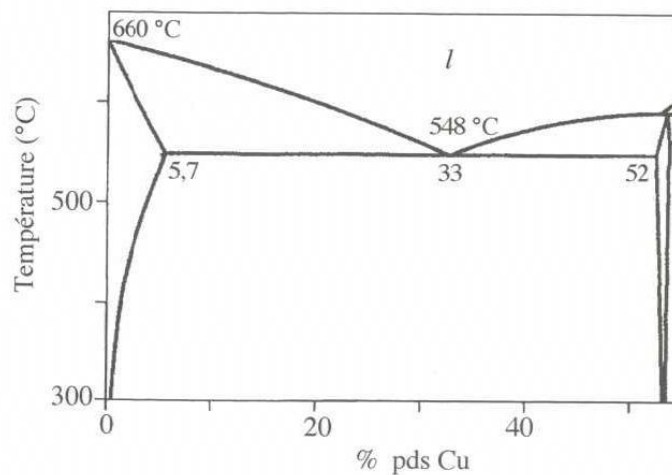


Figure II.3 – Diagramme d'équilibre partiel Al – Cu.

Question 18 *En quoi diffère la solidification d'une solution solide par rapport à celle d'un constituant pur ?*

Un alliage $Al - Cu$ de concentration 4% en pds de cuivre (diagramme partiel d'équilibre, figure II.3) est refroidi lentement de la fusion jusqu'à la température ambiante ($T \approx 20\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Question 19 Décrire les étapes de la solidification et de la précipitation à l'état solide. Précisez les phases formées.

Acier

Des aciers contenant diverses teneurs en carbone ont été refroidis lentement à partir du domaine austénitique. Les structures micrographiques sont montrées sur la figure II.4.

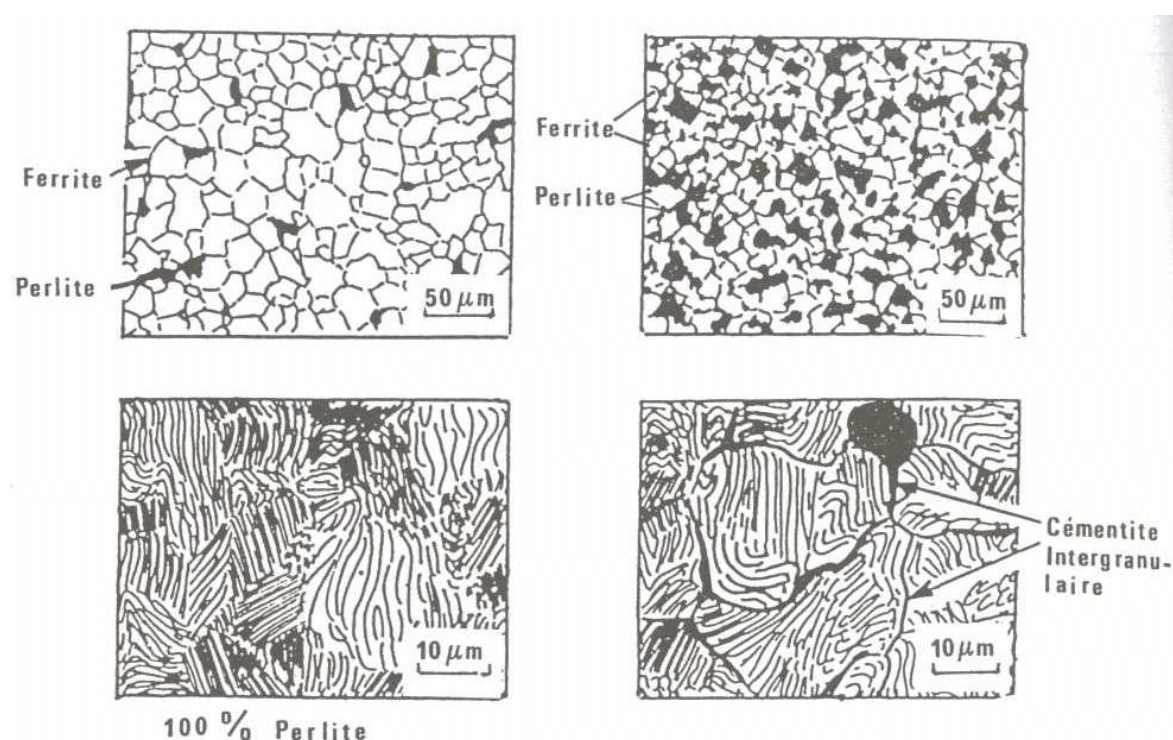


Figure II.4 – Schéma montrant les structures micrographiques de quatre aciers.

Question 20 Quelle est la teneur en carbone de chacun des aciers ? Bien justifier les réponses en utilisant le diagramme fer-carbone sur la partie $Fe - Fe_3C$.

Question 21 Quels sont les éléments d'addition alphagène ? Quel est leur effet sur la taille du domaine d'existence de la martensite.

Question 22 Quels sont les éléments d'addition qui forment des carbures ?

Question 23 Pourquoi ajoutons du chrome dans les acier ?

Question 24 On vous demande de choisir un alliage d'acier pour une application à haute température. Quels éléments d'addition allez-vous privilégier ?

II.1 Introduction

II.1.1 Définitions

Définition II.1 (Composant) *Un composant est un corps pur chimique défini. Ce peut être un élément simple (fer, cuivre, soufre par exemple) ou un composé chimique composée de plusieurs éléments dans des proportions fixes (par exemple NaO , SiO_2 , FeC_3). Dans tous les cas, un composant a une température de fusion fixe, caractéristique utilisée d'ailleurs pour vérifier si le composant est pur.*

Définition II.2 (Phase) *Une phase est une région, ou un ensemble de régions, d'un corps caractérisée par une structure et par un arrangement atomique identiques : c'est une partie homogène d'un corps.*

Définition II.3 (Constituant) *Dans certains cas, le comportement d'un système biphasé ou multiphasé peut se comparer à celui d'un composant ; les phases qui le constituent sont intimement mélangées bien que non confondues. Le constituant a une composition chimique bien définie, alors que chacune des phases qui le constituent a une composition chimique et un arrangement différent. C'est le cas des mélanges eutectiques.*

II.1.2 Les différents aspects des changements de phase

Tout d'abord, le terme phase regroupe deux concepts différents :

au sens de la thermodynamique au sens de la thermodynamique, il s'agit d'un volume de matière bien délimité, caractérisé par des valeurs particulières des potentiels thermodynamiques, notamment l'enthalpie libre $G(p, T, X_i)$ où p est la pression, T la température et X_i la concentration du composant i .

au sens de la cristallographie il s'agit d'une structure cristalline propre.

Pour comprendre les mécanismes de transitions de phase, différents aspects doivent être considérés :

l'aspect thermodynamique : donne les phases stables à l'équilibre (celles dont l'enthalpie libre est minimum) ;

l'aspect cristallographique : donne la structure des phases, les relations d'orientations, la nature des interfaces ;

l'aspect cinétique : donne la vitesse de transformation.

II.1.3 Les deux types de changement de phase

On distingue deux types principaux de changements de phase (Figure II.5) :

Transformation homogène : elle se produit par des processus continus mettant en jeu simultanément l'ensemble des atomes concernés. *Exemples : Décomposition spinodale et transformation ordre-désordre.*

Transformation hétérogène : elle se produit par des processus discontinus et localisés, tels qu'à chaque instant un nombre limité d'atomes seulement passe de l'état initial à l'état final. *Exemples : transformation contrôlée par la diffusion.*

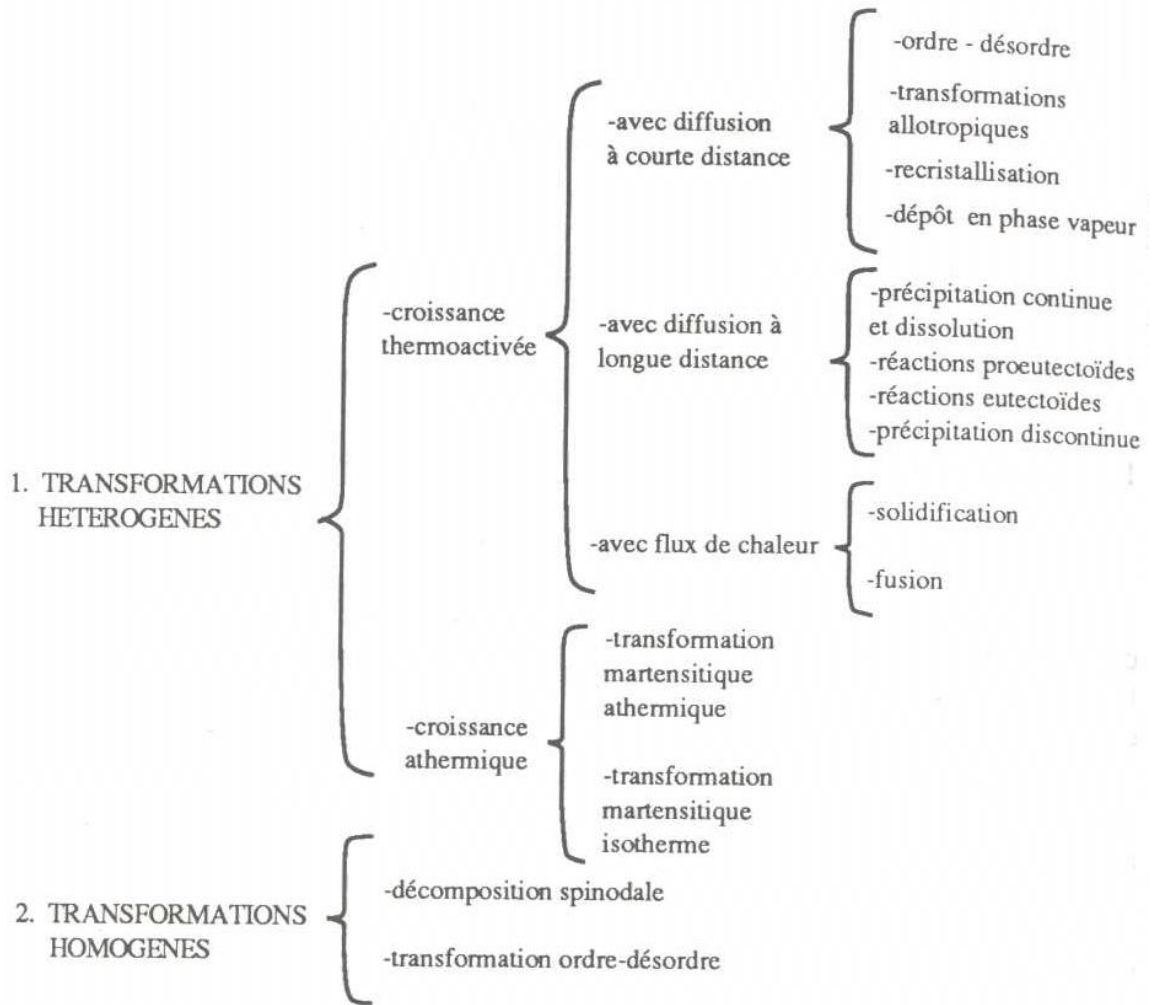


Figure II.5 – Différents types de changements de phase.

Définition II.4 (Ordre-désordre :) *passage d'une solution solide d'un état où les atomes de soluté sont répartis au hasard (désordre) à un état où ils occupent des sites bien particuliers (ordre).*

Définition II.5 (Croissance thermoactivée :) *forte dépendance du temps à une température donnée. C'est le cas de toutes les transformations régies par la diffusion.*

Définition II.6 (Croissance athermique :) *le temps, en règle générale, n'a pas d'effet. Exemple typique des transformations martensitiques pour lesquelles le taux de transformation ne dépend, le plus souvent, que de la température.*

II.1.4 Règle des phases

Dans un système donné, il existe un nombre limité de variables thermodynamiques que l'on peut choisir arbitrairement pour déterminer l'état d'équilibre. Dans le cas des mélanges rencontrés en Métallurgie, l'état d'équilibre est caractérisé par l'enthalpie libre

$G(p, T, X_i)$ qui dépend de la pression p , la température T et de la fraction volumique de chaque composant X_i . L'influence de la pression p est négligeable pour les cas industriels car elle reste proche de 1 atmosphère et sa variation ne modifie pas l'enthalpie libre G . Par conséquent, elle ne sera pas considérée comme une variable d'état par la suite $G = G(T, X_i)$.

Règle II.1 (Règle des phases) *A l'équilibre, le nombre v de variables indépendantes est fixé par l'équation de Gibbs :*

$$V = N - P + 1 \quad (\text{II.1})$$

où N est le nombre de composants et P est le nombre de phase présentes. Les variables d'état sont bien entendues la température T et les fractions volumiques X_i (pour $i \geq 2$, en effet on a la relation suivante $X_1 = 1 - [X_N + X_{N-1} + \dots + X_3 + X_2]$ pour déterminer X_1).

Exemple II.1 (Système binaire $N = 2$) *Dans un système binaire le nombre de variables indépendantes est égale $(3 - P)$, c'est-à-dire que*

$P = 1$ *il n'y a qu'une seule phase, et sa composition est celle de l'alliage. La fraction volumique du constituant 2, $X_2 = 1 - X_1$ et la température T sont les deux variables indépendantes.*

$P = 2$ *Les trois variables X_1 , $X_2 = 1 - X_1$ et T sont fixées dès que l'une des trois est imposée.*

$P = 3$ *le système est alors invariant : l'équilibre entre les trois phases ne peut avoir lieu qu'à une température déterminée T , à laquelle les compositions X_1 et $X_2 = 1 - X_1$ sont fixes*

$P \geq 4$ *il ne peut pas y avoir plus de 3 phases en équilibre dans un système binaire.*

II.2 Diagramme d'équilibre

II.2.1 Nature de l'équilibre

L'équilibre entre phases s'établit à l'interface entre ces phases, sous l'effet de l'agitation thermique, et s'étend au volume par diffusion et déplacement de l'interface. Cet équilibre, en règle générale suppose une diffusion. Il n'est atteint qu'au bout d'un temps d'autant plus long que la température est basse. Ainsi, par exemple, le diagramme fer-carbone est utilisé sous sa forme métastable, $Fe - FeC_3$, car seules certaines fontes refroidies lentement peuvent avoir une microstructure composée de fer et de graphite. Il en est de même de la structure martensitiques caractéristique des aciers trempés, pour lesquels seul un traitement thermique de revenu permettra de la faire évoluer, par diffusion et précipitation, vers l'état stable du diagramme.

II.2.2 Miscibilité de deux constituants

Lorsque deux phases sont à l'équilibre, les atomes situés à l'interface peuvent passer indifféremment d'une phase à l'autre. Les liaisons qu'un atome donné a dans la phase A

sont remplacées par celles qu'il a dans la phase B , de structure différente. Il existe une différence d'énergie de liaison entre les deux phases, mesurée par la variation d'enthalpie $\Delta H = H_B - H_A$. Dans un réseau cristallin donné, ces liaisons sont plus nombreuses que dans un état désordonné (état liquide ou gazeux, par exemple), ce qui favorise l'état ordonné. Par contre, l'agitation thermique favorise les états désordonnés. Cet état de désordre est repéré par l'entropie de configuration S . L'enthalpie libre G regroupe ces deux effets opposés :

$$G = H - TS \quad (\text{II.2})$$

où H est d'autant plus faible que les liaisons sont fortes ($H < 0$). S est d'autant plus élevée que le désordre est grand ($S > 0$).

Dans le cas d'un mélange de deux constituants A et B , la figure II.6 représente la variation d'enthalpie libre G^α de la phase α en fonction de la fraction volumique X_B du constituant B pour une température et une pression donnée.

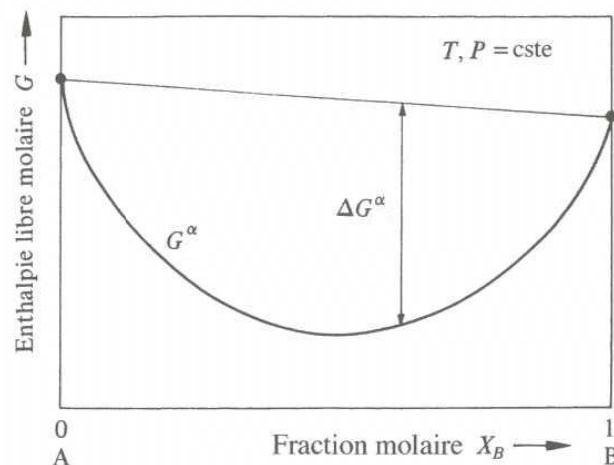


Figure II.6 – Variation de l'enthalpie libre de mélange G^α pour la phase α à T et p constantes en fonction de la fraction volumique du constituant B .

Lorsque le système $A - B$ comportent deux phases dont l'une (α) est solide et l'autre (l) est liquide, on obtient deux courbes (une pour chaque phase) de variation de l'enthalpie G en fonction de X_B à T et p données (Figure II.7). On remarque que l'allure des deux courbes d'enthalpie libre est similaire.

En examinant la figure II.7, on observe que pour des concentrations inférieures à X_0 , l'enthalpie libre du solide α est inférieure à celle du liquide l . Pour des concentrations supérieures à X_0 , c'est l'inverse qui se produit ($G^l < G^\alpha$). Comme à T et p constants, les systèmes stables sont ceux dont l'enthalpie libre est la plus petite, le cristal α est plus stable que le liquide l aux concentrations $X_B \in [0; X_0]$. Inversement, le liquide l est le plus stable pour $X_B \in [X_0; 1]$.

Néanmoins, au voisinage de la concentration X_0 , il existe une possibilité complémentaire de diminuer l'enthalpie libre G , et d'arriver à un système plus stable. Ainsi, en effectuant un mélange des deux phases α et l dans des concentrations globales comprises entre X_e^α et X_e^l données par la tangente commune aux deux courbes, on obtient un système biphasé encore plus stable que ceux formés par les deux phases α ou l prises isolément.

Pour les concentrations globales telles que $X \in [X_e^\alpha; X_e^l]$, le système le plus stable est formé d'un mélange de deux phases, de composition respectives X_e^α et X_e^l , prises dans des proportions telles que la composition globale du système soit donnée par X , c'est-à-dire que la relation suivante soit satisfaite :

$$X_e^\alpha f_\alpha + X_e^l f_l = X \quad (\text{II.3})$$

Or on peut calculer les fraction volumique f_α de α et f_l celle du liquide l à l'aide de la règle du segment inverse (ou règle du bras de levier).

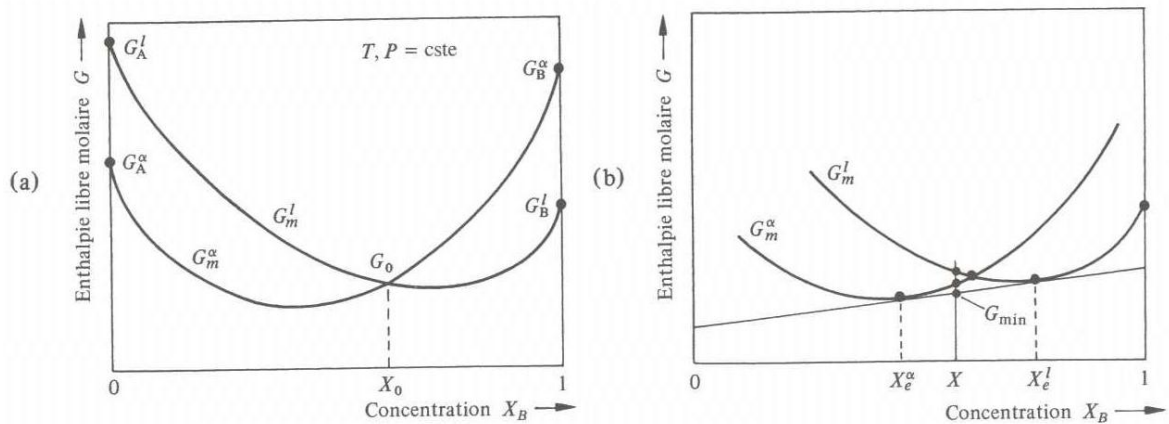


Figure II.7 – Variation de l'enthalpie libre de mélange G^α pour un système binaire : a) enthalpie libre de mélange d'un système binaire $A - B$ contenant un solide α et une phase liquide l . Les fonction G^α et G^l donnent les variations de l'enthalpie libre des phases α et l ; b) partie du diagramme correspondant au mélange hétérogène (X_e^α et X_e^l).

Le diagramme d'équilibre de phases des constituants A et B solubles en toute proportion à l'état solide et à l'état liquide, est représenté à la figure II.8g. Celle-ci indique qu'à basse température, c'est la phase cristalline α qui est la plus stable, tandis qu'à haute température, c'est la phase liquide qui devient stable. Dans le domaine de température compris entre les points de fusion T_A et T_B des constituants purs, on a la formation d'un domaine en forme de "fuseau" (hachuré sur la figure II.8g) où le système se présente sous une forme biphasique constituée d'une phase α et du liquide l . La courbe limite entre le domaine liquide l et le domaine biphasique s'appelle le *liquidus* et celle entre le domaine solide α et de le domaine biphasique s'appelle le *solidus*. Toutes deux sont déterminées à partir des courbes enthalpies libres versus concentration X_B pour des températures comprises entre les températures T_A et T_B de fusion des constituants A et B , en prenant leur tangente commune (Figures II.8c et II.8d). Au point de fusion des composant A et B , les enthalpies libres de la phase solide et du liquide sont égale $G^\alpha = G^l$.

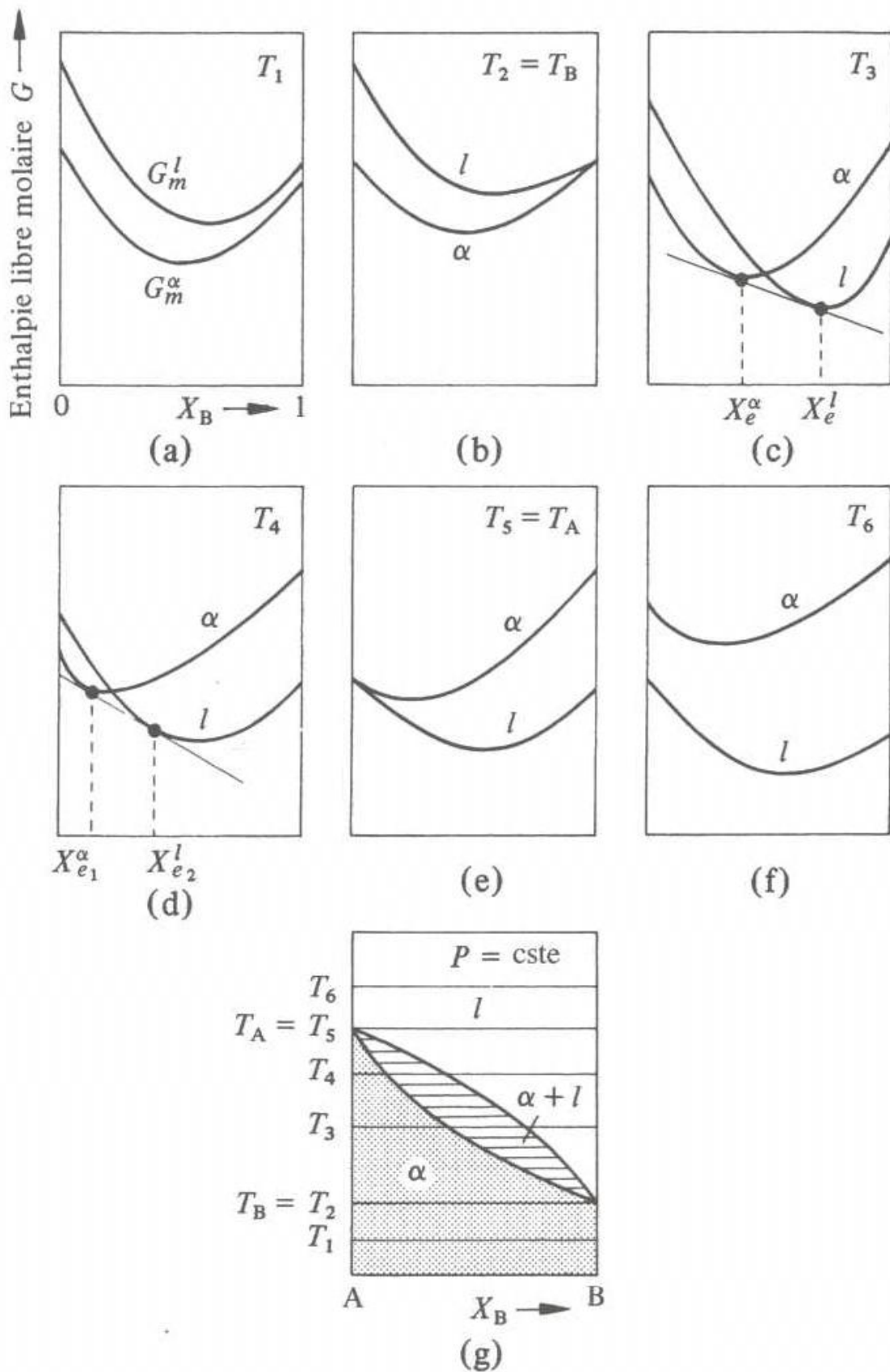


Figure II.8 – Système binaire formé de deux constituants A et B totalement miscibles. a-f) Variation de l'enthalpie libre du système pour différentes températures ; g) diagramme de phases.

On constate que la forme et la position relative des courbes d'enthalpie libre varient avec la température. Néanmoins, il existe des systèmes où la forme de ces courbes varie considérablement avec la température. C'est le cas en particulier des courbes $G(X)$ reportées sur la figure II.9 pour un système binaire présentant une démixtion (ou zone d'immiscibilité).

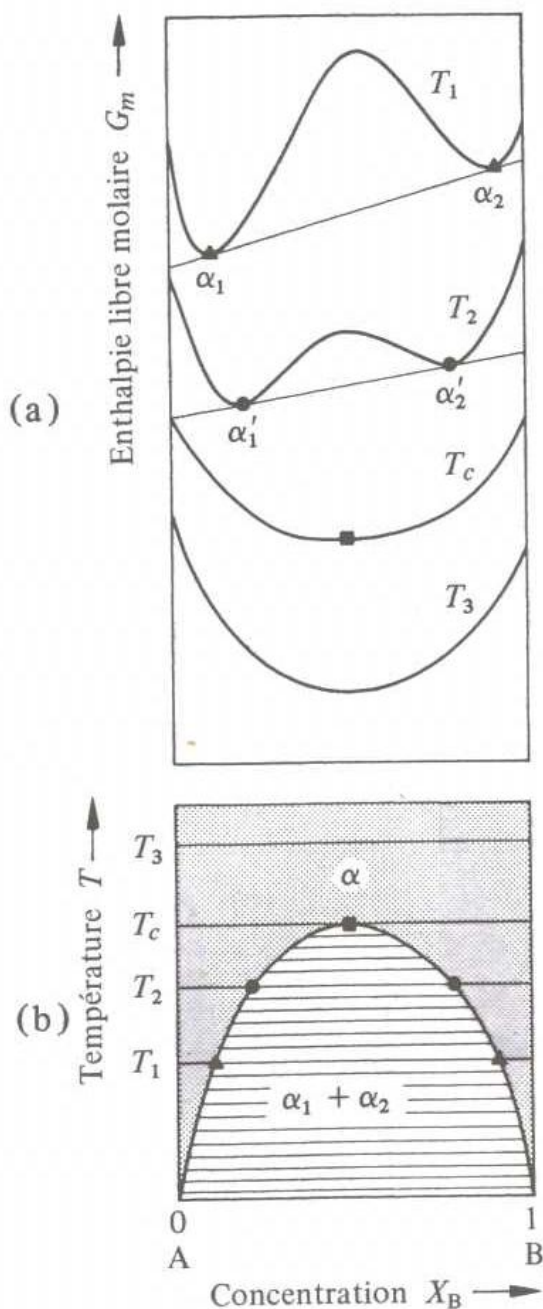


Figure II.9 – Formation d'une zone d'immiscibilité : a) variation d'enthalpie libre ; b) diagramme de phase.

Un diagramme de phase permet non seulement de déterminer la limite de solubilité des éléments en fonction de la température ainsi que les domaines de coexistence de

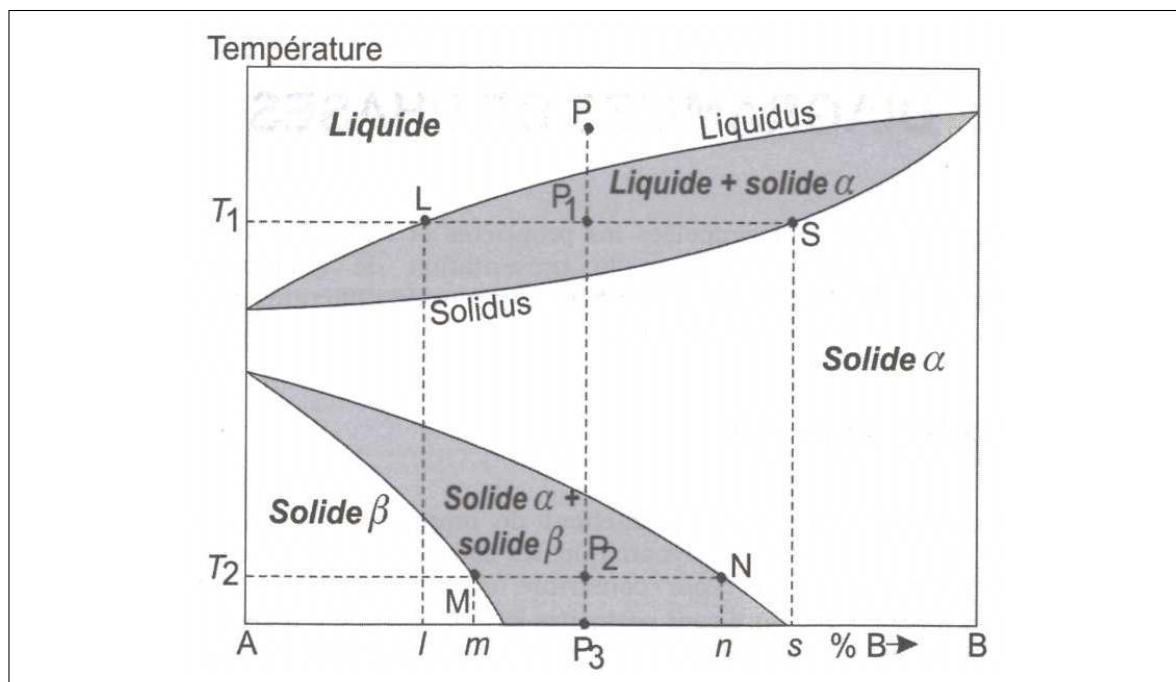
deux phases, mais également de calculer les quantités relatives des phases en équilibre isotherme à l'aide de la règle du bras de levier. Il ne donne aucune indication sur la morphologie des phases. Il ne mentionne pas, non plus l'existence éventuelle de phases ou composés métastables.

Remarque II.1 *Il existe également un certain nombre de règles bien précises (règle de Hume-Rothery) qui permettent de prévoir les conditions d'existence de certaines phases. Les deux règles importantes sont les suivantes*

Solutions solides de substitution : *on ne peut avoir une grande solubilité de B dans A qu'à condition que les mailles atomiques des éléments A et B ne diffèrent pas plus de 15%.*

Formation de phases intermédiaires : *On observe systématiquement la stabilité de certaines structures cristalline pour une concentration électronique donnée (nombre d'électrons par atomes).*

II.2.3 Lecture d'un diagramme de phase



Règle II.2 (Règle de la verticale) *après refroidissement, le point figuratif, P, d'un alliage liquide se retrouve en P₃, la composition ne pouvant pas varier. L'alliage est constitué d'un mélange de solutions solides α et β*

Règle II.3 (Règle de l'horizontale) *à une température donnée, il y a équilibre entre les points homologues situés sur les frontières d'un domaine biphasé. Ainsi à la température T₁ on dit que le point L est en équilibre avec le point S, ce qui signifie que dans la zone en grisé, on a un mélange diphasique de liquide de composition l et de solide de composition s. De même à T₂ on a un mélange diphasique de solution solide β (composition m) et de solution solide α (composition n).*

Règle II.4 (Règle du bras de levier ou des segments inverses) *après refroidissement, le point figuratif, P , d'un alliage liquide se retrouve en P_3 , la composition ne pouvant pas varier. L'alliage est constitué d'un mélange de solutions solides α et β*

II.2.4 Limite des diagrammes d'équilibre

Par définition, le diagramme d'équilibre ne donne pas d'information sur les points suivants :

- morphologie des phases en présence : polyèdres, aiguilles, plaquettes...
- existence possible de structures hors d'équilibre, métastables ;
- relations cristallographiques entre phases, texture ;
- chemin suivi par le système pour passer d'un état à un autre ;
- cinétique (évolution dans le temps).

Pour de nombreux systèmes, les bases de données expérimentales sont incomplètes, en particulier lorsqu'il y a de nombreux constituants. Les diagrammes reposent alors sur des hypothèses d'énergie d'interaction entre constituants et sur des extrapolations (ou interpolations) entre compositions chimiques connues. Il faut donc bien prendre garde à la fiabilité des diagrammes que l'on utilise.

II.3 Cinétique des changements de phase

La diffusion est le phénomène de transport des atomes de site en site. Ce déplacement individuel des atomes est lié à l'agitation thermique. La diffusion est un phénomène fondamental qui contrôle l'évolution de la composition chimique de phases existantes, la croissance de nouvelles phases (précipitation, solidification). Elle permet d'atteindre l'équilibre prévu par le diagramme.

II.3.1 Mécanisme élémentaire de la diffusion

II.3.1.1 Cas de l'autodiffusion

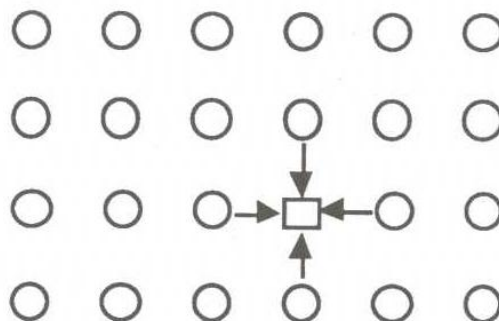


Figure II.10 – Mécanisme lacunaire de l'autodiffusion : □ lacune, ○ atome.

Dans un réseau cristallin, les atomes ne peuvent changer de position que s'il existe dans leur voisinage un place vacante, c'est-à-dire une lacune (Figure II.10). La diffusion dépend donc de la quantité de lacunes présentes qui est une fonction croissante de la température. A une température donnée, la concentration c_l de lacunes en équilibre est donnée par la relation d'équilibre suivante :

$$c_l = \exp\left(-\frac{Q_l}{kT}\right) \quad (\text{II.4})$$

où Q_l est l'énergie de formation d'une lacune ($Q_l \approx 1\text{eV} = 1.602 \cdot 10^{-19} \text{ J}$ dans les métaux). Pour fixer les idées, les concentrations de lacunes à l'équilibre dans le cuivre sont données dans le tableau suivant.

T/T_f	0.22	0.591	0.961
$\theta(^{\circ}\text{C})$	25	528	1030
c_l	10^{-17}	$6 \cdot 10^{-7}$	$1.3 \cdot 10^{-4}$

II.3.1.2 Cas de l'hétérodiffusion

a) Solutions solides de substitution

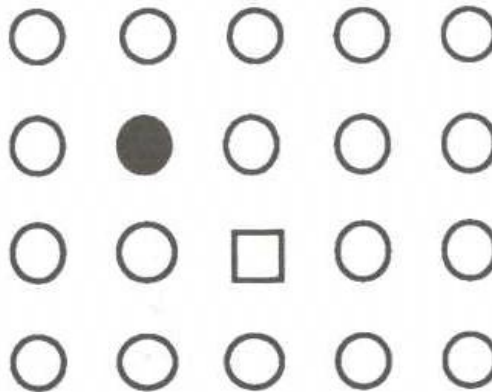


Figure II.11 – Mécanisme élémentaire de diffusion dans une solution solide de substitution : \square lacune, atomes B \circ et A \bullet .

Le mécanisme élémentaire reste celui du déplacement des lacunes. La vitesse de diffusion est différente de celle d'autodiffusion. Elle est, en générale, d'autant plus lente que le diamètre atomique de l'atome étranger est plus grand que celui de la solution solide de base.

b) Solutions solides d'insertion

La présence d'une lacune dans le mouvement élémentaire des atomes étrangers n'est plus nécessaire. La vitesse de diffusion correspondante est, en règle générale, beaucoup plus importante que pour les autres mécanismes de diffusion.

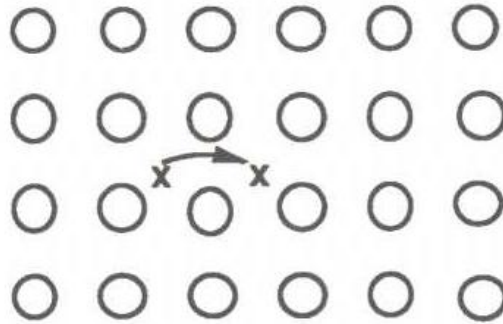


Figure II.12 – Mécanisme élémentaire de diffusion dans une solution solide d'insertion : atomes de la matrice \circ , atome en insertion \times .

- Remarque II.2**
1. *La diffusion étant fonction de l'énergie de liaison et de l'agitation thermique, elle est d'autant plus élevée que la température de fusion, T_f , et la chaleur latente de fusion sont basses.*
 2. *La diffusion dans un réseau compact (CFC ou HC) est plus lente que dans les autres. De même, à l'état liquide, la diffusion est plus rapide qu'à l'état solide.*
 3. *Quand la diffusion en volume est lente (effet de taille important, basses températures...), la diffusion se fait préférentiellement le long des défauts du réseau cristallin, comme les joints de grains et les dislocations, qui forment alors des courts-circuits de diffusion.*

II.3.2 Lois de diffusion

II.3.2.1 1^{ère} loi de Fick

Le flux d'atomes J est donnée dans le cas unidimensionnel par :

$$J = -D \frac{\partial c}{\partial x} \quad (\text{II.5})$$

Le coefficient de diffusion D a pour dimension physique $[\text{m}^2 \cdot \text{K}^{-1}]$.

Dans le cas tridimensionnel

$$\vec{J} = -D \overrightarrow{\text{grad}} c \quad (\text{II.6})$$

Le coefficient de diffusion D varie avec la température suivant une loi d'Arrhenius :

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right) \quad (\text{II.7})$$

où D_0 est une constante (≈ 0.2 à $2 \cdot 10^{-4} \text{ m}^2 \cdot \text{K}^{-1}$) et Q l'énergie d'activation de la diffusion. Pour un mécanisme lacunaire, $Q = 100$ à $200 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$

II.3.2.2 2^e loi de Fick

La variation temporelle de concentration est donnée par la deuxième loi de Fick

$$\frac{\partial c}{\partial t} = -D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \quad (\text{II.8})$$

qui a la même forme que l'équation de la chaleur où le coefficient de diffusion D joue le même rôle que la conductivité thermique.

Dans le cas tridimensionnel, on a

$$\frac{\partial c}{\partial t} = -D \Delta c \quad (\text{II.9})$$

Remarque II.3 Une solution de cette équation permet d'estimer la distance effective, L , de diffusion en fonction du temps, t

$$L \approx \sqrt{Dt} \quad (\text{II.10})$$

Remarque II.4 Dans un système complexe (exemple : solution solide contenant plusieurs constituants), l'expression du coefficient de diffusion est plus complexe ; en fait, on est conduit à définir plusieurs coefficients de diffusion.

II.3.2.3 Applications et phénomènes physiques où intervient la diffusion

- l'homogénéisation des alliages ;
- la cémentation et la nitruration des aciers ;
- le soudage et le brasage ;
- l'oxydation des métaux ;
- le dopage des semi-conducteurs ;
- les modifications chimiques des verres ;
- le frittage ;
- les changements de phase ;
- la solidification.

II.3.3 Germination

II.3.3.1 Taille critique de germe

Lors de la solidification par exemple, l'enthalpie libre de formation ΔG d'un germe de rayon r est la somme d'un terme de volume (correspondant aux interactions atomiques liées à la structure cristallographique et aux déformations élastiques imposées par le changement de forme lors de la transformation de phase) et d'un terme de surface lié à l'énergie d'interface. La figure II.13 montre la variation d'enthalpie libre ΔG en fonction du rayon du germe pour différente température pour la solidification d'un composé α . On constate que pour :

$T > T_f^\alpha$ ΔG croît avec le rayon r , ce qui signifie que le germe n'est pas stable, en effet pour cette température le liquide est stable.

$T < T_f^\alpha$ ΔG croît pour les faibles valeurs de r , puis passe par un maximum en r^* et décroît ensuite pour $r > r^*$. Ceci signifie que pour $r > r^*$ le germe est stable et que pour $r < r^*$ l'énergie surface nécessaire pour créer le germe n'est pas compensé par le gain d'énergie volumique lié au changement de phase.

Le rayon r^* est appelé rayon critique des germes et ΔG_c correspondant à la variation d'enthalpie en $r = r^*$; la valeur de ces deux grandeurs dépend de la température. La variation d'enthalpie ΔG_c correspond à la hauteur de la barrière énergétique que doit franchir l'embryon de germe pour germer. Il est à noter que la taille du germe critique r^* est d'autant plus grande que la surfusion $\Delta T = T_f - T$ est faible.

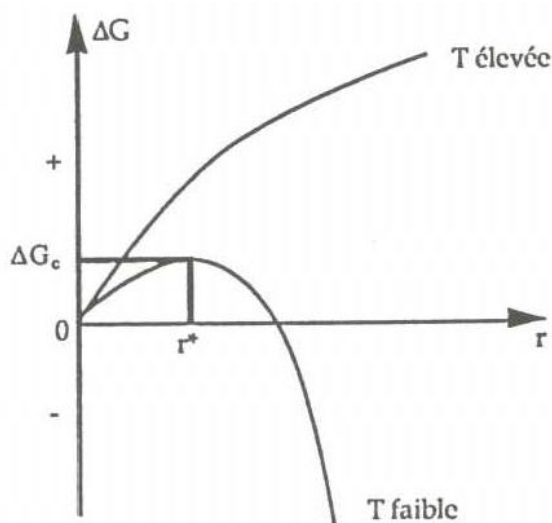


Figure II.13 – Variation de l'enthalpie libre en fonction de la taille de germes r pour deux températures.

Remarque II.5 Dans les phases solides, deux complications apparaissent :

d'origine mécanique qui est due au fait que les précipités n'occupent pas exactement le même volume que la matrice. Il en résulte une distorsion du réseau. Ceci a pour effet d'augmenter la surfusion nécessaire à la germination.

d'origine chimique qui est liée à des changements éventuels de composition qui pour également pour effet d'augmenter la surfusion.

Ceci permet d'expliquer néanmoins l'existence de phases métastables, comme ne rencontre souvent.

II.3.3.2 Germination hétérogène

La germination hétérogène correspond à la création d'un germe sur un défaut ce qui diminue d'autant la taille du germe critique r^* . Plus l'énergie du défaut est importante (joint de grains de forte désorientation, interfaces incohérentes entre deux phases déjà existantes, surfaces libres...), plus la germination est favorisée au voisinage de ce défaut. En pratique, presque toutes les transformations de phase se font avec germination hétérogène. L'exemple de la figure II.14, montre que la germination est favorisé aux joints de grains.

On peut classer les hétérogénéités par ordre d'énergie de défaut croissante :

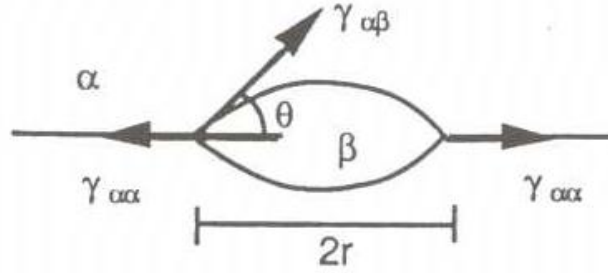


Figure II.14 – Germination hétérogène sur un joint de grain.

lacunes < dislocations < défauts d'empilement < joints (grains, phases) < surfaces libres.

Par conséquent, la germination sera majoritaire sur les surfaces libres et sur les joints de grains.

II.3.4 Croissance

Soit une phase β qui croît dans une phase α . Considérons deux cas extrêmes pour les profils de concentration associés (Figure II.15).

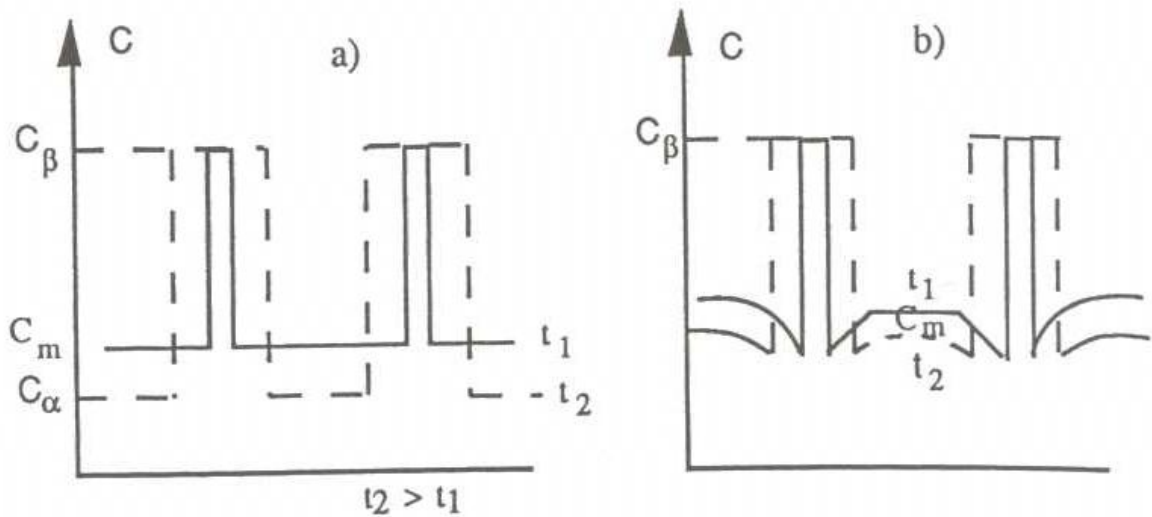


Figure II.15 – Profil de concentration suivant la direction x . a) réaction d'interface ; b) croissance par diffusion. Les courbes en traits pleins indiquent les profils de concentration à t_1 , celles en pointillés à $t_2 > t_1$.

II.3.4.1 Croissance gouvernée par une réaction d'interface

La croissance de la phase transformée est gouvernée par la cinétique d'attachement des atomes à l'interface α/β . A une température donnée, si on appelle r la taille de la zone β et \dot{r} sa vitesse de croissance alors on a :

$$\dot{r} = c^{cst} \tag{II.11}$$

Cette relation est assez bien vérifiée pour les transformations allotropiques. On conçoit que des difficultés soient rencontrées dès que des impuretés peuvent ségréger aux interfaces.

II.3.4.2 Croissance gouvernée par la diffusion

Lors que la vitesse de refroidissement de l'interface est suffisante, la croissance est gouvernée par la diffusion des espèces dans le liquide. En utilisant la loi de Fick et la conservation de la masse au niveau de l'interface, on peut montrer que la taille des particules en cours de croissance s'écrit sous la forme :

$$r = v\sqrt{Dt} \quad (\text{II.12})$$

où D est le coefficient de diffusion.

II.3.4.3 Coalescence ou maturation

Lorsque, après formation de la nouvelle phase précipité β , l'équilibre est quasiment atteint, c'est-à-dire quand la concentration en soluté dans la matrice a atteint la valeur correspondant au diagramme d'équilibre, le système n'est pas encore parfaitement à l'équilibre. En effet, il tend à diminuer la surface totale séparant les particules β et la matrice α . Les particules continuent de grossir, les précipités les plus gros se développent au détriment des plus petits. On dit qu'il a coalescence ou maturation. Ce phénomène revêt une importance particulière dans l'étude de la stabilité microstructurale des matériaux métalliques

Remarque II.6 *En présence de contraintes appliquées, le système peut encore évoluer. En effet, à cause des différences de paramètres cristallins et de constantes d'élasticité, entre les phases α et β , il existe un terme d'interaction entre le chargement mécanique et le système.*

II.3.5 Théories phénoménologiques de cinétiques des changements de phase

Après avoir exposé les différentes étapes successives d'une transformation (germination, croissance, maturation) il s'agit de prévoir la cinétique globale de transformation, c'est-à-dire l'évolution de la fraction transformée en fonction du temps. De façon générale, en partant des mécanismes élémentaires de germination et des lois de croissance, il est difficile de déterminer précisément cette loi d'évolution. Ainsi dans la pratique, nous avons recours à des lois phénoménologiques pour le cas isotherme et le cas anisotherme.

II.3.5.1 Transformations isothermes

On appelle ξ (la lettre grec "xi") le taux de de transformation à tout instant. D'un point de vue phénoménologique, le degré d'avancement d'un changement de phase soit contrôlé par la réaction d'interface ou la diffusion peut être décrit par la loi d'Avrami qui s'écrit sous la forme :

$$\xi = 1 - \exp(-kt^\alpha) \quad (\text{II.13})$$

où α dépend du mode de germination et de croissance.

II.3.5.2 Transformations anisothermes

Souvent, les transformations se produisent au cours du refroidissement (cas des aciers et alliages légers par exemple). Pour les représenter, on a recours aux courbes TRC (Transformation Refroidissement Continu). Un exemple relatif à un acier est donné à la figure II.16 ; Le trajet 1 correspond à un traitement isotherme. On doit alors utiliser la courbe établie en isotherme, soit la courbe TTT (Transformation, Température, Temps). Le trajet 2 décrit, par contre, une courbe de refroidissement.

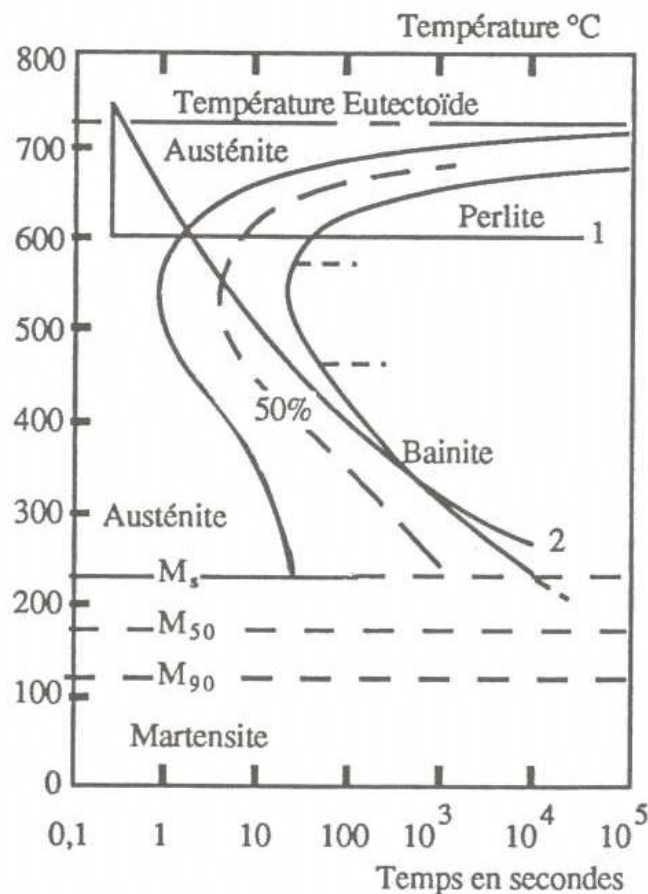


Figure II.16 – Courbe de transformation au refroidissement d'un acier.

II.4 Solidification des alliages

La solidification d'un métal pur ou d'un alliage est un changement de phase particulier pour lequel les théories exposées précédemment s'appliquent bien. De plus, l'importance pratique des microstructures obtenues par solidification justifie une bonne connaissance de la solidification.

II.4.1 Germination

La germination homogène, formée à partir d'embryons de phase solide α , ne peut se produire que pour des surfusions ΔT atteignant plusieurs centaines de degrés. Dans la solidification usuelle, les surfusions observées sont beaucoup plus faibles (quelques degrés). La germination qui en résulte est hétérogène. Elle se produit sur des particules étrangères ou à partir des parois du moule. On comprend alors l'intérêt pratique du contrôle de la germination hétérogène. Ceci est mis en œuvre dans les alliages légers par l'addition de divers éléments au moment de la solidification ou de Mg pour les fontes à graphite sphéroïdal.

II.4.2 Croissance

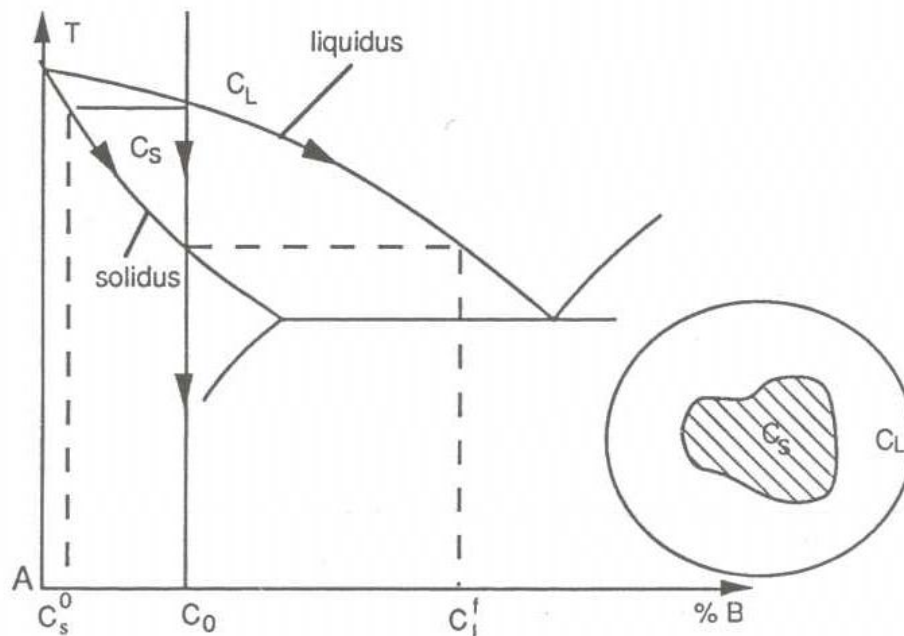


Figure II.17 – Diagramme d'équilibre pour la solidification.

Le diagramme d'équilibre (Figure II.17) montre la formation de solide (en général) plus pauvre que le liquide en élément d'addition B . Le liquide s'enrichit en B et le solide s'enrichit à son tour pour rester en équilibre avec le liquide. Le dernier liquide formé a la composition C_l^f , en équilibre avec le solide de composition C_0 .

La condition d'homogénéité du liquide est à peu près bien vérifiée dans les conditions réelles, car la diffusion est rapide et, de plus, les courants de convection la favorisent. Le solide ne peut rester homogène que par diffusion de B depuis l'interface. Ceci suppose un refroidissement extrêmement lent. Dans les conditions réelles, la diffusion est insuffisante et le solide est hétérogène. Sa composition moyenne est une moyenne entre la composition initiale C_c^0 et la composition d'interface \bar{C}_s . Le solide a donc une composition moyenne qui suit un solidus réel écarté du solidus d'équilibre (Figure II.18).

La température de fin de solidification réelle, pour laquelle $C_s = C_0$ est plus faible que la température d'équilibre. Très souvent, de plus, la solidification se termine par la

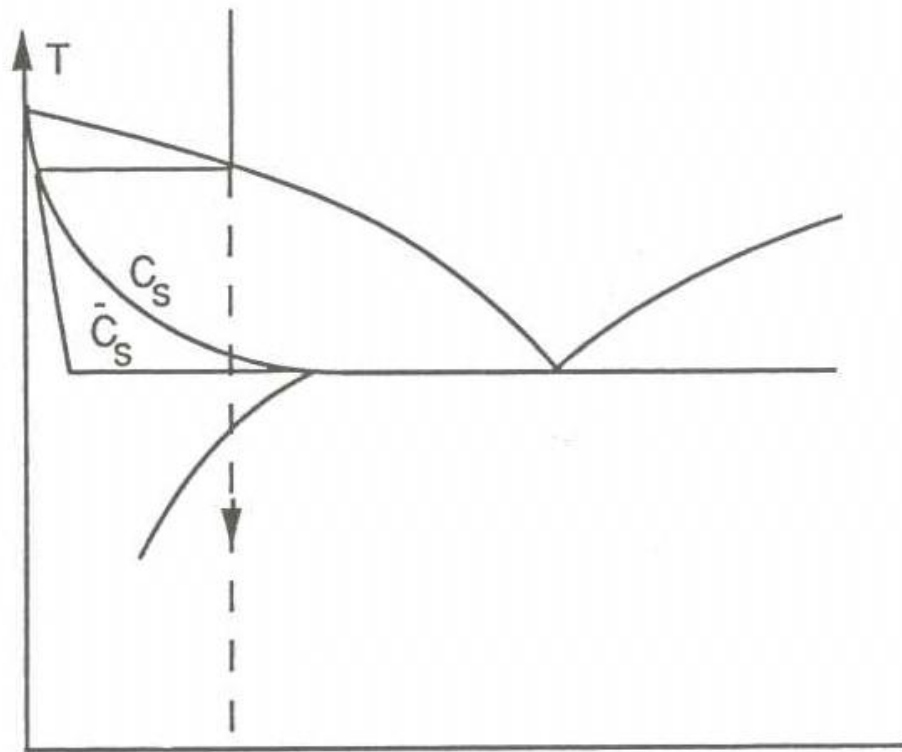


Figure II.18 – Diagramme de solidification. Equilibre et hors équilibre.

formation d'une petite quantité d'eutectique, même si le diagramme d'équilibre ne le prévoit pas.

Les conséquences pratiques de ce phénomène de ségrégation lors de la solidification sont nombreuses et importantes :

- obtention d'un solide hétérogène qu'il faudra homogénéiser, en partie, par diffusion à haute température ;
- limitation des températures de mise en forme (laminage ou forgeage)
- ségrégation important d'impuretés nocives (soufre, phosphore).

Remarque II.7 *En pratique, une diminution de la vitesse de solidification n'apporte pas d'améliorations sensibles. Il en résulte, en effet, une structure plus grossière (effet de la germination) et des distances de diffusion qui ne compensent pas l'effet escompté.*

II.4.3 Morphologie de la phase solide

Nous avons vu qu'à cause d'instabilités au niveau du front de solidification, les alliages se solidifient en formant une structure particulière, la structure dendritique (Figure II.19).

La présence de liquide interdendritique riche en soluté provoque ce qu'on appelle la ségrégation mineure. La circulation du liquide dans la forêt de dendrites est lente et la difficulté d'alimentation en liquide frais peut être à l'origine de microporosités.

Pour éviter les instabilités de type dendritique et assurer une croissance régulière, il faut imposer un gradient thermique contrôlé et important et une solidification lente

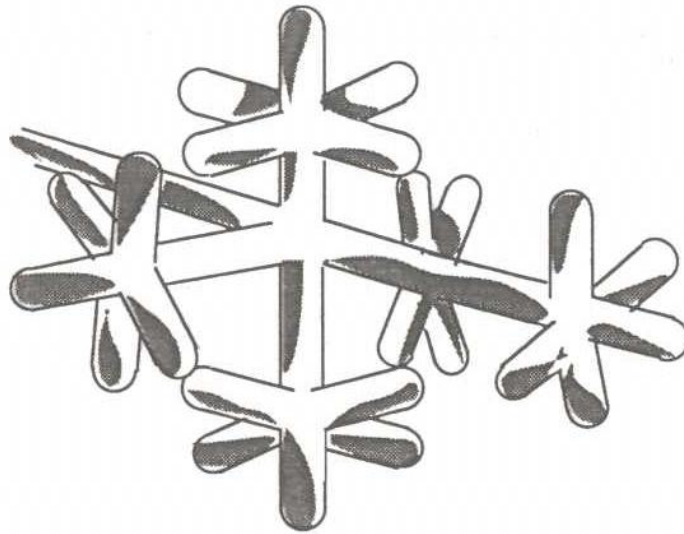


Figure II.19 – Schéma d'une dendrite. A partir de la branche primaire, se développent des ramifications secondaires et tertiaires, permettant d'échanger plus facilement chaleur et matrice entre le solide et le liquide.

par retrait progressif. On peut de cette façon, obtenir des aubes de turbomachines, à solidification orientée, qui ont des caractéristiques améliorées en fluage. Le principe de fabrication est montré sur la figure II.20. L'interface solide-liquide est alors sensiblement plane. En éliminant certains grains et utilisant un germe initial bien orienté, on peut obtenir des aubes monocristallines

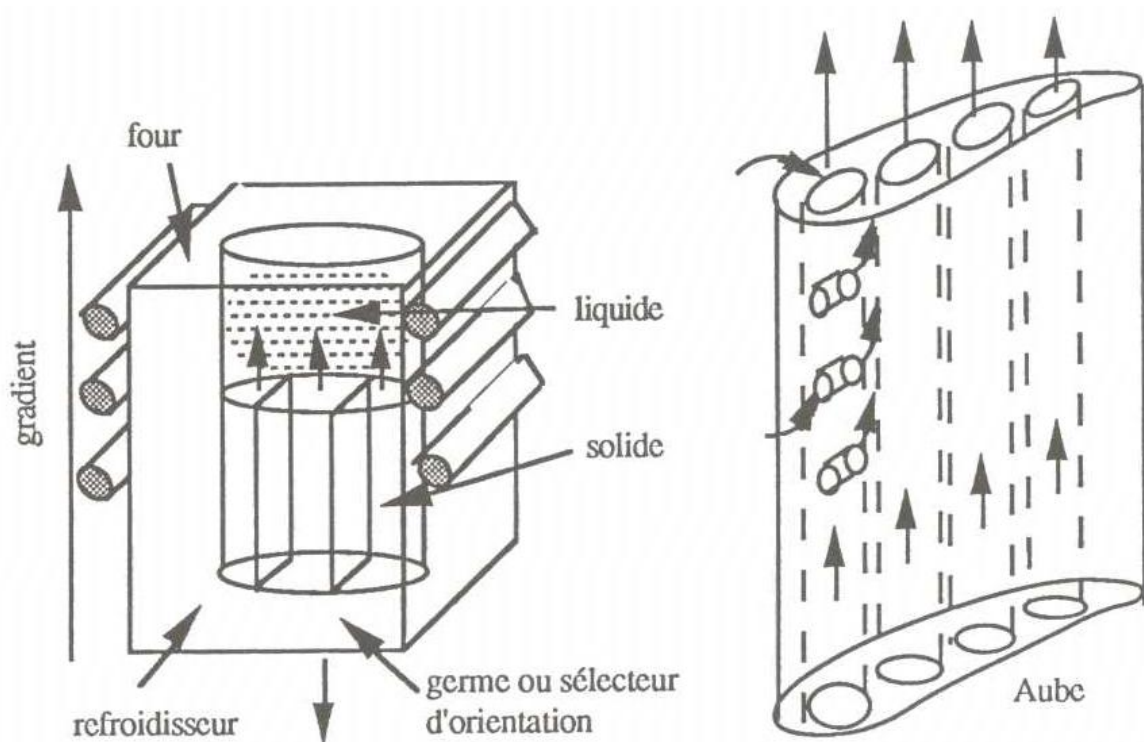


Figure II.20 – Schéma de principe de fabrication d'une aube à solidification contrôlée.

II.4.4 Solidification des eutectiques

La solidification des eutectiques est un autre exemple montrant l'importance des phénomènes de diffusion dans le liquide. Elle revêt également une grande importance pratique (alliages à bas point de fusion, fabrication de structures orientées par solidification contrôlée et unidirectionnelle). Elle est décrite figure II.21.

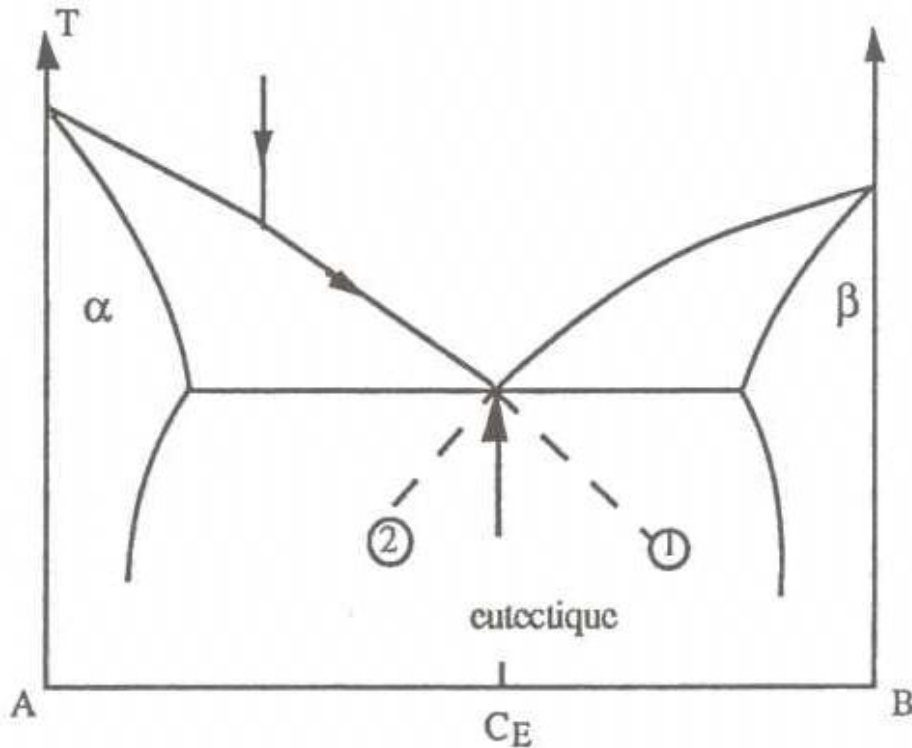


Figure II.21 – Solidification d'un alliage eutectique.

Lorsque le liquide atteint la composition eutectique et ayant déposé, au préalable de la solution solide α (α est dite primaire), il suit le liquidus relatif à α (courbe (1)). La figure montre que la surfusion par rapport au liquidus β (Courbe (2)) augmente rapidement. Ceci est d'autant plus aisé que le liquide à l'interface est enrichi en B . Il y a alors germination de β qui appauvrit localement le liquide en B (passage de (1) à (2)) et fait apparaître une surfusion importante par rapport à α ; On observe ainsi une germination et une croissance alternées de phase α et β (Figure ??). La croissance de l'eutectique suppose que le liquide situé devant α , donc riche en B , échange, par diffusion, les éléments A et B avec le liquide situé devant β , enrichi en A .

La vitesse de solidification contrôle la finesse de l'eutectique à travers la distance de diffusion dans le liquide. Si cette vitesse est élevée, les distances de diffusion sont faibles et l'eutectique aura une microstructure fine. Sinon il sera relativement grossier.

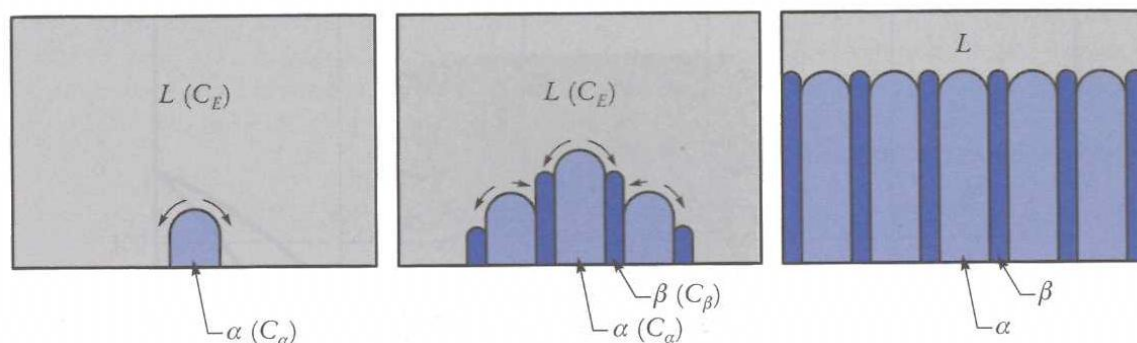


Figure II.22 – Schéma de la formation et de la croissance d'un constituant eutectique : a) formation, au sein du liquide de composition C_E , d'un germe de phase α de composition C_α . Les flèches représentent le rejet du soluté devant le germe α ($C_\alpha < C_E$); b) croissance latérale de l'eutectique par la formation de phase β ; c) croissance plane du front de solidification.

II.5 Précipitation

II.5.1 Cinétique de précipitation

Comme en phase liquide, la précipitation en phase solide se produit par germination et croissance. Sa vitesse est directement contrôlée par la diffusion en phase solide; Au début du vieillissement dans la matrice sursaturée, il y a formation de germes de précipités. Ces germes ont une taille d'autant plus faible que la température de l'alliage s'écarte de la température d'équilibre. Ces précipités croissent ensuite en fonction du temps comme cela est indiqué sur la figure II.23 qui représente l'évolution du taux de transformation avec le temps. Ma forme de ce type de courbe est décrite par une relation du type Avrami. Sur cette figure, t_0 représente un temps d'incubation nécessaire à la germination.

Le mécanisme de précipitation isotherme par germination et croissance dépend essentiellement de deux facteurs : l'énergie de formation des germes et la mobilité des atomes.

En effet, la germination requiert un temps d'incubation d'autant plus faible que l'énergie de formation d'un germe de rayon critique, r^* est faible. Par ailleurs, la germination et la croissance des précipités dépendent de la mobilité des atomes qui augmente, de façon exponentielle, avec la température. La cinétique globale de la précipitation est donc fonction de deux effets antagonistes, comme cela représenté, de façon schématique, sur la figure II.24. Ceci permet d'expliquer qualitativement la forme caractéristique en C des courbes de transformation isotherme (courbe TTT).

II.5.2 Les deux types de précipitation

On distingue deux types de précipitations :

Précipitation continue pendant laquelle la concentration en soluté de la phase mère diminue continûment jusqu'à sa valeur d'équilibre.

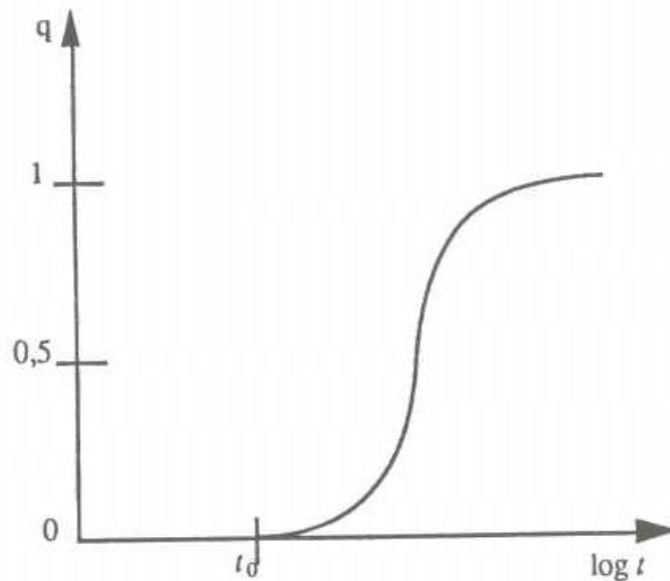


Figure II.23 – Cinétique isotherme de la précipitation. La valeur de la fraction précipité (q) est portée en fonction du temps ; t_0 est le temps d'incubation nécessaire à la germination des précipités.

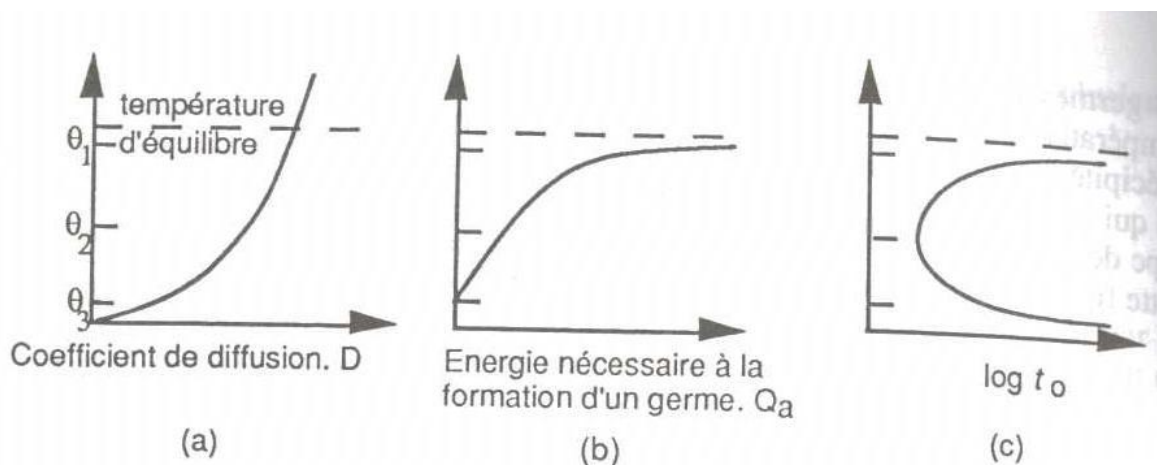


Figure II.24 – a) Température vs. coefficient de diffusion ; b) Température vs. énergie nécessaire à la germination ; c) Température vs. temps d'incubation de la précipitation, t_0 . A une température θ_1 , même si la mobilité des atomes de soluté est grande, le temps d'incubation est très long car il est contrôlé par la valeur élevée de l'énergie de formation d'un germe. A basse température θ_3 , c'est la faible mobilité des atomes de soluté qui détermine le temps d'incubation. Le temps d'incubation minimal correspond à une température intermédiaire θ_2 .

Précipitation discontinue lorsque le cristal est divisé en deux catégories de régions, pendant la transformation. Dans les unes, la transformation est complète. Dans les autres la solution solide sursaturée reste inchangée. Cette précipitation nécessite donc la germination et la croissance de cellules produits biphasés. La réaction progresse par l'avancement de la frontière qui sépare la partie transformée de celle

qui ne l'est pas. Cette traversée de la frontière se manifeste par un changement brusque des propriétés de la matrice : composition, paramètre cristallin, d'où la terminologie adoptée. La précipitation discontinue se produit généralement en association avec une recristallisation, plus précisément en migration de joint. On dit aussi qu'on a une réaction cellulaire. Un exemple correspondant à la précipitation de la phase $NiAl$ dans un acier $Fe - Cr - Ni - Al$ est montré sur la figure II.25. Ce type de réaction se produit habituellement lorsque la sursaturation est faible. **Dans la pratique, on cherche le plus souvent à éviter ce type de précipitation qui fragilise les matériaux concernés.**

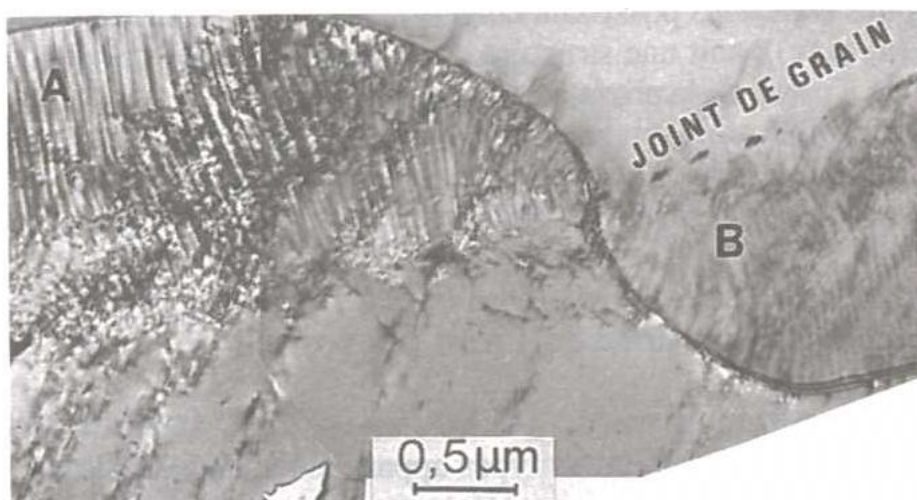


Figure II.25 – Micrographie d'un alliage $Fe - Cr - Ni - Al$ vieilli à $600^{\circ}C$ pendant 10 minutes. Les zones A et B, biphasée (ferrite + phase $NiAl$) se sont développées à partir du joint α/β . Les précipités en plaquettes de la phase $NiAl$ sont en relation d'orientation avec le grain B.

II.5.3 Etat de cohérence des précipités avec la matrice

Dans une réaction de précipitation continue les précipités isolés grossissent par le drainage des atomes de soluté. Les relations d'orientations cristallographiques entre la phase mère et le produit déterminent les énergies associées à l'interface α/β et l'énergie élastique emmagasinée dans le précipité et la matrice. On peut envisager trois types de produits :

1. *des précipités cohérents* possédant en général la même structure cristalline que la matrice (Figure II.26a et c), soit une structure cristalline différente qui peut être obtenue par cisaillement à partir de la phase mère (Figure II.26b).
2. *des précipités semi-cohérents* (Figure II.26d) pour lesquels l'interface précipité/matrice contient un certain nombre de défauts linéaires.
3. *des précipités totalement incohérents* (Figure II.26e), pour ceux-ci la structure est si différente de celle de la matrice qu'il n'est pas possible de trouver une interface cohérente.

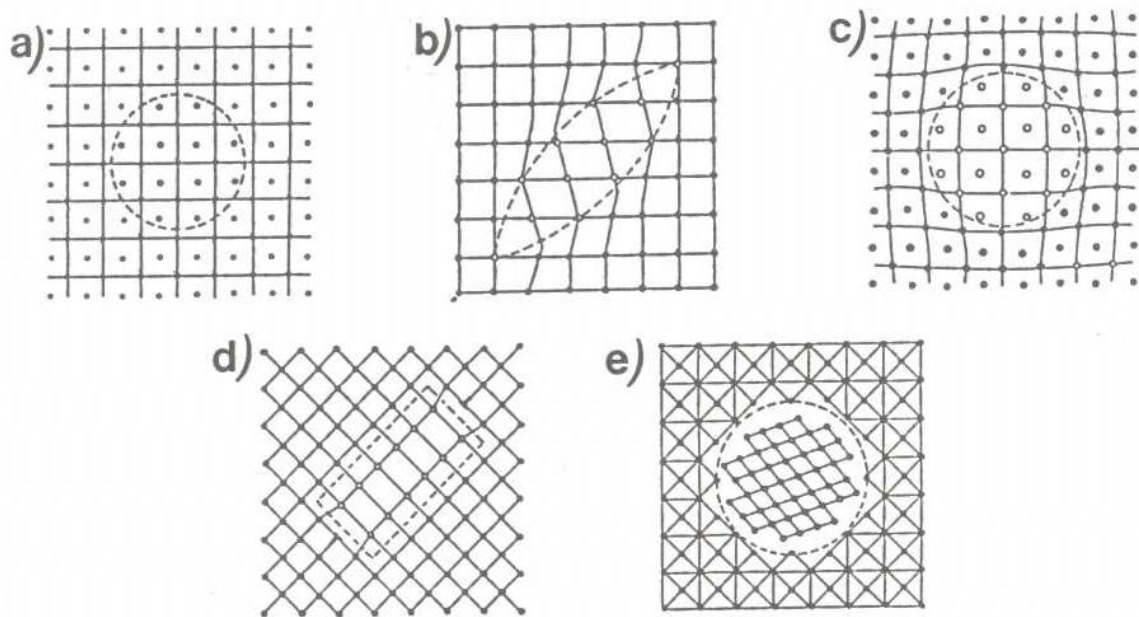


Figure II.26 – Divers types de précipitation en phase solide : a-c) précipité cohérents ; d) précipité semi-cohérent ; e) précipité incohérent.

Remarque II.8 *La nature et de la répartition des précipités à une influence importante sur les propriétés mécaniques (plasticité, ténacité) et physique (résistance à la corrosion).*

II.6 Exemple de l'acier

II.6.1 Diagramme fer-carbone

Le diagramme fer-carbone est indispensable pour étudier tous les alliages binaires fer-carbones tels que les aciers et les fontes. Ce diagramme permet la prévision ou la compréhension de la plupart des structures et toutes les transformations, à l'exception de celles liées aux traitements thermiques qui relèvent d'autres équilibres.

II.6.2 Transformations de phase dans le fer pur

A température ambiante le fer pur possède une structure du type CC. Il est appelé fer α .

A 912 °C le fer subit une transformation allotropique en passant de la structure CC à la structure CFC (Figure II.27). Cette structure appelée fer γ reste stable jusqu'à 1394 °C.

Au-dessus de 1394 °C le fer redevient CC : fer δ .

Les variations de compacité accompagnant les transformations peuvent être mises en évidence par des expériences de dilatométrie (Figure II.28).

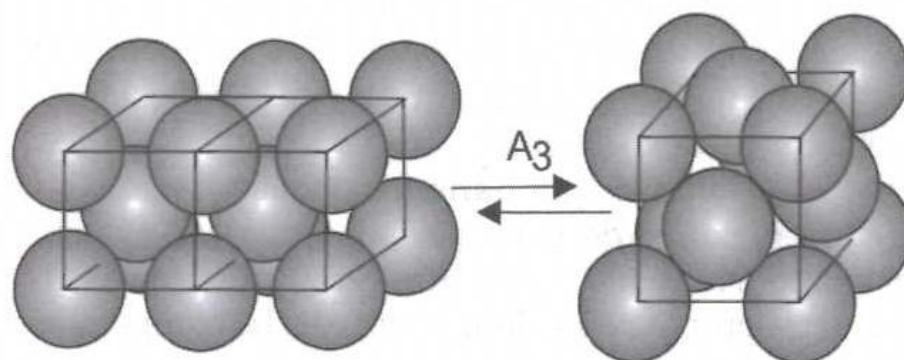


Figure II.27 – Transformation allotropique $\alpha \rightarrow \gamma$. On passe de deux mailles CC à une maille CFC. Cette dernière étant plus compacte, on observe une légère réduction du volume.

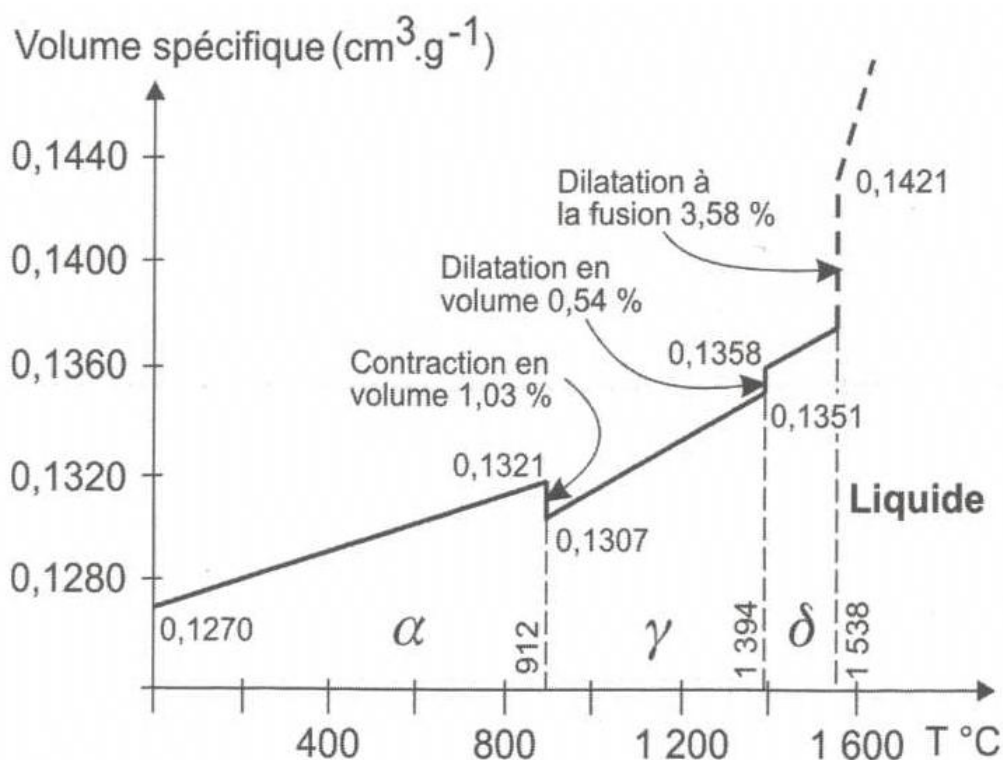


Figure II.28 – Evolution du volume spécifique du fer pur en fonction de la température.

II.6.2.1 Influence du carbone

Le carbone a divers comportements possibles :

a) Formation de solutions solides d'insertion

Les atomes de carbone peuvent s'insérer dans les sites interstitiels soit dans le fer α , soit dans le fer γ . Par abus de langage on désigne également par γ la solution solide

de carbone dans le fer qui se nomme austénite et par α ou ferrite la solution solide de carbone dans le fer. On parle également de ferrite δ pour la solution solide de carbone dans le fer δ .

Le carbone est plus soluble dans le fer γ que dans le α en raison de la taille des sites interstitiels.

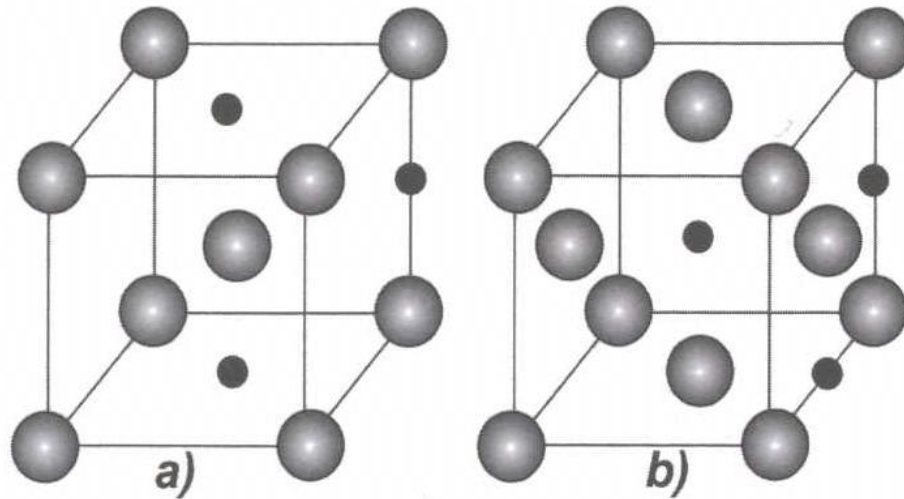
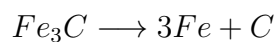


Figure II.29 – a) Ferrite : le carbone s’insère dans les 2 types de sites octaédriques (centre des faces ou milieu des arêtes). b) Austénite : le carbone s’insère dans les sites octaédriques (centre du cube ou milieu des arêtes).

b) Formation de carbures

Le fer est un élément qui tend à se combiner avec le carbone pour former des carbures tels que la cémentite Fe_3C (6.67% C).

La cémentite est un composé complexe dans lequel chaque atome de carbone est entouré de 6 atomes de fer placés aux sommets d’un prisme. Elle est très dure et instable, elle peut se décomposer selon la réaction :



Cette décomposition nécessite des conditions thermiques appropriées. En raison de cette possibilité de décomposition le diagramme fer-cémentite est appelé diagramme métastable. La cémentite n’est pas le seul carbure de fer qui existe, on peut en trouver d’autres, en particulier lors du revenu après trempe des aciers.

c) Formation de graphite

Le graphite est un composé du carbone pur de structure hexagonale). Il peut résulter de la décomposition de la cémentite et être obtenu directement dans le cas des fontes grises. Il en résulte un diagramme fer-graphite appelé diagramme stable.

II.6.2.2 Diagramme fer-carbone

Ce diagramme est très utile pour comprendre les aciers, les fontes et les traitements thermiques.

Il est limité à droite par la cémentite (6.67%C, matériau fragile, cassant, très dur) et fait apparaître les deux grandes familles de métaux ferreux :

Les aciers entre 0.008% et 2.11% de carbone ;

Les fontes entre 2.11% et 6.67% de carbone.

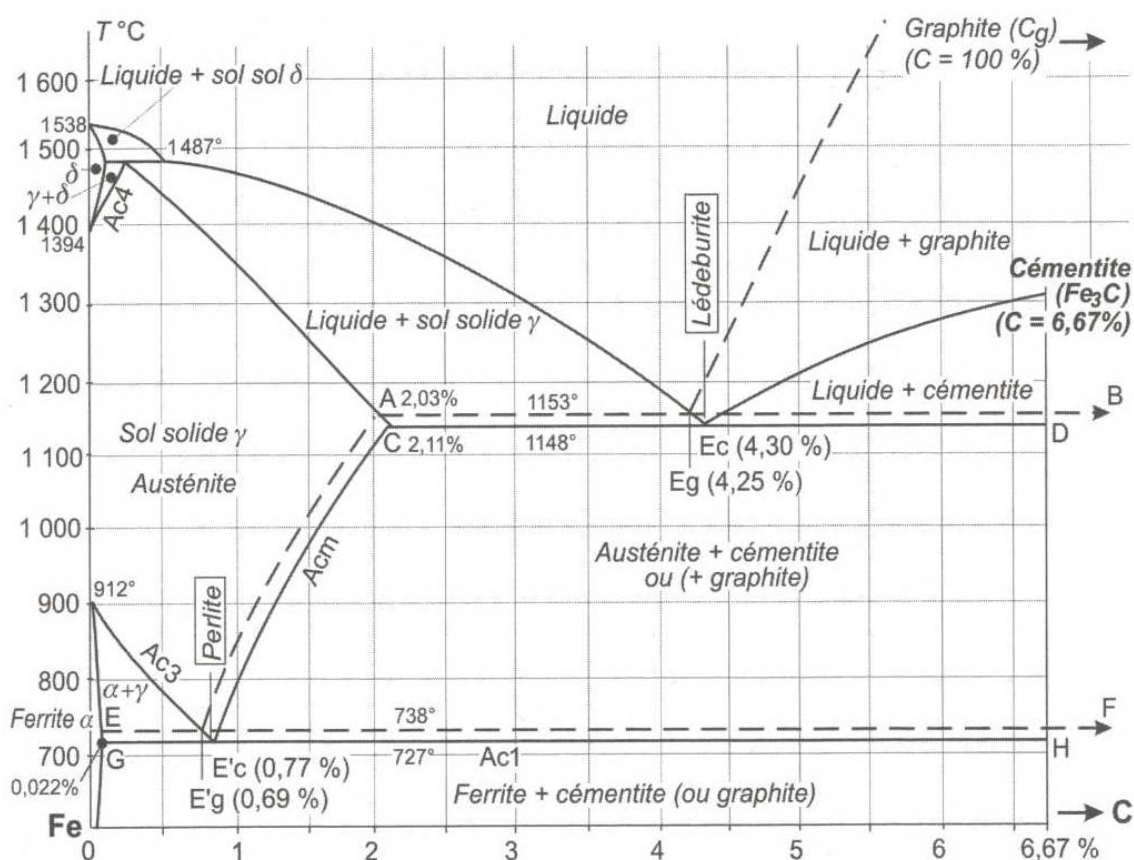


Figure II.30 – Diagramme fer-cémentite (en traits pleins) et diagramme fer-graphite (en traits interrompus). Les constituants de structure sont encadrés pour les distinguer des phases.

La figure II.30 représente les diagrammes fer-carbone. Le diagramme fer-cémentite est représenté en trait pleins alors que celui relatif au diagramme fer-graphite en traits pointillés. Certaines lignes sont communes aux deux diagrammes. Chacun de ces diagrammes possède un eutectique, appelé lédeburite pour le diagramme fer cémentite, un eutectoïde, appelé perlite pour le diagramme fer cémentite et une transformation péritectique correspondant au fer δ . Les lignes de transformation à l'équilibre sont repérées par des désignations classiques :

Ligne Ac1 Elle marque la fin de la transformation de la perlite (mixture de fer contenant 0.83% C) en austénite. Au-dessus de 727°C la perlite n'existe plus

Ligne Ac3 Elle précise la fin de la transformation de la ferrite en austénite. La ferrite n'existe plus au-dessus de cette ligne.

Ligne Acm Elle indique la fin de la dissolution, après dissociation, de la cémentite dans l'austénite lorsque celle-ci existe.

Remarque II.9 *Les symboles A , r et c sont normalisés, aux normes internationales. Le symbole A est utilisé pour arrêt, r pour refroidissement et c pour chauffage. L'indice c des lignes du diagramme indique qu'elles ont été obtenues lors d'un chauffage car les résultats expérimentaux sont plus reproductibles. Toutefois pour les traitements thermiques, on utilise les lignes tracées au refroidissement (indice r) car il existe une hystérésis entre chauffage et refroidissement lié au phénomène de germination dans la détermination des lignes du diagramme.*

Les aciers, ainsi que les fontes blanches, sont concernés uniquement par le diagramme fer-cémentite alors que les fontes grise effectuent leur solidification et leurs transformations en commençant par le diagramme fer-graphite et en terminant selon le diagramme fer-cémentite.

L'obtention de cémentite ou de graphite (fonte blanche ou grise) est régie par la présence de certains éléments (éléments graphitisants) et par les conditions thermiques refroidissement.

II.6.3 Influence des éléments d'addition

II.6.3.1 Actions générale des éléments d'addition

L'action des éléments d'addition sur les caractéristiques des aciers dépend essentiellement des deux facteurs suivants (Figure II.31) :

Influence sur le domaine de l'austénite Certains éléments, comme le nickel et le manganèse, élargissent le domaine de stabilité de l'austénite et abaissent les températures de transformation. Avec des teneurs en nickel ou manganèse suffisamment élevées, l'acier présente, même à la température ambiante, une structure austénitique (additions de 20 % de nickel ou de plus de 10 % de manganèse). Ces éléments sont dits gammagènes.

D'autres éléments, par contre, dits alphagènes, rétrécissent le domaine de stabilité de l'austénite et élèvent les températures de transformations.

Formation de carbure La présence de carbures autres que la cémentite est souvent souhaitable dans les aciers, car ces carbures favorisent l'augmentation de la résistance à l'usure et de la tenue à chaud. Toutefois, à cause de la stabilité de ces carbures à hautes température, il est souvent difficile de les mettre entièrement en solution dans l'austénite sans provoquer un grossissement des grains, qui est toujours préjudiciables aux propriétés des pièces trempées.

II.6.3.2 Actions spécifiques des éléments d'addition

a) Éléments gammagènes

Manganèse Le manganèse durcit légèrement la ferrite. Pour des faibles teneurs en carbone ($< 0.20\%$), il abaisse la température de transition ductile-fragile des

H ¹																			He ²
Li ³	Be ⁴											B ⁵	C ⁶	N ⁷	O ⁸	F ⁹	Ne ¹⁰		
Na ¹¹	Mg ¹²											Al ¹³	Si ¹⁴	P ¹⁵	S ¹⁶	Cl ¹⁷	Ar ¹⁸		
K ¹⁹	Ca ²⁰	Sc ²¹	Ti ²²	V ²³	Cr ²⁴	Mn ²⁵	Fe ²⁶	Co ²⁷	Ni ²⁸	Cu ²⁹	Zn ³⁰	Ga ³¹	Ge ³²	As ³³	Se ³⁴	Br ³⁵	Kr ³⁶		
Rb ³⁷	Sr ³⁸	Y ³⁹	Zr ⁴⁰	Nb ⁴¹	Mo ⁴²	Tc ⁴³	Ru ⁴⁴	Rh ⁴⁵	Pd ⁴⁶	Ag ⁴⁷	Cd ⁴⁸	In ⁴⁹	Sn ⁵⁰	Sb ⁵¹	Te ⁵²	I ⁵³	Xe ⁵⁴		
Cs ⁵⁵	Ba ⁵⁶	57 à 71 Lanth.	Hf ⁷²	Ta ⁷³	W ⁷⁴	Re ⁷⁵	Os ⁷⁶	Ir ⁷⁷	Pt ⁷⁸	Au ⁷⁹	Hg ⁸⁰	Tl ⁸¹	Pb ⁸²	Bi ⁸³	Po ⁸⁴	At ⁸⁵	Rn ⁸⁶		
Fr ⁸⁷	Ra ⁸⁸	89 à 103 Actin.																	

C⁶ Élément gammagène
Si¹⁴ Élément alphagène
 Formation de carbure

Figure II.31 – Représentation des éléments d'addition du fer en fonction de leur position dans le tableau périodique des éléments.

aciers, alors qu'il élève cette température pour les fortes teneurs en carbone ($> 0.50\%$). Il exerce également un effet marqué sur la trempabilité : avec 1% de manganèse. Par ailleurs, sans lui-même de carbures, le manganèse se substitue en partie aux atomes de fer de la cémentite. Enfin son action sur le revenu est négligeable.

On l'utilise surtout pour améliorer les propriétés des aciers d'usage générale et la trempabilité des aciers de traitements thermiques, et ce à un faible coût. Le manganèse se retrouve rarement seul comme éléments d'alliage, car il entraîne plusieurs inconvénients : sensibilité à la surchauffe au cours de l'austénisation, sensibilité qui provoque une croissance des grains ; augmentation de la fragilité au revenu ; diminution de la ductilité et de la résistance mécanique.

Nickel Le nickel, qui forme pas de carbures, agit principalement sur les propriétés de la ferrite : augmentation de la résistance mécanique et de la ténacité. Les aciers qui contiennent plus de 5% de nickel conservent une bonne résilience, même à des températures très basses (aciers à 9% de nickel utilisés pour les réservoirs cryogéniques). Le nickel freine en outre la croissance des grains austénitiques (aciers de cémentation) et il exerce une action moyenne sur la trempabilité.

b) Éléments alphagènes

Silicium Tout comme le nickel, le silicium ne forme pas de carbures. En l'absence de carbone, la transformation austénitique est inhibée avec environ 2 % de silicium ; l'addition de carbone élargit la boucle γ . L'action du silicium sur la trempabilité est moyenne. Cet élément augmente par ailleurs la stabilité du revenu, mais il accroît la fragilité de l'acier. Le silicium améliore la résistance à l'oxydation à chaud et la résistance au fluage ; c'est pourquoi on peut le trouver dans les aciers au chrome. On le retrouve également en présence de manganèse dans les aciers manganosiliceux utilisés pour la fabrication des ressorts.

Chrome Le chrome et le carbone se combinent pour former des carbures de chrome.

Ces carbures, durs, sont solubles dans l'austénite à partir de 900°C, mais ils sont insolubles dans la ferrite. Pour que la totalité du carbone puisse être mise en solution dans l'austénite, il faut que la température d'austénitisation soit élevée, ce qui entraîne des risques de croissance de grains austénitiques (des additions complémentaires de nickel diminuent toutefois ce risque).

Le chrome augmente considérablement la trempabilité. Il améliore également la résistance au revenu et la tenue à chaud, grâce à la formation de carbures de chrome qui exercent un effet de durcissement par précipitation, durcissement qui pallie l'adoucissement de la matrice.

Enfin, le chrome, qui joue un rôle de premier plan dans la résistance à la corrosion, est l'élément d'addition le plus important des aciers inoxydables.

On emploie le chrome dans les aciers de cémentation lorsqu'on veut améliorer la résistance à l'usure des surfaces carburées. Les aciers hypereutectoïdes au chrome (0.50 à 1.70 % de Cr) sont largement utilisés pour la fabrication des roulements (billes, rouleaux...).

Molybdène Le molybdène, comme le chrome, rétrécit le domaine austénitique. Sa tendance à former des carbures est par contre nettement plus élevée que celle du chrome. Dans les aciers de traitements thermiques, sa concentration ne dépasse guère 1 %, mais elle est plus importante dans les aciers inoxydables et les aciers à outils. Employé conjointement avec le chrome, le molybdène permet de réaliser des aciers à haute trempabilité. Le molybdène améliore la résistance au revenu en favorisant l'apparition d'un durcissement secondaire dû à la formation de carbures, Mo_2C , et en diminuant la sensibilité à la fragilisation au revenu.

Vanadium Les modifications structurales dues au vanadium sont semblables à celles obtenues avec le molybdène; l'action alphagène du vanadium est toutefois plus marquée, et sa propension à former des carbures est très forte. Ces carbures, stables à haute température et difficiles à mettre en solution dans l'austénite, permettent d'éviter la croissance des grains austénitiques et d'austénitiser ainsi à plus haute température. En fixant le carbone, le vanadium diminue la trempabilité et la dureté de l'acier, car la teneur effective de carbone dans l'austénite est alors diminuée; par contre, il augmente la résistance au revenu. Dans les aciers, le vanadium est toujours associé à d'autres éléments d'addition (le chrome, en particulier) et sa teneur ne dépasse guère 0.20 %.

Bore Des teneurs aussi faibles que 0.001 % de bore exercent une influence considérable sur la trempabilité des aciers au carbone, car l'addition de bore double le diamètre critique de ceux-ci. Cette action, qui affecte surtout les aciers doux et mi-durs, devient négligeable quand la teneur en carbone dépasse 0.5 %; ce phénomène serait dû au fait que la ségrégation du bore aux joints de grains austénitiques retarde la germination de la perlite. Les aciers au bore, mis au point aux États-Unis, permettent de réaliser une économie dans l'utilisation des éléments d'addition.

Soufre Certains aciers sont resulfurés (0.80 à 0.13 % de S). Combiné au manganèse, le soufre forme des nombreuses inclusions de MnS , lesquelles facilitent la rupture des copeaux pendant l'usinage. Ces aciers resulfurés sont des aciers de décolletage dont l'usinabilité est améliorée.

Action individuelle des éléments d'addition

1. Pour augmenter, la trempabilité, on ajoute du manganèse et du chrome, ainsi que du nickel. Remarquons toutefois que l'action de ces divers éléments est synergique ; c'est pourquoi l'addition d'une petite quantité de chacun des divers éléments est préférable à l'addition massive d'un seul d'entre eux.
2. On améliore la résistance au revenu en ajoutant des éléments (Cr, Mo, V et w) qui, au cours du revenu, forment des carbures.
3. On augmente également la résistance à l'usure grâce à l'addition d'éléments formant des carbures.

Influence des principaux éléments d'addition sur les caractéristiques des aciers														
élément	symbole métallurgique	trempabilité	durcissement à la ferrite	revenu ou détente	R _r et dureté	A % (ductibilité)	K (résilience)	soudabilité	forgeabilité	usinabilité	magnétisme	résistance à la corrosion et à la chaleur	solubilité	
													dans le fer α (en %)	dans le fer γ (en %)
chrome	C	++	+	-	++	-	+	-		-	+	++	∞	12,8 20 si 0,5 C
cobalt	K	-	+++		+		+			+	++		75	∞
manganèse	M	+++	++		++	+	+	+	+				3	∞
molybdène	D	+++	+	-	++	+	+	+	+			+	3,5	3 ± 8 avec 0,3 C
nickel	N	++	+		+	+	+		+	-	-	+	10	∞
phosphore	P	+	++		+	-				+			2,8	0,5
silicium	S	++	+		+	-		-		-	-	-	18,5	2 ± 9 avec 0,35 C
titane	T	++			+	+	+		+			+	6	0,75 1 avec $\pm 0,2$ C
tungstène	W	+++		-	+	+	+				++	+	33	6 11 si 0,25 C
vanadium	V	+++	+	---	+	+	+	+	+				∞	1 4 si 0,2 C

+++ : très favorable ++ : assez favorable + : favorable - : négative -- : très négative

Aluminium : désoxydant, il diminue le grain et augmente légèrement la trempabilité.

Il est l'élément d'addition des aciers de nitruration.

Bore : améliore la trempabilité des aciers à pourcentage de carbone faible et moyen.

Chrome : élément qui augmente le plus la résistance à la corrosion et à l'oxydation.

Cobalt : permet une grande dureté à chaud par durcissement de la ferrite.

Manganèse : neutralise la fragilité engendrée par les sulfures et augmente fortement la trempabilité.

Molybdène : augmente fortement la trempabilité, favorise un grain plus fin, neutralise en partie la fragilité due à la trempe, augmente la résistance et la dureté à chaud, la résistance à l'abrasion, la résistance à la corrosion des aciers inoxydables.

Nickel : renforce la résistance des aciers non trempés ou recuits, rend plus résilients les aciers ferritiques-perlitiques, surtout aux basses températures, rend austénitiques les aciers ayant un pourcentage de chrome élevé.

Phosphore : renforce la résistance des aciers à bas pourcentage de carbone.

Plomb (0,15 à 0,35 %) : améliore l'usinabilité.

Silicium : utilisé comme désoxydant, c'est l'élément d'alliage des aciers à vocation électrique (diminution du magnétisme). Il améliore la résistance des aciers faiblement alliés et la trempabilité des aciers sans trace de graphite.

Soufre : considéré en général comme une impureté (formation de sulfure de fer entraînant des ruptures).

Tungstène : entraîne la formation de particules très dures et très résistantes à l'abrasion (aciers à outil) et améliore la dureté et la résistance à température élevée.

Vanadium : favorise un grain plus fin, augmente la trempabilité, s'oppose fortement à la détente pendant le revenu.

Vocabulaire anglais technique

Français	Anglais
cinétique	kinetics
coalescence	coalescence
composant	component
concentration	concentration
constituent	constituent
croissance	growing
diagramme de phase	phase diagram
diagramme d'équilibre	equilibrium diagram
diagramme métastable	metastable diagram
diffusion	diffusion
eutectique	eutectic
germination hétérogène	heterogenous nucleation
germination homogène	homogenous nucleation
lacune	vacancy
liquidus	liquidus
maturation	ageing
solidus	solidus
solubilité	solubility
solution solide de substitution	substitutional solid solution
structure martensitique	martensitic structure
transformation de phase	phase transformation

Pour en savoir plus

Les ouvrages de références

Pour en savoir plus sur les changement de phase et diagramme de phase, consulter les ouvrages de référence :

- J.-P. Baïlon & J.-M. Dorlot (2000) *Des Matériaux (3^e édition)* (620.112 BAI)
- A. Cornet & F. Hlawka (2010). *Métallurgie mécanique : Du microscopique au macroscopique*. Ellipses (620.11 COR)
- D. François, A. Pineau, & A. Zaoui (1991) *Mécanique des Matériaux* Hermès (620.112 FRA)
- J. Philibert, A. Vignes, Y. Bréchet & P. Combrade (2002). *Métallurgie. Du minerais au matériau*. Dunod (669 MET)
- J. Barralis & G. Maeder (2005) *Précis Métallurgie : élaboration, structures-propriétés, normalisation*. Afnor : Nathan (669 BAR)
- J. P. Mercier, G. Zambelli & W. Kurz (2002) *Traité des matériaux 1 : Introduction à la science des matériaux (3^e édition)*. Presses Polytechnique et Universitaires

Romandes (620.11 TRA)

- M. F. Ashby & D. R. H. Jones (2008) *Matériaux : 2. Microstructure, mise en œuvre et conception. (3^e édition)*. Dunod (620.11 ASH)

Vocabulaire anglais

Pour le vocabulaire anglais technique, il est conseillé de consulter le site du Grand Dictionnaire Terminologique (<http://gdt.oqlf.gouv.qc.ca/>)

Chapitre -III-

Traitements thermiques

Table des Matières

III.1	Microstructure et recuit des aciers	78
III.1.1	Microstructure des acier à l'état recuit	78
III.1.2	Modification des microstructures par recuit	91
III.2	Trempe des aciers	95
III.2.1	Introduction et approche expérimentale	95
III.2.2	Transformation martensitique des aciers	103
III.2.3	Bainites	111
III.2.4	Diagrammes TRC et TTT	112
III.2.5	Revenu des aciers	116
III.2.6	Trempabilité des aciers	119
III.3	Traitements thermiques des autres métaux	122
III.3.1	Traitements thermiques des fontes	122
III.3.2	Durcissement et traitements thermiques des alliages non ferreux	123

Objectifs

- Connaître le rôle des différents recuits pour les aciers.
- Connaître le rôle des différents traitements thermiques des métaux.
- Déterminer la microstructure d'un acier trempé à l'aide des diagrammes TTT et TRC.
- Choisir un acier permettant la trempe à cœur.

Exercices types

Recuit des aciers

Question 1 *Quels sont les différents types de recuit ainsi que leur fonction ?*

Trempe des aciers

Question 1 *Quelle est la composition d'un acier eutectoïde ? A la température de 800°C quel est la phase en équilibre ?*

Question 2 *Quels sont les différentes transformations de phase lors du refroidissement d'un acier eutectoïde depuis 800°C jusqu'à la température ambiante pour un :*

- Refroidissement très lent ($\approx 100^\circ\text{C}/\text{heure}$);
- Refroidissement à vitesse moyenne ($\approx 100^\circ\text{C}/\text{min}$);
- Refroidissement rapide ($\approx 10^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$);
- Refroidissement très rapide ($\approx 100^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$).

Question 3 *Que signifient les termes : vitesse de refroidissement critique de recuit ; vitesse de refroidissement critique de trempe et vitesse critique inférieure de trempe.*

Question 4 *Quelles sont les différences entre un transformation diffusive et une transformation displasive ?*

Question 5 *Pour quelles raisons la structure martensitique d'un acier est-elle plus dur que sa structure normalisée ?*

Question 6 *Pourquoi fait-on un revenu après un trempe ?*

Question 7 *Le diagramme TTT d'un acier ordinaire au carbone, eutectoïde à gros grain est donné sur la figure III.1. On soumet des échantillons à un traitement d'auténitisation à 850°C, puis on les trempe vers les points a à f figurant sur le diagramme. Décrivez pour chaque cas la microstructure résultant du traitement thermique.*

Traitements des autres matériaux

Question 1 *Quels sont les traitements thermiques que l'on peut utiliser pour :*

- les fontes ;
- les alliages d'aluminium ;
- les alliages de cuivre.

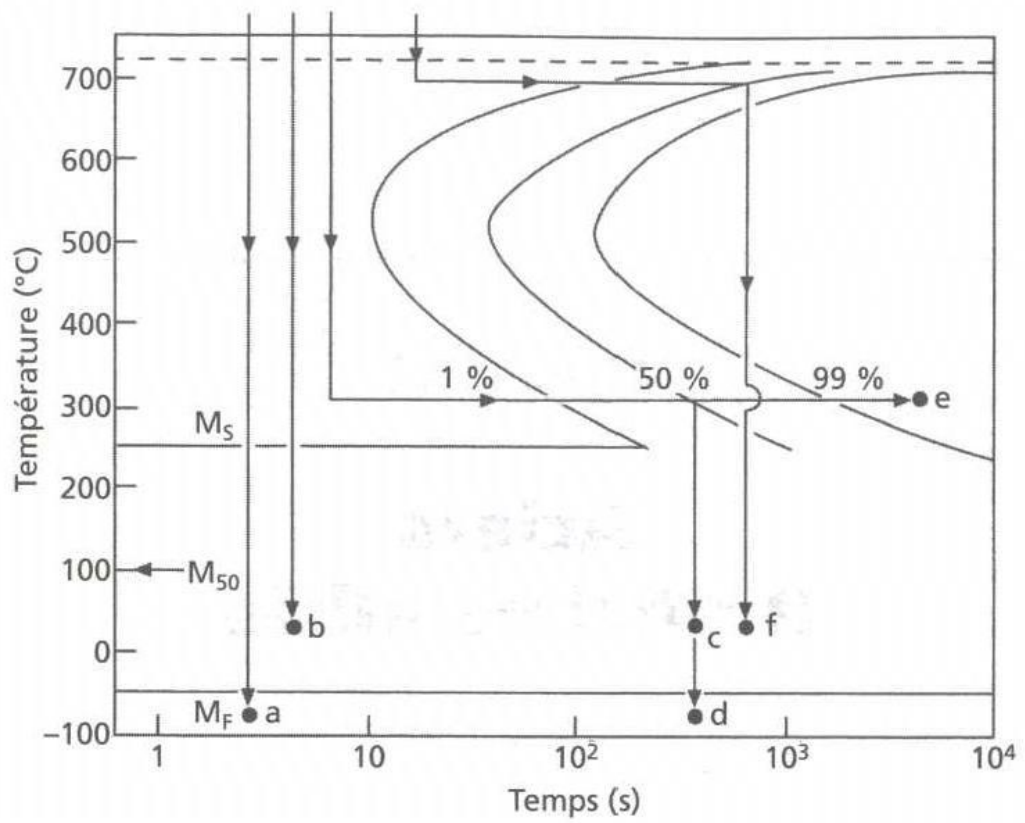


Figure III.1 – Diagramme TTT d'un acier ordinaire.

III.1 Microstructure et recuit des aciers

III.1.1 Microstructure des acier à l'état recuit

Les microstructures des aciers non alliés à l'état recuit peuvent être comprises et interprétées à partir de la lecture du diagramme fer-cémentite. Certaines structures peuvent également être obtenues après quelques manipulations (recuits de normalisation, recuit de globulisation). D'autres sont le résultat d'un refroidissement un peu plus rapide (structures de Widmanstaetten) mais ce sont toujours des structures pour lesquels les phases obtenues sont celles figurant sur le diagramme fer-cémentite. On ne doit pas confondre la microstructure avec des hétérogénéités telles que les inclusions liées à l'élaboration du fer, dont la figure III.2 donne un exemple.

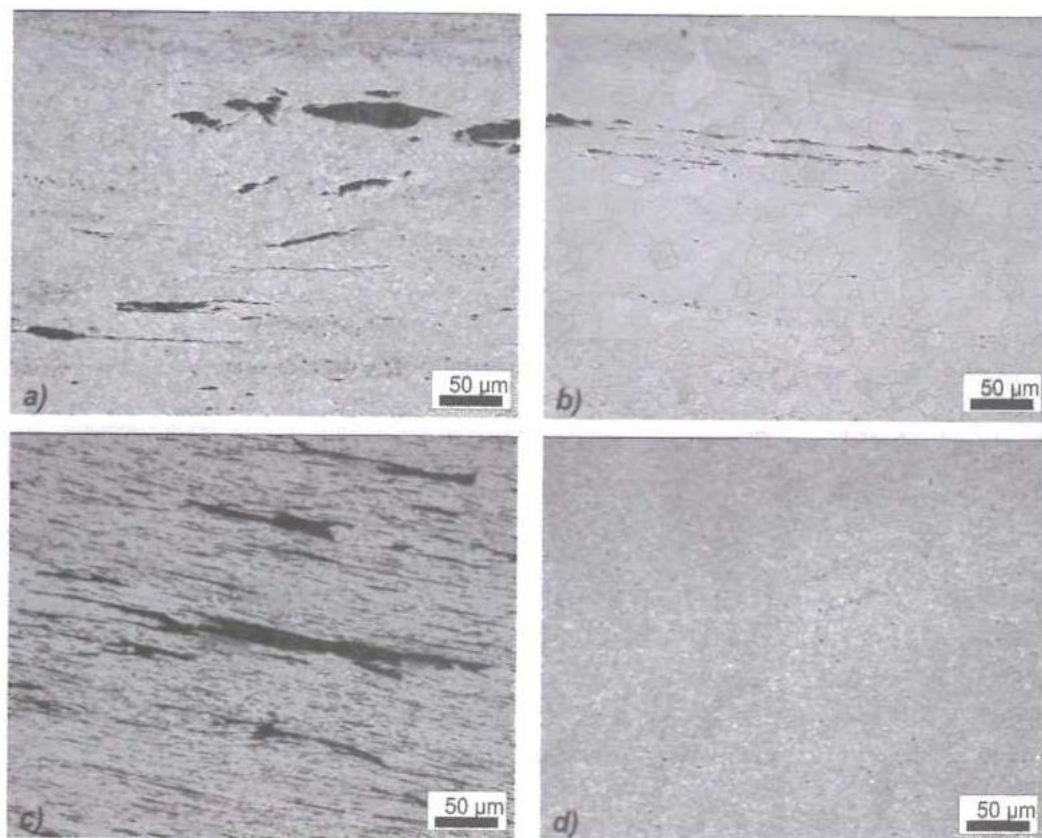


Figure III.2 – Inclusions provenant de l'élaboration du fer : a) Fer gallo-romain (III^e Siècle) ; b) Fer médiéval ; c) Fer puddlé (XIX^e Siècle) ; d) Fer Armco[®] (XX^e Siècle). Le fer puddlé semble inférieur au fer médiéval mais sa productivité était bien plus élevée.

Les inclusions proviennent d'oxydes, de sulfures, de particules arrachées aux réfractaires de l'aciérie. Elles jouent un rôle important dans le comportement du fer, ainsi le fer puddlé casse avec une rupture caractéristique dite cassure en bois pourri mais actuellement on maîtrise correctement les teneurs en inclusions (on parle de propreté de l'acier). Pour des matériaux propres, on constate que les propriétés macroscopiques des alliages métalliques dépendent de tous les éléments microscopiques : taille et forme des grains, nature des phases en présence. Pour contrôler les propriétés mécaniques des aciers, il faut maîtriser tous les paramètres de leurs microstructures.

III.1.1.1 Evolution des microstructures avec la teneur en carbone

Pour comprendre les microstructures il faut suivre le refroidissement des aciers. Les aciers se solidifient directement en austénite monphasée γ sauf pour les faibles teneurs en carbone pour lesquelles il y a d'abord solidification en ferrite δ puis transformation péritectique $\delta \rightarrow \gamma$. Le diagramme de la figure III.3 est le diagramme fer-cémentite sur lequel on a indiqué les constituants de structure.

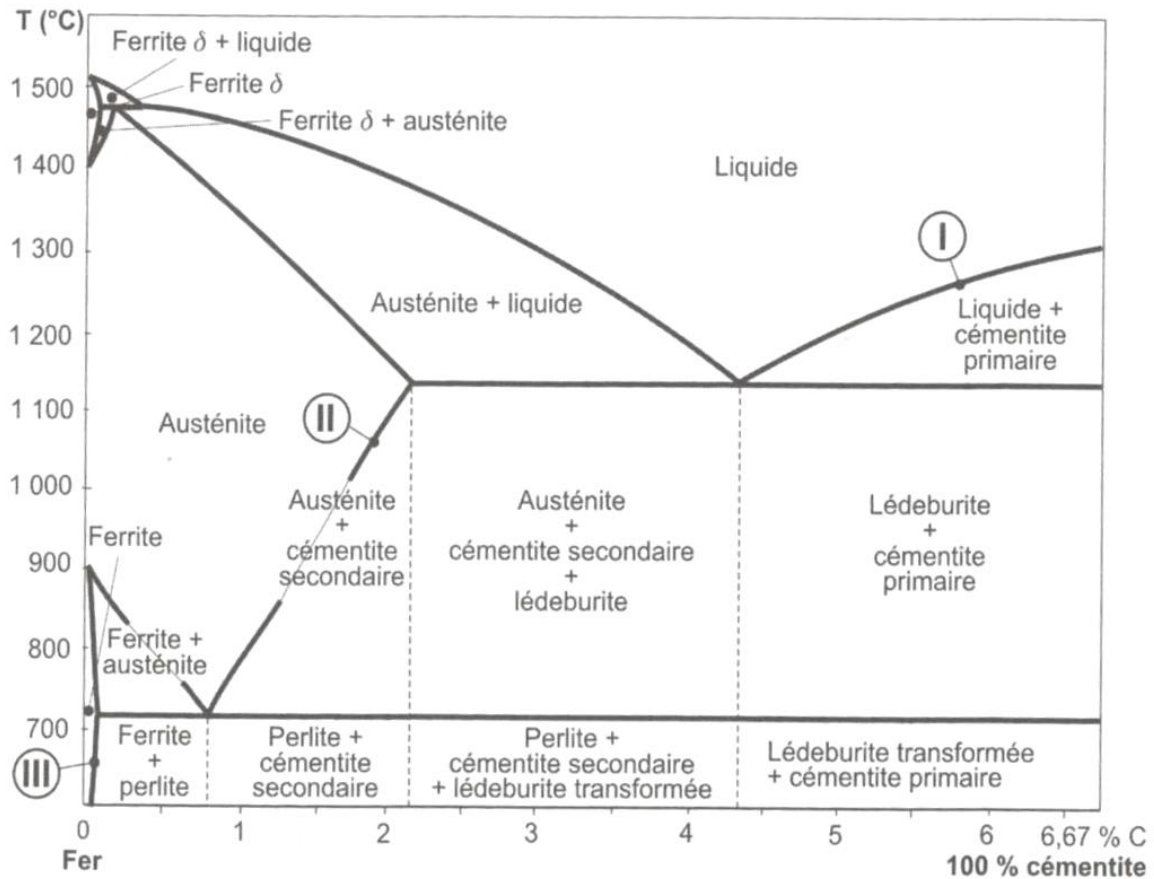


Figure III.3 – Diagramme fer cémentite faisant apparaître les constituants de structure. Le franchissement des lignes marquées I, II et III correspond à l'apparition de cémentites désignées respectivement par cémentite primaire, cémentite secondaire et cémentite tertiaire.

La cémentite primaire, la cémentite secondaire et la cémentite tertiaire sont toutes trois monphasées et formées de la même cémentite mais elles présentent des aspects particuliers qui permettent à un observateur exercé de les identifier.

Les micrographies qui suivent tout au long de cet ouvrage ont été obtenues essentiellement par microscopie optique, parfois par microscopie électronique à balayage. Le contraste permettant de mettre en évidence les constituants de structure est obtenu par attaque chimique de surfaces polies à l'aide de picral ou de nital (pour les aciers). Il correspond à la création de reliefs par attaque sélective d'une phase ou de l'interface entre deux phases.

La formation des grains δ ou γ est dendritique. L'acier n'est pas homogène après solidification mais la teneur en carbone s'uniformise par diffusion pendant

le refroidissement, ou lors de recuits d'homogénéisation. Soufre et phosphore, qui diffusent moins bien, conservent leur distribution hétérogène due à la ségrégation interdendritique.

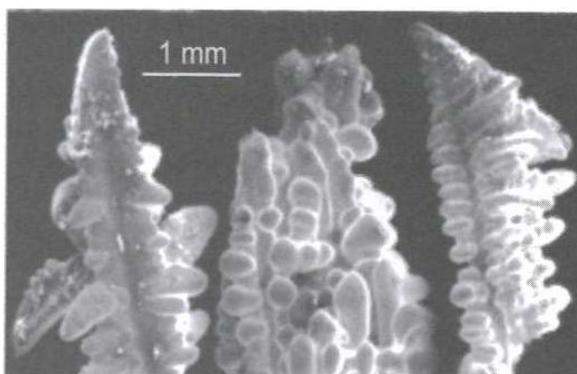


Figure III.4 – Image MEB de dendrites provenant de la poche de retassure d'un lingot d'acier.

Lors du franchissement des lignes de transformation, la nouvelle phase se forme aux joints de grains de l'ancienne phase. La cristallisation est aidée par les impuretés présentes qui se trouvent rassemblées aux joints de grains par la ségrégation. La cristallisation se produit simultanément en différents points de ces joints de grains, ce qui amène la multiplication des grains de la nouvelle phase et, par conséquent, l'affinage de la taille de grain. On sait visualiser les grains austénitiques par différentes méthodes : oxydation des joints de grains à chaud, métallographie électronique qui permet de visualiser les traces des impuretés présentes sur les anciens joints de grains (Figure III.5).

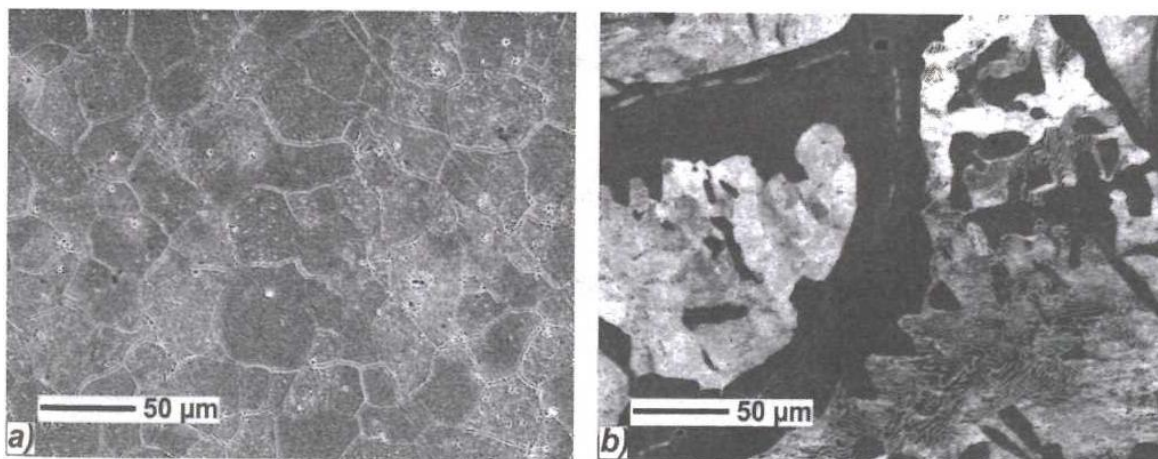


Figure III.5 – Visualisation du grain austénitique : a) On chauffe sous vide un échantillon d'acier poli dans le domaine austénitique et l'on marque les joints de grains par oxydation (brève injection d'oxygène); b) la métallographie électronique peut permettre de visualiser les traces des impuretés présentes sur les anciens joints de grains.

Le franchissement des lignes de transformation permet de régénérer le grain des aciers, ce qui n'est pas possible dans les matériaux ne possédant pas de transformations

allotropiques (cuivre, aluminium). Dans le cas des aciers à bas carbone la taille de grain est réduite lors de la transformation péritectique. Pour des teneurs plus élevées le grain est obtenu directement dans le domaine austénitique et n'est pas modifié avant d'atteindre Ar_3 .

La figure III.6 présente un extrait de la figure III.3 limité aux aciers. Par le terme acier au carbone, on désigne un alliage de fer et de carbone ne contenant pas d'éléments d'alliage sauf les éléments présents après l'élaboration (Mn, traces de soufre, de phosphore, de cuivre...), dans les teneurs admises par les normes.

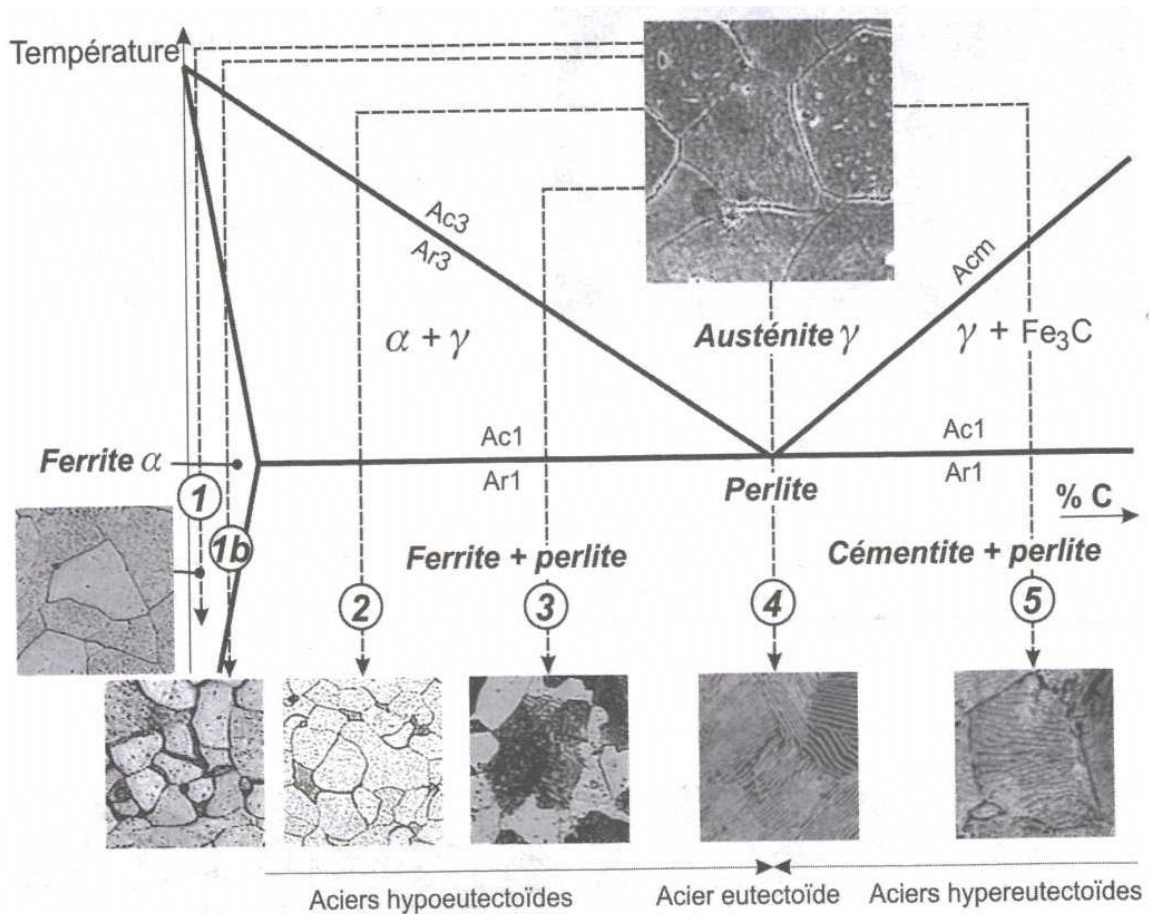


Figure III.6 – Microstructures des aciers non alliés ($C \leq 2.1\%$).

a) Aciers monphasés à très basse teneur en carbone

Lorsque l'alliage a une très faible teneur en carbone sa structure est monphasée, elle est formée de cristaux de ferrite : cas (1) de la figure III.6. Cette ferrite est souvent désignée sous le terme de fer doux (utilisé autrefois en électromécanique et en téléphonie) ou par le nom commercial de fer Armco®. Lorsque la teneur en carbone est telle qu'au refroidissement le trajet du point figuratif coupe la limite de solubilité du carbone dans la ferrite, il y a alors dépôt de cémentite tertiaire : cas (1b). Cette cémentite se dépose aux joints de grains de la ferrite et se manifeste sous le microscope par un dédoublement de ces joints de grains formant un liseré (Figure III.7) fragilisant le métal lorsqu'il est continu.

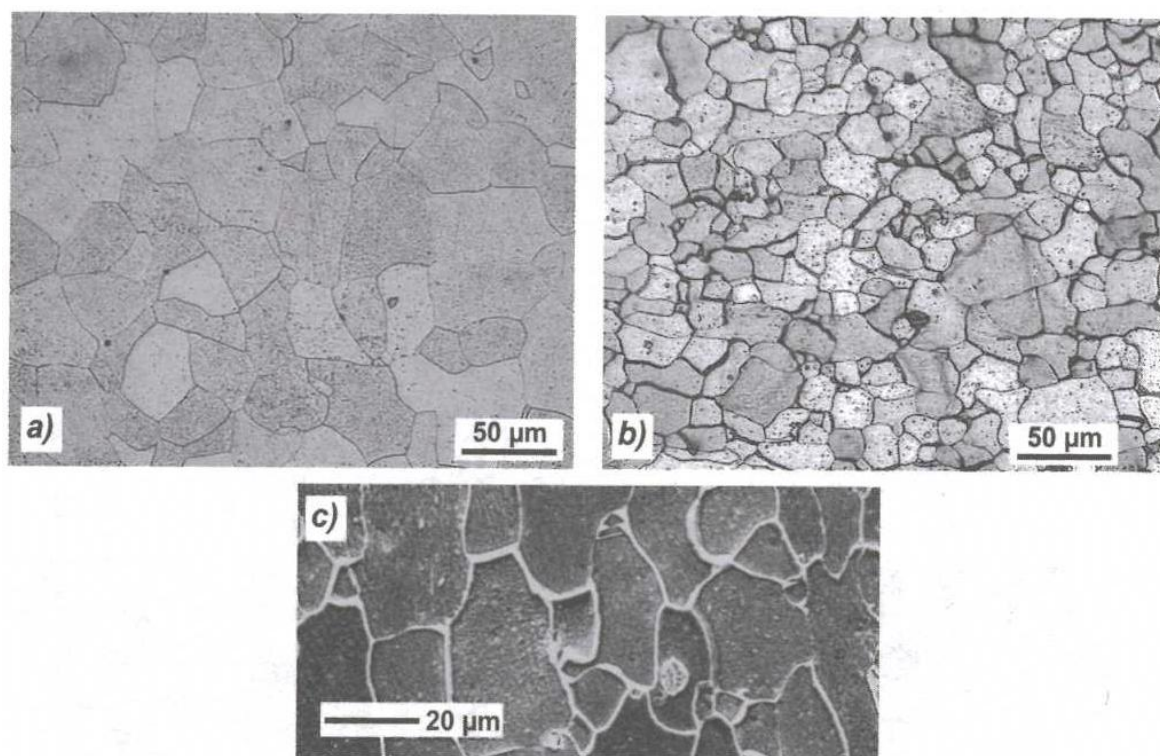


Figure III.7 – Aspects de la ferrite : a) Ferrite normale monphasée (micrographie optique); b) Ferrite avec cémentite tertiaire ayant précipité aux joints de grains et formant un liseré visible en micrographie optique; c) Observation de la cémentite tertiaire en microscopie électronique à balayage : la cémentite apparaît sous forme d'un ruban blanc en relief car elle est moins attaquée que la ferrite par les réactifs métallographiques.

b) Aciers hypoeutectoïdes

A partir de A_{r3} , la ferrite commence à apparaître, conformément au diagramme de phases. Les cristaux de ferrite se forment sur les joints de grains austénitiques, de préférence aux joints triples (position la plus favorable pour minimiser l'énergie libre du système) et se développent jusqu'à A_{r1} . A cette dernière température, l'austénite restante se transforme en perlite (eutectoïde ferrite-cémentite). La ferrite formée entre A_{r3} et A_{r1} est appelée ferrite proeutectoïde.

Le cas (2) de la Figure III.6 correspond à une faible teneur en carbone et la microstructure est essentiellement constituée de cristaux de ferrite et de quelques plages de perlite.

Dans le cas (3) de la Figure III.6 la teneur en carbone est plus importante et l'on obtient une microstructure en cellules : la ferrite occupe totalement le pourtour des anciens grains austénitiques, formant des cellules qui enferment la perlite.

Les microstructures peuvent être observées au microscope métallographique après attaque au picral comme l'illustre la figure III.9.

On peut évaluer la teneur en carbone d'un acier hypoeutectoïde non allié par simple observation métallographique. Selon cette teneur en carbone on passe du fer pur à la

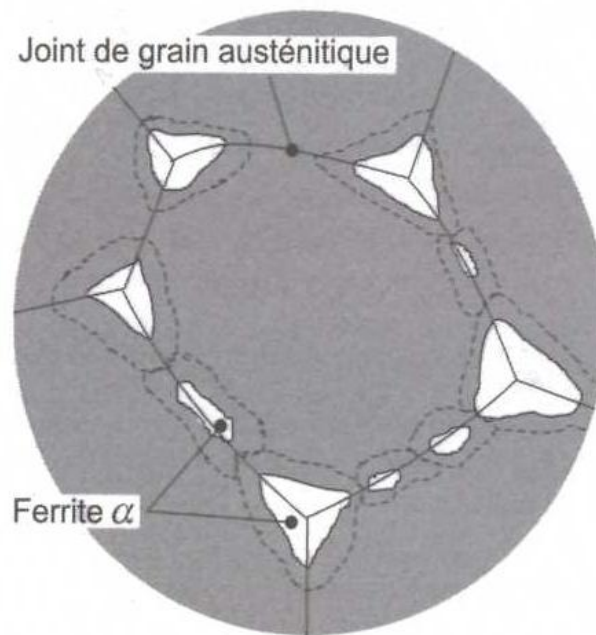


Figure III.8 – Formation de ferrite aux joints de grains de l'austénite.

perlite eutectoïde à 0.77 % C. On peut montrer que le rapport des surfaces de la ferrite et de la perlite sur une coupe métallographique est pratiquement égal au rapport des volumes de ces constituants.

Il faut limiter le grossissement afin d'avoir une vue d'ensemble représentative.

La figure III.10 précise le mécanisme de formation de la perlite : ce mécanisme est le même pour la perlite des aciers hypo et hypereutectoïdes. La perlite se développe en îlots ou colonies qui se forment simultanément en différents points des joints de grains de l'austénite. La formation de perlite débute par celle d'un cristal de cémentite Fe_3C . Les lamelles de fer α germent ensuite sur les lamelles de cémentite (germination coopérative). La perlite est le constituant habituel des aciers obtenus en conditions industrielles de refroidissement, sa structure lamellaire dépend de la vitesse de refroidissement.

Chaque colonie de perlite continue de croître jusqu'à ce qu'elle interfère avec une autre colonie. Le rôle joué par la diffusion du carbone explique que la perlite est d'autant plus fine que la vitesse de refroidissement est plus grande. La perlite ne contient que 14 % de cémentite et, par conséquent, les lamelles de ferrite sont beaucoup plus larges que les lamelles de cémentite mais ceci ne peut être observé qu'à l'aide de réactifs appropriés (picrate de soude). Les réactifs courants (picral et nital) créent des effets de relief qui donnent l'impression que les lamelles de cémentite ont même largeur que celles de ferrite.

Le cas (4) de la Figure III.6 correspond à une structure eutectoïde (uniquement de la perlite).

c) Alliages hypereutectoïdes

Lorsque la température descend sous A_{r_m} , il y a précipitation de cémentite proeutectoïde qui forme un réseau aux joints de grains de l'austénite : cas (5) de la

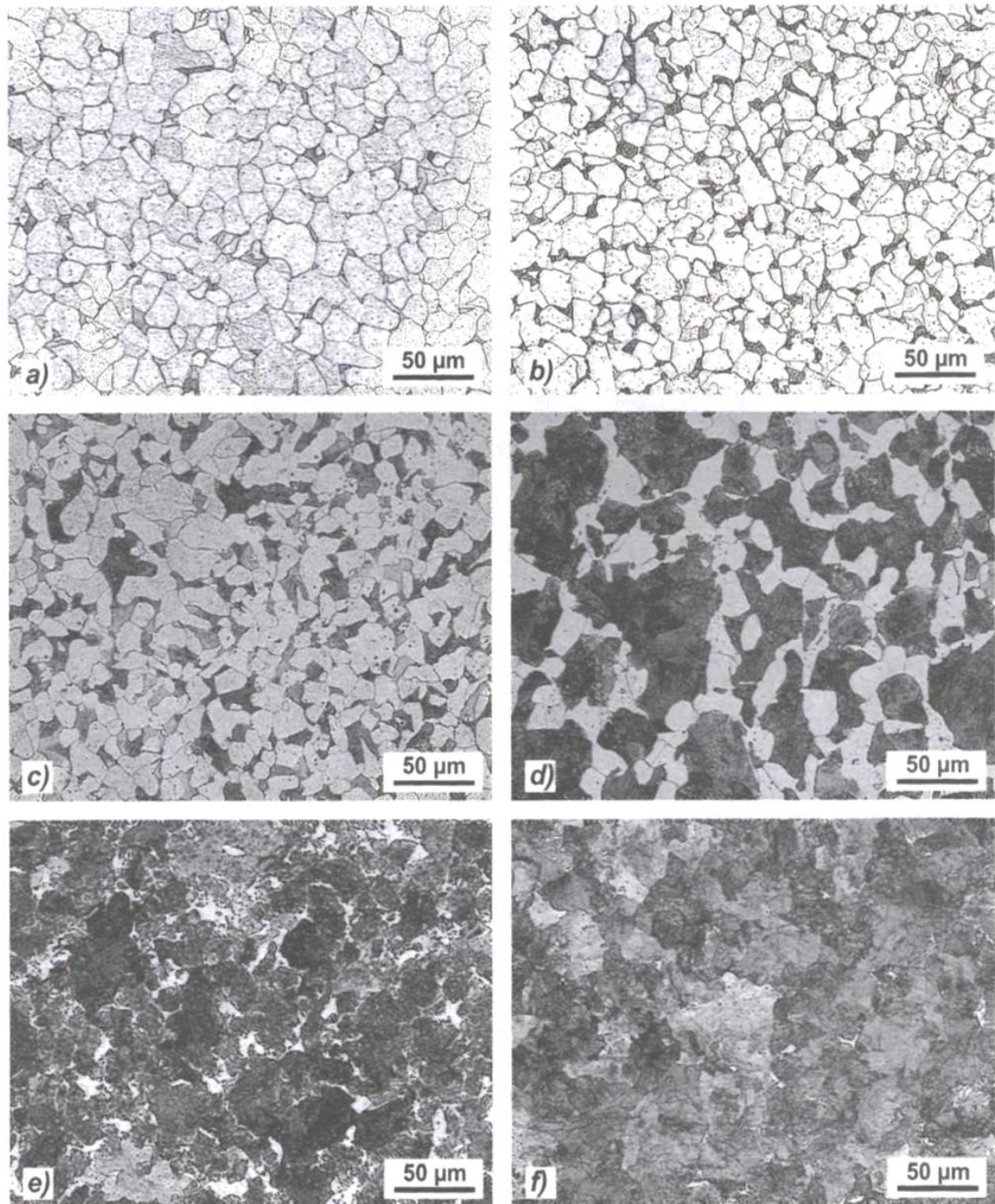


Figure III.9 – Aciers hypoeutectoïdes : a) Acier à 0.10 % C ; b) Acier à 0.18 % C ; c) Acier à 0.38 % C ; d) Acier à 0.48 % C ; e) Acier à 0.55 % C ; f) Acier à 0.65 % C.

Figure III.6. L'eutectoïde se forme à son tour en Ar_1 .

Cette structure cellulaire est la structure normale après refroidissement des aciers hypereutectoïdes mais elle est inutilisable sous cette forme car en raison de la dureté et de la fragilité de la cémentite tout usinage et toute déformation sont impossibles. Dans la suite on verra qu'on peut les recuire pour transformer la cémentite en globules. Les aciers hypereutectoïdes sont généralement utilisés comme aciers à outils, à limes, pour

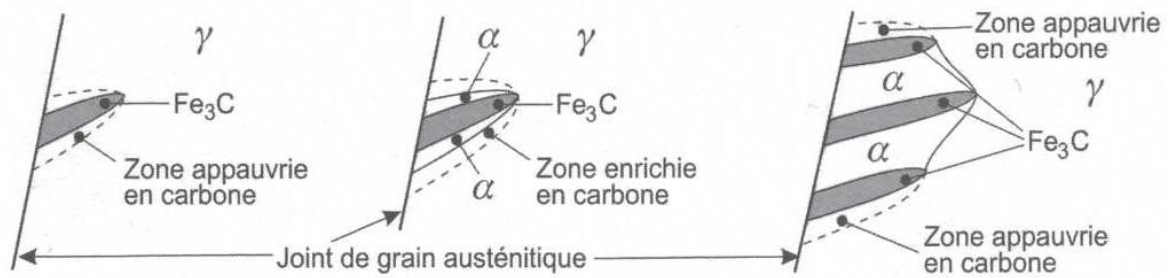


Figure III.10 – Etapes de la formation de la perlite : Un premier cristallite de cémentite se développe dans une direction à peu près perpendiculaire au joint de grain. L'austénite environnante s'appauvrit en carbone. Le cristallite de cémentite continue à croître et de la ferrite se forme dans la zone appauvrie en carbone. Le carbone maintenant en excès est refoulé autour de la ferrite en créant une zone marginale enrichie. Dans la zone marginale il y a formation de nouvelles lamelles de cémentite, puis de ferrite. . .

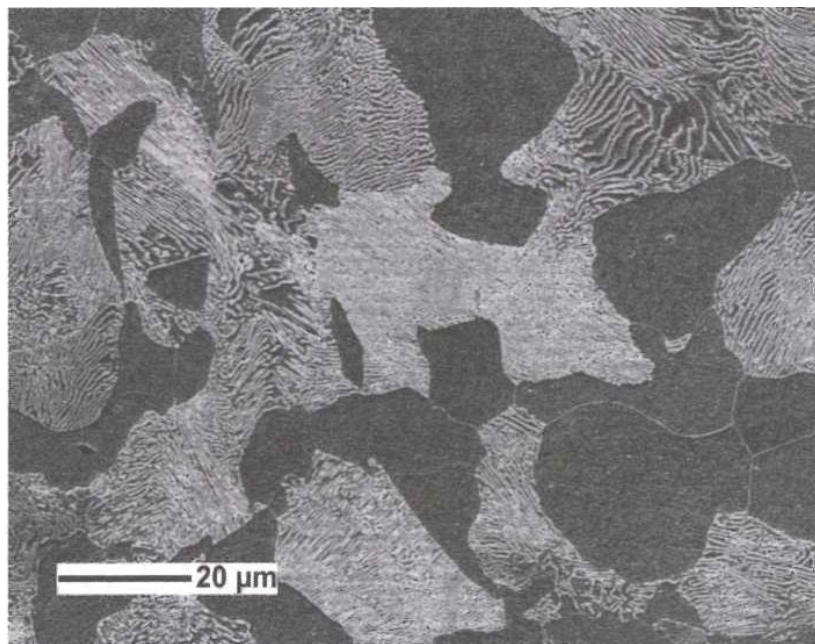


Figure III.11 – Acier hypoeutectoïde, après attaque au picral, observé avec un microscope électronique à balayage (ferrite en noir, cémentite en blanc). L'impression de variations de l'écartement des lamelles de perlite correspond à des différences d'orientation des colonies. Le marquage des joints de grains de la ferrite correspond à des écarts de hauteur des grains car la vitesse d'attaque dépend de leur orientation.

lames de rasoirs (sous forme globulaire). Ils sont très concurrencés par les aciers alliés.

La figure III.13 compare un acier hypoeutectoïde et un acier hypereutectoïde. On remarquera particulièrement l'apport des techniques de microdureté pour la compréhension des microstructures.

Le réactif (picral) a attaqué les interfaces sans colorer les phases : la ferrite proeutectoïde, de forme convexe, (a) et la cémentite proeutectoïde, d'allure crénelée, (b) sont toutes deux blanches. On voit par la taille des empreintes que la perlite à

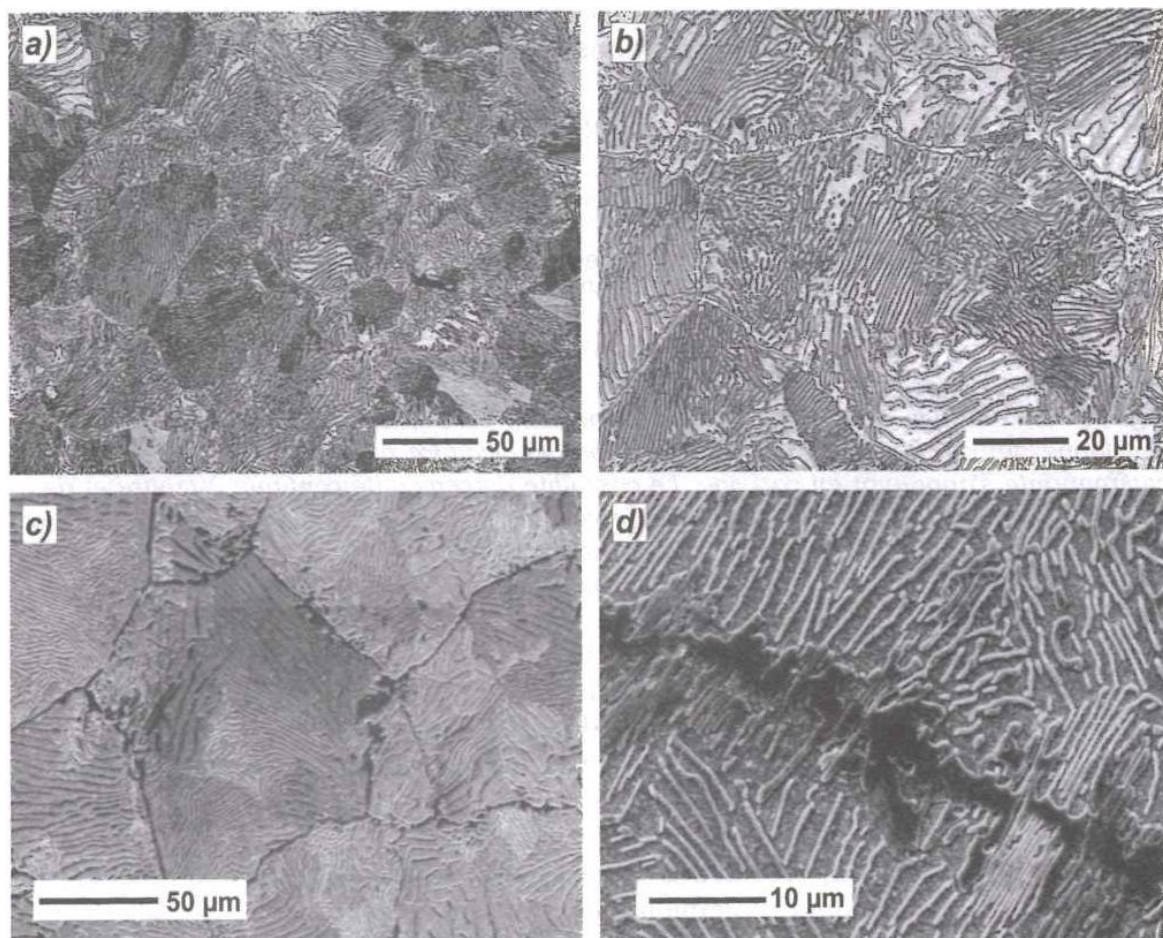


Figure III.12 – Acier hypereutectoïde à 1.2 % C : a) et b) Micrographies optiques visualisant les interfaces entre cémentite et ferrite ; c) et d) Micrographies électronique à balayage. En raison du relief et du mode de contraste, les phases “enterrées” comme la ferrite et la cémentite du réseau apparaissent en noir alors que les phases “déchaussées” par l’attaque comme la cémentite de la perlite apparaissent en clair car elles sont traversées par les électrons. Sur la micrographie d) remarquer que les lamelles de cémentite sont moins larges que celles de ferrite, observer également la forme “crénelée” de la cémentite du réseau et le raccordement des lamelles de cémentite de la perlite avec celle du réseau.

la même dureté dans les deux aciers, que la ferrite est la phase la moins dure et la cémentite la plus dure.

III.1.1.2 Microstructure industrielles

Certains problèmes qui semblaient définitivement résolus reviennent par le biais de la mondialisation. Il faut donc les évoquer d’autant plus qu’il faut souvent pouvoir faire l’expertise d’une avarie survenue sur un matériel ancien.



Figure III.13 – Comparaison des microstructures, a) d'un acier hypoeutectoïde et, b) d'un acier hypereutectoïde. Ces images sont prises à l'aide d'un microdurimètre qui est un microscope optique équipé d'un dispositif de mesure de dureté Vickers (diamant en forme de pyramide à base carrée) utilisant de très faibles charges. Les graduations verticales sont espacées de 25 μm .

a) Impuretés et gaz dissous

Certains éléments se retrouvent dans les aciers en raison de leur mode d'élaboration : silicium, manganèse, phosphore, soufre, oxygène, azote. . .ou peuvent être introduits lors de leur mise en œuvre : hydrogène.

En dessous de certaines teneurs limites les aciers sont considérés comme non alliés. Les normes fixent ces limites à : $\text{Si} \leq 0.5\%$, $\text{Mn} \leq 1.65\%$, S et $\text{P} \leq 0.05\%$. Les aciéristes cherchent à rester en deçà de ces valeurs, on ne rencontre jamais d'aciers contenant à la fois tous ces éléments avec les teneurs indiquées.

On peut également retrouver du cuivre ($\text{Cu} \leq 0.4\%$), de l'étain, du nickel et du molybdène provenant du recyclage des aciers. Tous les autres éléments sont éliminés lors de l'élaboration, dans les fumées ou dans les laitiers et ne sont pas vraiment valorisés, pour l'instant.

L'étain qui provient du fer blanc (boîtes de conserve) n'est pas éliminé en raison de

la part faible et décroissante des aciers étamés par rapport à la production mondiale. Le cuivre n'est également pas éliminé en aciérie et sa teneur moyenne augmente régulièrement au fil des ans en raison du recyclage des automobiles. La solution se situe certainement au niveau de la conception des objets et de leur recyclage.

Silicium : soluble dans l'austénite et dans la ferrite jusqu'à 5 %, le silicium est un élément introduit comme désoxydant énergique dans les aciers calmés mais peut toutefois favoriser un grossissement du grain lors des traitements thermiques. La formation de SiO_2 le rend défavorable à une bonne soudabilité (teneur limitée à 0.15 ou 0.20 % dans les aciers soudables).

Manganèse : Il est particulièrement soluble dans la ferrite, le surplus donne le carbure Mn_3C qui s'associe à la cémentite Fe_3C qu'il rend plus stable. Le manganèse peut provenir de la fonte de haut fourneau mais surtout des additions de désoxydation. Le manganèse a peu d'influence sur les propriétés mécaniques. Lors de l'élaboration de l'acier le manganèse favorise l'élimination, sous forme de silicates, de la silice formée dans les aciers calmes au silicium. Les oxydes et sulfures de manganèse sont légers et peuvent bien s'éliminer du métal tant qu'il est liquide, il peut toutefois rester des inclusions. Le manganèse favorise l'attaque des réfractaires en aciérie, ce qui peut amener également des inclusions. La présence du manganèse est favorable dans les aciers devant être soudés : il faut au moins 0.3 % de Mn dans les aciers pour chaudières.

Le manganèse est le principal élément qui rend les aciers radioactifs sous l'action des neutrons thermiques (formation d'isotopes radioactifs). Pour la construction des cuves de réacteurs nucléaires on a mis au point des aciers ne contenant pas plus de 0.1 % de Mn.

Soufre : le soufre est peu soluble dans les aciers mais peut former un eutectique qui fond à 988°C et un oxysulfure ($\text{FeS} - \text{FeO}$) qui fond à 940°C. Le soufre tend à créer autour des grains du métal un réseau facilement fusible qui concerne tous les grains à partir de 0.3 % de soufre. L'acier se rompt alors si l'on tente de le travailler à chaud : on dit que l'acier est rouverin. Le rouverin est éliminé par la présence de manganèse qui s'empare du soufre pour donner le sulfure MnS beaucoup moins fusible en formant de simples inclusions dans le métal. On limite la teneur en soufre lors de l'affinage des aciers de qualité à des valeurs de 0.01 %. Un acier contenant du soufre, même en présence de manganèse, ne doit pas être travaillé à chaud au-delà de 1 200°C. Le soufre ne diminue pas la résistance à la traction en long mais diminue les caractéristiques en travers et abaisse la résilience à froid.

Dans certains aciers destinés à la réalisation de petites pièces usinées de faibles caractéristiques mécaniques (aciers de décolletage) on introduit volontairement du soufre (0.1 à 0.4 %) ou bien on ne désulfure pas complètement l'acier : ce soufre crée de grosses inclusions qui favorisent l'usinage en permettant la fragmentation des copeaux (cette addition est également possible avec certains aciers inoxydables).

Phosphore : il est faiblement soluble dans la ferrite (0.25 % à 500°C) qu'il rend légèrement plus dure et moins ductile mais surtout plus fragile (transition de résilience décalée vers les températures plus élevées). Cette fragilité se maintient après traitement thermique (trempe et revenu).

Le phosphore favorise le grossissement du grain et l'apparition des structures de Widmanstaetten. Le phosphore tend à chasser le carbone de la ferrite (effet de ségrégation inverse). On limite le phosphore à des teneurs de l'ordre de 0.05 % (on rappelle qu'on ne fabrique plus d'acier à partir de minerai phosphoreux).

Cuivre : sa solubilité est de 0.4 à 0.5 % dans la ferrite à température ambiante. En quantités excessives et en l'absence de manganèse il peut également entraîner une fragilisation à chaud (rouverin) aggravée en présence d'étain.

Si le cuivre est en teneur supérieure à la limite de solubilité il peut y avoir un vieillissement (modification progressive des propriétés mécaniques) causé par la précipitation progressive du cuivre (le cuivre ayant été mis en solution sursaturée à la suite d'un recuit préalable). Ce phénomène est exploité dans les aciers au cuivre. En pratique les teneurs actuelles de cuivre (en tant qu'impureté) dans les aciers ne créent aucun inconvénient (rouverin ou vieillissement).

Oxygène : la solubilité de l'oxygène (non combiné) dans l'acier est très faible (de l'ordre de 0.01 à 0.08 % à la température de fusion et inférieure à 0.006 % à l'état solide). Tout acier contient de l'oxygène fixé de diverses façons (FeO, MnO, SiO₂, Cr₂O₃, Al₂O₃...). L'oxygène total est difficile à doser et son rôle est différent selon son mode de fixation. On rappelle que l'on désoxyde l'acier en fin d'affinage par l'opération de calmage.

Azote : il peut se trouver dans l'acier sous forme de nitrures (les nitrures de fer sont très durs et recherchés lors des opérations de nitruration) mais aussi partiellement sous forme de solution d'insertion. Dans ce cas l'azote rend l'acier sensible au vieillissement après écrouissage. Le vieillissement des aciers se manifeste, au bout d'un temps compris entre quelques jours et un mois, par divers phénomènes : légère augmentation de dureté, importante chute de résilience, réapparition d'un palier d'élasticité sur les aciers écrouis... On l'explique par un ancrage des dislocations par les atomes d'azote.

Les aciers calmés sont insensibles au vieillissement car l'azote est fixé (le silicium donne Si₃N₄, l'aluminium donne AlN). Ces problèmes concernaient surtout les aciers élaborés par le procédé Thomas (soufflage d'air lors de la conversion de la fonte en acier).

Hydrogène : il peut être introduit dans les aciers au moment de l'élaboration, par l'utilisation de matières premières humides ou rouillées, de réfractaires insuffisamment desséchés mais peut aussi être introduit au cours de la mise en œuvre du métal (soudure, traitements de surface).

L'hydrogène se place en solution d'insertion dans le fer on (sites tétraédriques). Ce gaz n'arrive pas à s'éliminer assez vite et se fixe préférentiellement sur des défauts cristallins (dislocations). Il crée des pressions locales très importantes (plusieurs milliers de bars) qui sont à l'origine de problèmes de fissuration et de ruptures différées des pièces sous contrainte. On peut obtenir des aciers avec très peu d'hydrogène grâce aux techniques d'affinage en poche (barbotage d'argon, traitement sous vide).

Le cas du chargement en hydrogène lors de traitements électrolytiques est à l'origine de problèmes toujours très actuels : les traitements doivent être suivis d'un dégazage de l'ordre de 200 °C) effectué très rapidement avant

que l'hydrogène, introduit sous forme atomique pendant l'électrolyse, devienne moléculaire.

La rupture des pièces a lieu sous la forme de fissures qui progressent par bonds à cause de la diffusion de l'hydrogène vers le fond de la fissure.

b) Structure de Widmanstaetten

Dans ce qui précède on a vu que la ferrite se formait aux joints de grains de l'austénite sous forme de grains équiaxes (structure cellulaire), afin de minimiser son énergie superficielle, conformément aux lois de la thermodynamique. La ferrite contient très peu de carbone et, par conséquent, sa formation s'accompagne d'une libération de carbone. Ce dernier diffuse en enrichissant l'austénite autour de la ferrite, ce qui favorisera ensuite la transformation austénite \rightarrow perlite. La diffusion est un phénomène faisant intervenir le temps. En fait le carbone diffuse plus vite selon les plans $\{111\}$ de l'austénite qui correspondent aux plans $\{110\}$ de la ferrite (Figure III.14a). Si la vitesse de refroidissement imposée à l'acier n'est pas trop élevée, la ferrite aura une croissance équiaxe mais si la vitesse est plus élevée la ferrite ne pourra se développer que selon des aiguilles suivant les plans de diffusion préférentielle (Figure III.14b), c'est la structure aciculaire ou structure de Widmanstaetten.

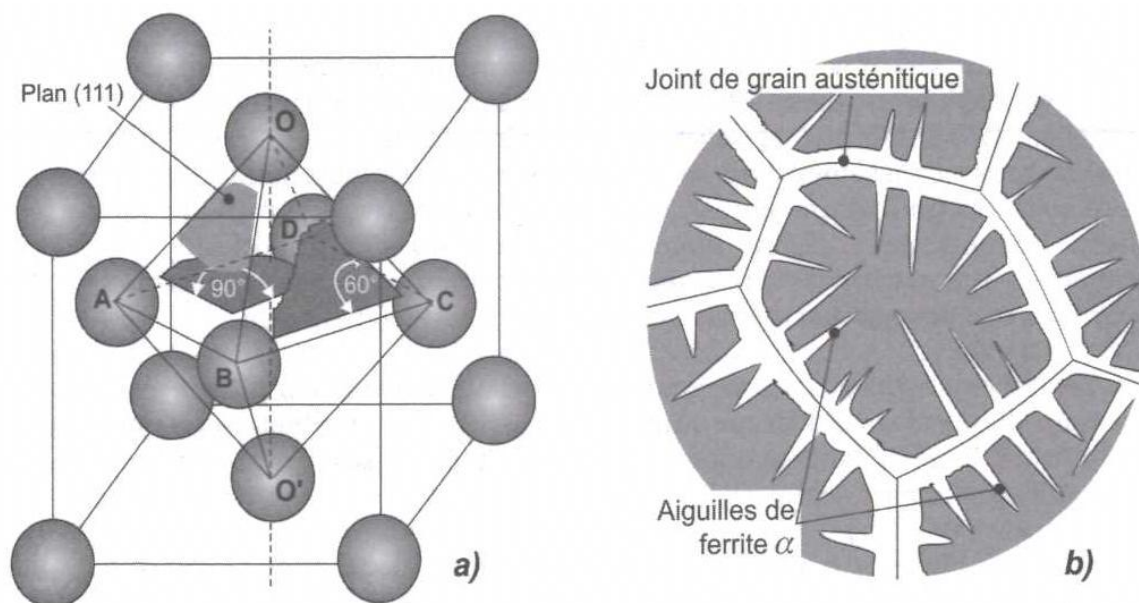


Figure III.14 – Formation des structures de Widmanstaetten : a) Plans de diffusion préférentielle du carbone dans l'austénite. b) Ferrite en aiguilles.

La largeur de ces aiguilles augmente jusqu'au point Ar_1 . Selon la position du plan de coupe ces aiguilles apparaissent enchevêtrées, faisant souvent entre elles des angles de 90 ou de 60°. Des considérations géométriques élémentaires expliquent ces angles de 60 et 90° entre les aiguilles de ferrite selon que le plan de coupe de la micrographie est parallèle à une face de l'octaèdre OABCO' ou perpendiculaire à l'axe OO'.

On peut aussi trouver des structures intermédiaires entre la structure cellulaire et la structure aciculaire. La structure de Widmanstaetten a des propriétés mécaniques

médiocres. On doit toujours rechercher la structure cellulaire. Cette structure dépend de la taille du grain austénitique initial, de la vitesse de refroidissement et de la teneur en carbone :

- Pour une faible teneur en carbone et une faible vitesse de refroidissement on obtient la structure cellulaire de la ferrite mais si la vitesse de refroidissement et la teneur en carbone augmentent les cristaux tendent progressivement vers la structure aciculaire.
- Pour des vitesses de refroidissement assez élevées et un grain austénitique relativement gros, on favorise la structure aciculaire quelle que soit la teneur en carbone.

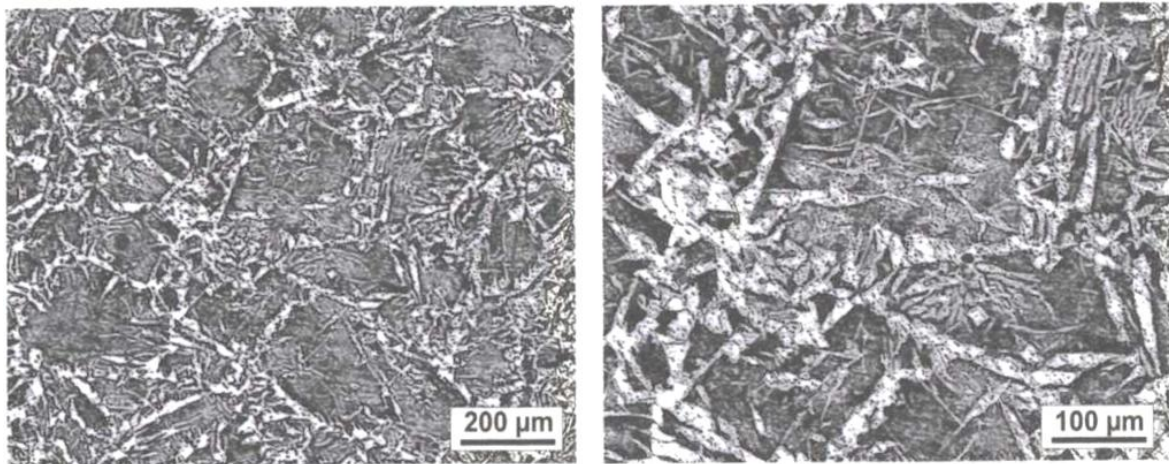


Figure III.15 – Micrographies d’une structure de Widmanstaetten.

La structure de Widmanstaetten est souvent obtenue dans les aciers bruts de coulée non recuits, elle peut apparaître accidentellement lors de transformations de l’acier, par exemple à la suite de soudures.

III.1.2 Modification des microstructures par recuit

Recuire un acier est une opération qui consiste à lui faire subir un cycle de chauffage jusqu’à une température convenable avec maintien à cette température suivi d’un refroidissement lent. Un recuit a pour effet(s) de modifier la microstructure de l’acier et/ou de relaxer ses contraintes internes et de stabiliser les dimensions des pièces. Il peut être conduit dans des buts différents, on distingue :

- les recuits d’homogénéisation sur les lingots ;
- les recuits de régénération du grain ;
- les recuits d’adoucissement ;
- les recuits de détente et de stabilisation ;
- les recuits de recristallisation après écrouissage.

Les recuits sont conduits à des températures très différentes selon le but recherché (Figure III.16) :

- recuits de stabilisation et de détente et recuit de recristallisation après écrouissage en dessous d’ A_{c1} ,
- recuit d’adoucissement au voisinage d’ A_{c1} ,

- recuit de régénération de grain (recuit de normalisation) et recuit d'homogénéisation au-dessus d' A_{c3} .

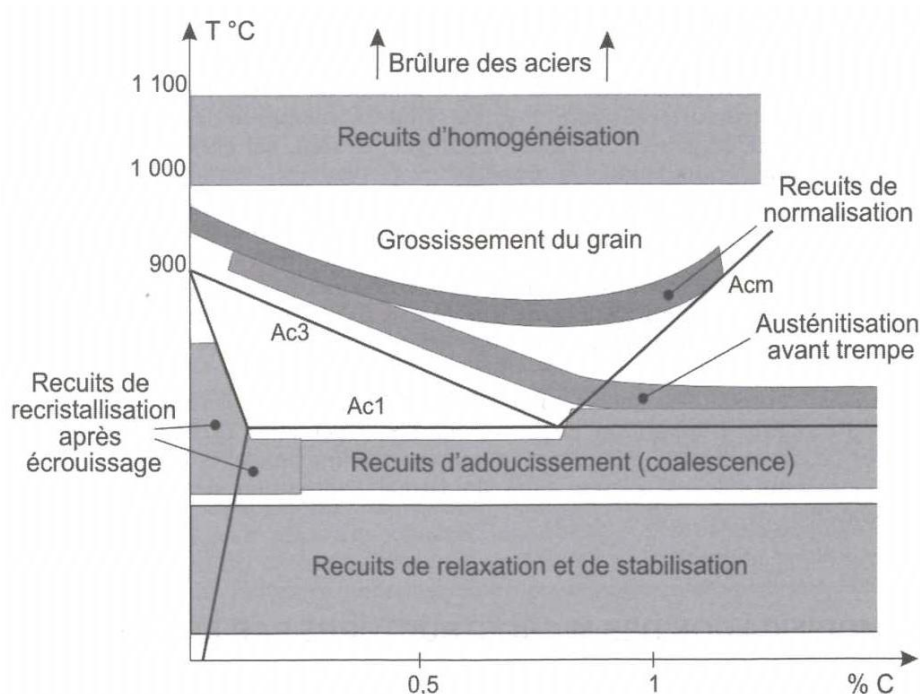


Figure III.16 – Domaines de températures correspondant aux différents types de recuits. Pour permettre des comparaisons on a ajouté le domaine de l'austénitisation avant trempe en fonction de la teneur en carbone et signalé les zones qui conduisent à un grossissement du grain et celles qui conduisent à la brûlure de l'acier.

III.1.2.1 Les recuits d'homogénéisation

Les recuits d'homogénéisation s'appliquent aux aciers bruts de coulée ou aux pièces en acier moulé et se font en aciérie. Le refroidissement après coulée est trop rapide et l'austénite n'est pas homogène (en particulier, répartition non homogène du carbone). Ces recuits d'homogénéisation après coulée et avant tout laminage ou corroyage doivent être menés à température aussi élevée que possible pour favoriser la diffusion sans toutefois que l'acier soit brûlé ($A_{c3} + 200^{\circ}\text{C}$). Le grain grossit fortement mais est régénéré pendant le corroyage.

III.1.2.2 Les recuits de recristallisation après écrouissage

Les recuits de recristallisation après écrouissage concernent les aciers qui ont été déformés au-delà de l'écrouissage critique. C'est le cas des aciers laminés à froid.

III.1.2.3 Recuits de régénération du grain

Comme nous le savons bien, il est essentiel d'obtenir un grain ferritique très fin pour avoir des caractéristiques mécaniques élevées (limite d'élasticité et résilience). La

figure III.17 montre que la taille des cellules est fonction de celle du grain austénitique, qui peut être relativement gros pour différentes raisons :

- traitements de l'acier à haute température (recuits d'homogénéisation, forgeage, traitements thermo-chimiques de cémentation à haute température, zone affectée thermiquement des soudures...);
- influence des éléments d'addition de l'acier qui peuvent être classés en deux catégories : ceux qui favorisent le grossissement du grain (essentiellement le silicium) et ceux qui s'opposent au grossissement du grain (essentiellement le nickel mais aussi le chrome, le vanadium et le tungstène).
- Le gros grain n'est recherché que dans les tôles pour circuits magnétiques mais doit être évité dans les aciers de cémentation et dans les aciers soudables.

Pour régénérer le grain d'un acier on le chauffe au-dessus d' Ac_3 (50 à 75°C au-dessus) pendant un temps suffisant pour que la température soit atteinte à cœur (pas plus, sinon le grain grossit à nouveau). On le laisse refroidir mais pas trop lentement car le grain de ferrite a tendance à grossir au voisinage de Ac_1 , dans la zone 600 – 750°C.

Cette régénération s'explique par le fait qu'au passage de la ligne Ac_3 dans le sens du chauffage (transformation de la ferrite en austénite), on observe sur les aciers une multiplication du nombre des grains, ce qui affine la structure. Ces phénomènes ne sont rendus possibles que par l'existence des lignes de transformation du diagramme fer-carbone. Cette possibilité est un très grand avantage des aciers car beaucoup d'alliages ne présentent pas cette possibilité de régénération du grain.

Le cycle de régénération peut être mené plusieurs fois de suite mais on observe une limitation au bout de deux ou trois cycles. Ce recuit de régénération ou recuit d'affinement structural est appelé, lorsque le refroidissement a lieu à l'air libre, recuit de normalisation.

III.1.2.4 Recuit de coalescence(ou globulisation)

C'est un recuit destiné à obtenir l'adoucissement maximal. En particulier les aciers hypereutectoïdes à perlite lamellaire sont très durs à cause du réseau de cémentite dure et fragile. La globalisation permet de transformer la perlite lamellaire en perlite globulaire en diminuant la dureté.

Un tel recuit se pratique aux environs du point eutectoïde, soit par un maintien prolongé à 700°C, soit par un recuit oscillant entre 680 et 750°C. On observe une coalescence de la perlite et, par diffusion du carbone, il y a formation de globules de cémentite sur un fond de ferrite (Figure III.18). Ces globules correspondent à une structure stable (l'énergie interfaciale de la cémentite est minimale sous cette forme car on minimise considérablement l'aire des interfaces par rapport à la structure lamellaire).

Les traitements de globulisation peuvent être utilisés pour des aciers eutectoïdes ou hypoeutectoïdes (intérêt pour la réalisation de pièces mises en forme à froid). D'une manière générale les aciers globulés constituent de très bonnes structures composites associant une matrice ferritique ductile avec des particules sphériques très dures de cémentite. L'état globulise correspond à l'état normalisé des aciers hypereutectoïdes.

III.1.2.5 Le recuit pour usinage

Il permet d'obtenir une structure ferrite-perlite fine. A ces recuits on rattache les traitements isothermes. Par exemple, l'usinabilité des aciers au chrome-molybdène

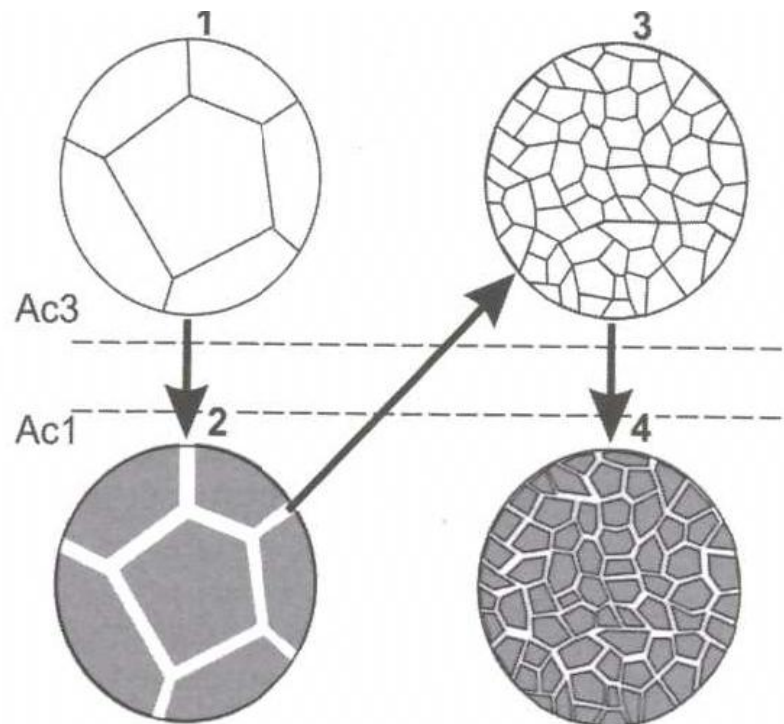


Figure III.17 – Régénération du grain d'un acier par recuit : en traversant les lignes Ac_3 et Ac_1 , au refroidissement, on transforme la structure austénitique à gros grain (1) en une structure ferrite-perlite grossière (2). En traversant les lignes dans l'autre sens on obtient une structure austénitique fine (3) car il se forme de nombreux germes d'austénite dans la perlite dès le franchissement de Ac_1 , et, sauf si l'on maintient l'acier trop longtemps dans le domaine austénitique, on obtient alors, après refroidissement, une structure ferrite-perlite (4) beaucoup plus fine qu'en (2).

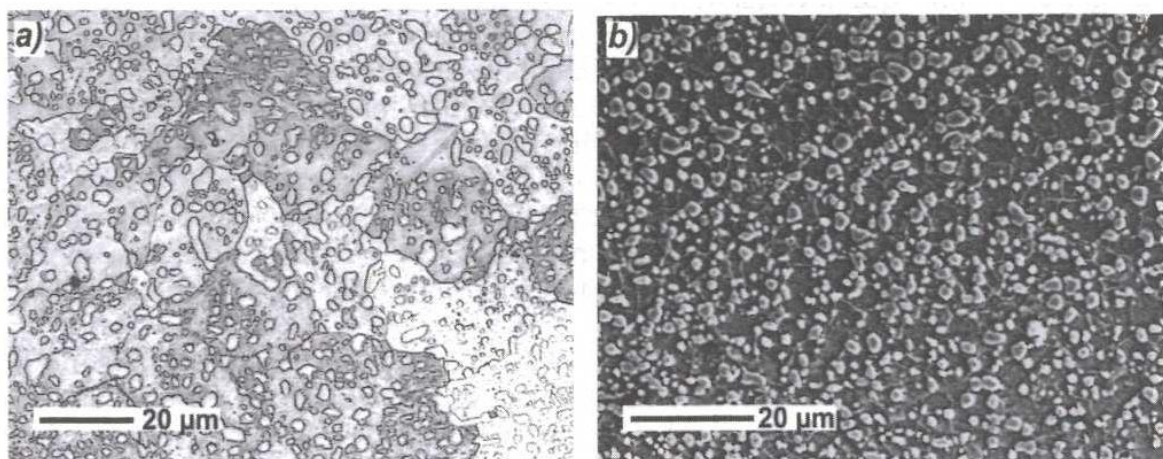


Figure III.18 – Structure globulaire d'un acier type C120 : a) Observation en microscopie optique ; b) Observation en microscopie électronique à balayage.

est améliorée par une austénitisation suivie d'un recuit isotherme (plusieurs heures à 600°C).

III.1.2.6 Recuit de stabilisation ou de détente

Toutes les pièces mécaniques sont le siège de tensions ou de contraintes résiduelles dont la relaxation spontanée peut amener des déformations. On obtient également des déformations à l'usinage de pièces forgées ou moulées car on déséquilibre les contraintes superficielles par enlèvements asymétrique de matière. On détend généralement les pièces avant rectification par un chauffage prolongé : par exemple une heure vers 600 – 650°C ou plus bas (300°C). Les jauges et calibres sont détendus entre 100 et 200°C (pour ne pas détruire le traitement thermique de trempe).

Dans l'industrie, un même recuit peut correspondre à plusieurs objectifs simultanés, par exemple : recristallisation, adoucissement, libération des contraintes.

Remarque III.1 *Pendant la réalisation des recuits, l'atmosphère du four de recuit ne doit pas être oxydante sous peine de décarburer l'acier en surface. Cette décarburation provoque une diffusion de carbone perpendiculairement à la surface et un réarrangement cristallin : la surface est formée de gros grains ferritiques avec une structure colonnaire fragile (par exemple risque de rupture de tôles au cintrage).*

Remarque III.2 *On peut remarquer sur la figure III.16 qu'il n'y a pas de traitements entre A_{c1} et A_{c3} (domaine biphasé). Si, par erreur, l'on réalise un tel traitement on maintient de la ferrite à température élevée et son grain peut grossir. On obtient alors une structure confuse et généralement fragile. Cette structure reste toutefois régénérable par un recuit convenable.*

III.2 Trempe des aciers

III.2.1 Introduction et approche expérimentale

Le diagramme fer-cémentite est un diagramme d'équilibre. En pratique, il représente des phénomènes ne s'établissant complètement qu'au bout d'un temps plus ou moins long. Pour connaître complètement le système fer-cémentite, il faut considérer les états hors-équilibre qui nécessitent de prendre en compte non seulement la température mais aussi le temps. On a alors un système tridimensionnel, température-temps-composition qui peut être représenté par des coupes pseudo-binaires :

- On fixe le temps : si celui-ci est suffisamment important on obtient le diagramme fer-cémentite classique donnant les structures métallographiques à l'équilibre.
- On fixe la teneur en carbone et la variable est le temps : on obtient des diagrammes TRC et des diagrammes TTT qui permettent, pour les temps courts, de mettre en évidence de nouvelles structures métallographiques, qui correspondent aux traitements thermiques. Pour les temps plus longs ces diagrammes permettent de retrouver les structures du diagramme fer-cémentite (Figure III.19).

Après solidification les aciers sont à l'état d'austénite. La microstructure à température ambiante est le résultat de la décomposition de l'austénite. Par exemple l'austénite d'un acier hypoeutectique, refroidie lentement, se décompose partiellement en ferrite proeutectoïde puis en perlite. Ces transformations correspondent à des transformations par germination et croissance faisant intervenir le temps (les phases nouvelles germent après un temps d'incubation puis croissent avec une certaine vitesse).

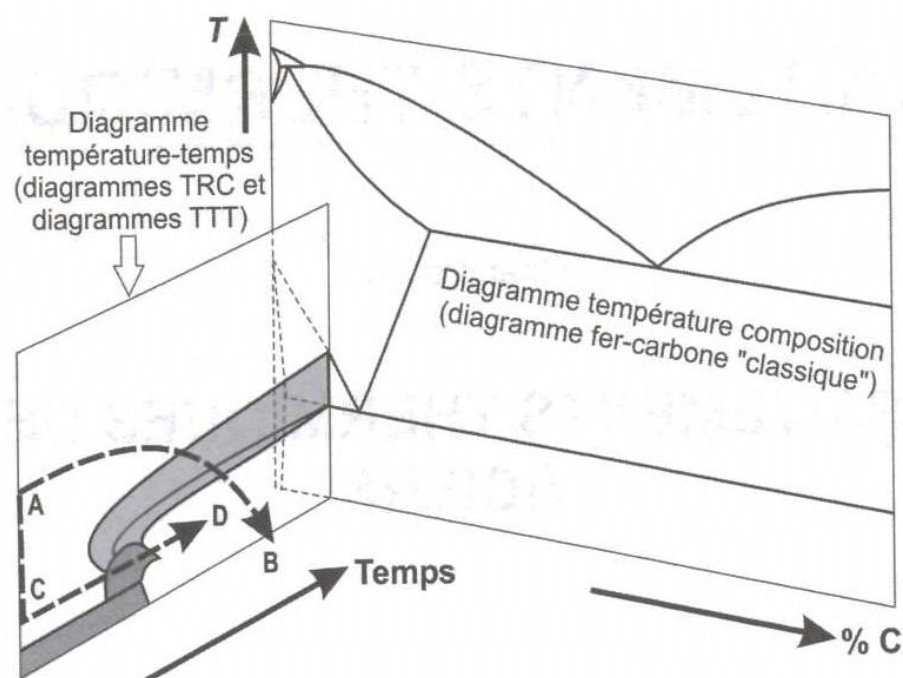


Figure III.19 – Système tridimensionnel, température -temps-composition, le diagramme fer-carbone classique est une coupe pseudo-binaire tracée au bout d'un temps suffisamment long pour atteindre l'équilibre. Ici on s'intéresse aux coupes correspondant à une teneur en carbone fixée. Dans le plan température-temps ainsi obtenu on pourra tracer des diagrammes TRC (Transformation en Refroidissement Continu) et des diagrammes TTT (Température-Temps-Transformation). Dans les diagrammes TRC on étudie les transformations en fonction des vitesses de refroidissement (courbe AB). Dans les diagrammes TTT on étudie les transformations en conditions isothermes (droite CD).

La formation des structures d'équilibre ferrite-perlite est donc caractérisée par une certaine cinétique et tout l'Art du traitement thermique consiste à refroidir des aciers préalablement austénitisés dans des conditions telles que la décomposition de l'austénite en ferrite et perlite ne puisse avoir lieu. Elle est remplacée par une autre forme de décomposition conduisant à d'autres produits finaux. L'austénite transformée ne se retransformant plus, ces structures restent stables à température ambiante : c'est le but de la trempe.

Les constituants de trempe pourront, à leur tour, être partiellement ou totalement décomposés par un réchauffage ou revenu conduisant à une nouvelle structure, toujours en désaccord avec le diagramme fer cémentite. Enfin le traitement thermique pourra être totalement effacé par un retour dans le domaine austénitique, lors d'un recuit.

Dans ce chapitre on se limitera aux aciers (2.1 % C max).

Pour mettre en évidence les structures qui apparaissent lors de refroidissements rapides on utilise les méthodes dilatométriques introduites par Chevenard. A l'origine on utilisait des dilatomètres différentiels (comparaison de la dilatation d'un acier avec celle d'un alliage de référence ne subissant aucune transformation) agissant sur un miroir déviant un rayon lumineux. La technique actuelle permet la dilatométrie non

différentielle (dilatométrie directe) faisant appel à des capteurs de déplacement très sensibles. Ces appareils ont une très faible inertie et peuvent suivre les transformations pour de grandes vitesses de refroidissement. On complète les mesures dilatométriques par des mesures magnétiques, des observations métallographiques (optiques ou électroniques), des analyses à l'aide des rayons X.

On peut utiliser deux approches complémentaires :

- Etude d'échantillons en fonction de la vitesse de refroidissement : on étudie la décomposition anisotherme de l'austénite (parcours AB, Figure III.19).
- Etude d'échantillons à température constante, en fonction du temps : on étudie la décomposition isotherme de l'austénite (parcours ACD, Figure III.19).

III.2.1.1 Décomposition anisotherme de l'austénite

On va suivre maintenant le comportement d'un acier eutectoïde en fonction de sa vitesse de refroidissement depuis le domaine austénitique. On utilise une petite éprouvette montée sur un dilatomètre. Un thermocouple permet de suivre la température de l'éprouvette. On enregistre la variation de longueur en fonction de la température et la variation de la température avec le temps (vitesse de refroidissement, Figure III.20a). Le choix d'un acier eutectoïde permet de simplifier l'interprétation (Ac_1 et Ac_3 correspondent à la même température). On admet que la vitesse de chauffage est suffisamment lente pour que l'acier soit convenablement austénitisé avant refroidissement.

Les courbes de refroidissement correspondantes sont repérées de a_1 à d_1 , par vitesses croissantes. Les résultats sont reportés sur la figure III.20b. Dans les lignes qui suivent, la notion de refroidissement plus ou moins rapide est toute relative car un refroidissement lent d'un acier trempant donne les mêmes résultats qu'un refroidissement rapide d'un acier peu trempant. Pour l'instant on considère un acier de trempabilité moyenne (la définition de la trempabilité est donnée dans la suite du texte).

Refroidissement très lent (a_1 , a_2 , et a_3) : vitesse de refroidissement de l'ordre de 100 °C/ heure (c'est le cas d'un four dont on interrompt l'alimentation). On trouve que la perlite se forme à une température inférieure à Ac_1 ($Ac_1 = Ac_3 = 727^\circ\text{C}$), sur l'intervalle Ar_3 , Ar_1 . L'examen métallographique montre que l'échantillon est constitué par de la perlite lamellaire ($R_m = 800$ MPa).

Refroidissement à vitesse moyenne (b_1 et b_2) : vitesse de refroidissement de l'ordre de 100 °C/min (échantillon placé dans l'air calme). La température de début de formation de la perlite continue à s'abaisser (vers 600°C) et l'intervalle de formation s'élargit. La perlite devient très fine, à la limite de la résolution du microscope optique. On commence à faire appel au microscope électronique (l'écartement des lamelles est d'environ 0.2 μm). Les lamelles sont rassemblées en paquets ou nodules qui se développent à partir de points situés sur les joints de grains, la structure est en éventail.

Ces nodules, qui correspondent à une structure appelée troostite¹ sont facilement attaquables aux réactifs métallographiques et apparaissent en noir sur les micrographies. La réduction de l'écartement des lamelles avec la vitesse de

1. Le glossaire du traitement thermique recommande l'utilisation du terme perlite nodulaire.

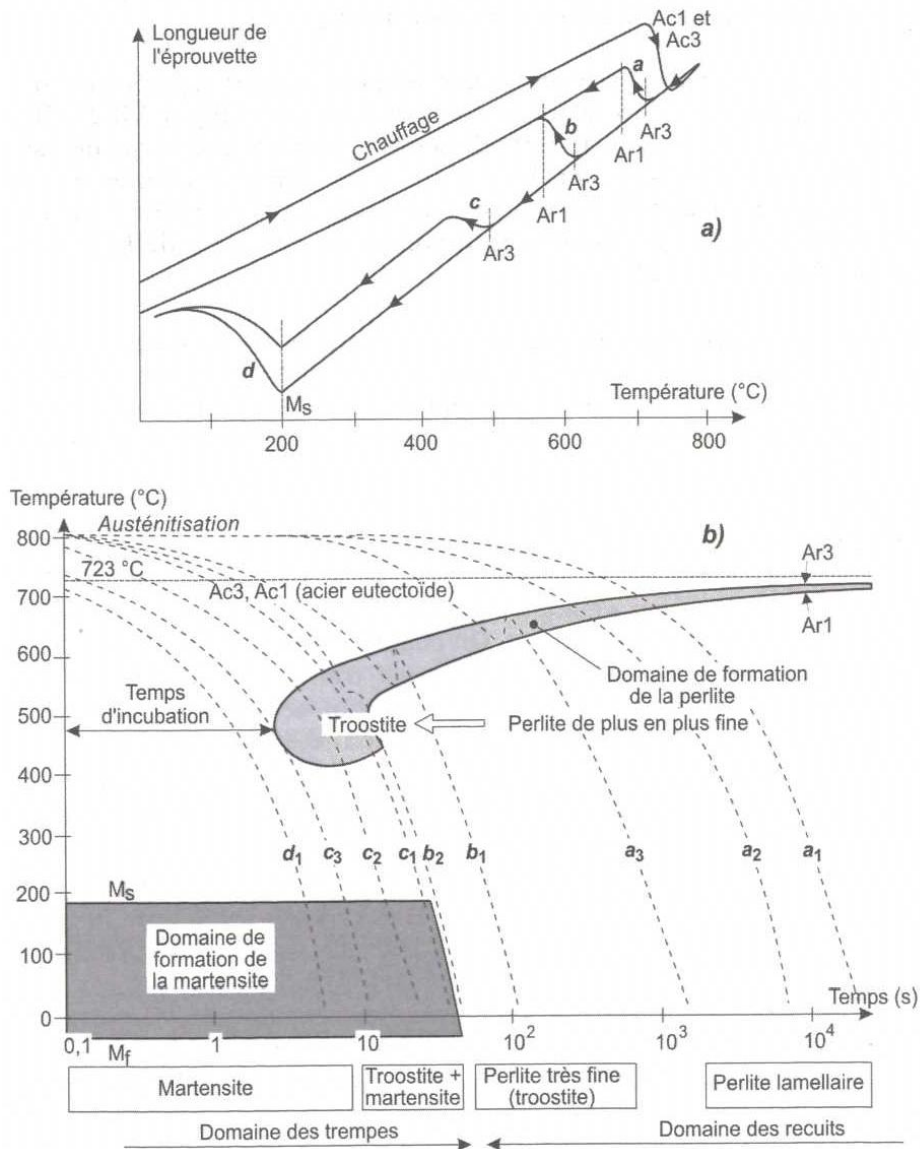


Figure III.20 – a) Analyse dilatométrique d'un acier eutectoïde; b) Report des résultats de l'analyse dilatométrique sur un diagramme TRC (transformations en refroidissement continu (les courbes en pointillés représentent les vitesses de refroidissement utilisées lors de l'analyse dilatométrique)).

refroidissement est logique car le carbone a de moins en moins de temps pour diffuser. La troostite a une dureté de l'ordre de 450 HV (soit environ 45 HRC) et une résistance à la rupture, R_m , supérieure à 1 000 MPa, en raison du durcissement structural lié à la structure fine.

Refroidissement rapide (c_1, c_2, c_3) : quelques dizaines de $^{\circ}C.s^{-1}$ (échantillon trempé dans l'huile). On observe deux transformations : la transformation perlitique, Ar_3 , qui commence vers 500°C et une transformation nouvelle, notée M_s , qui commence vers 200°C (pour cet acier). Cette température est indépendante de la vitesse de refroidissement. L'examen métallographique révèle la présence de troostite et d'un constituant peu attaqué par les réactifs

métallographiques (la troostite apparaît donc en noir sur fond blanc, Figure III.21) : c'est la martensite. Les mesures de microdureté montrent que la martensite est nettement plus dure que la troostite. Dans un premier temps seule une partie de l'austénite s'est transformée en troostite puis, vers 200°C, l'austénite restante s'est transformée en martensite (courbes de refroidissement c_1 , c_2 et c_3).

Refroidissement très rapide (d_1) : quelques centaines de °C.s⁻¹ (échantillon plongé dans l'eau froide agitée). Il n'y a plus que la seule transformation M_s (200°C), un seul constituant est visible : la martensite. Cette dernière se présente sous forme d'aiguilles faisant entre elles des angles souvent égaux à 60°C. La microdureté est égale à la macrodureté : 66 HRC (courbes de refroidissement du type d_1).

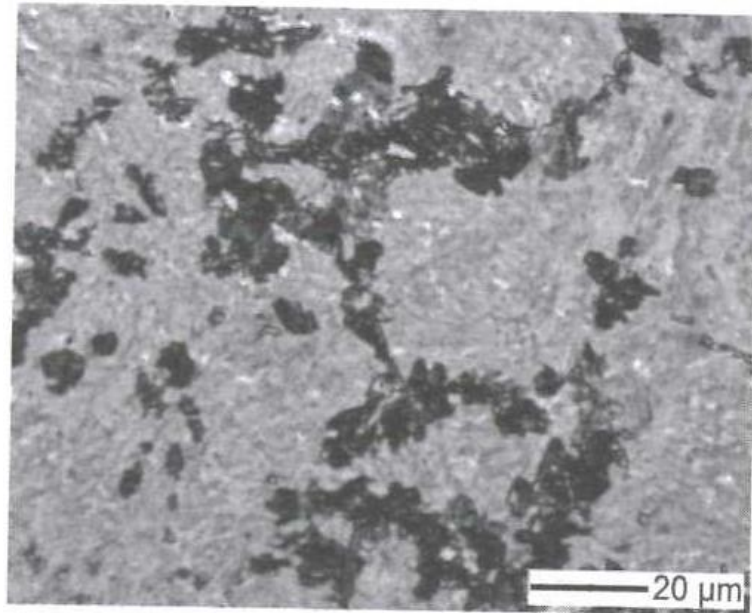


Figure III.21 – Perlite nodulaire (troostite), colorée en noir, sur fond blanc de martensite (acier à 0.58 % C).

Définition III.1 (Vitesse de refroidissement critique de recuit) La courbe b_2 marque la limite de vitesse de refroidissement pour laquelle on obtient encore des constituants d'équilibre (ferrite et cémentite) : on l'appelle vitesse de refroidissement critique de recuit.

Définition III.2 (Vitesse de refroidissement critique de trempe) La courbe c_3 indique la vitesse minimale de refroidissement qui permet d'obtenir une structure entièrement martensitique : on l'appelle vitesse critique de trempe.

Définition III.3 (Vitesse critique inférieure de trempe) On appelle vitesse critique inférieure de trempe, la vitesse de refroidissement qui permet d'obtenir une structure contenant 50 % de martensite.

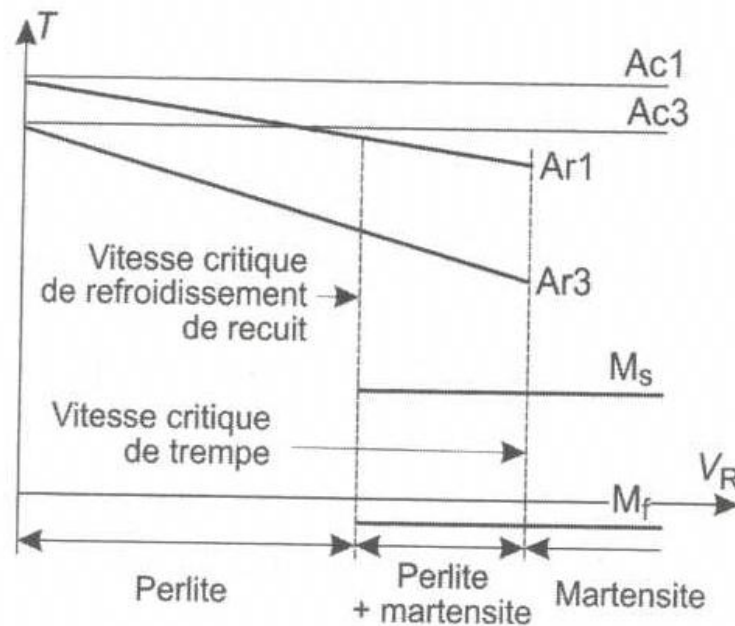


Figure III.22 – Domaines d'apparition des phases en fonction de la vitesse de refroidissement V_R (acier hypoeutectoïde).

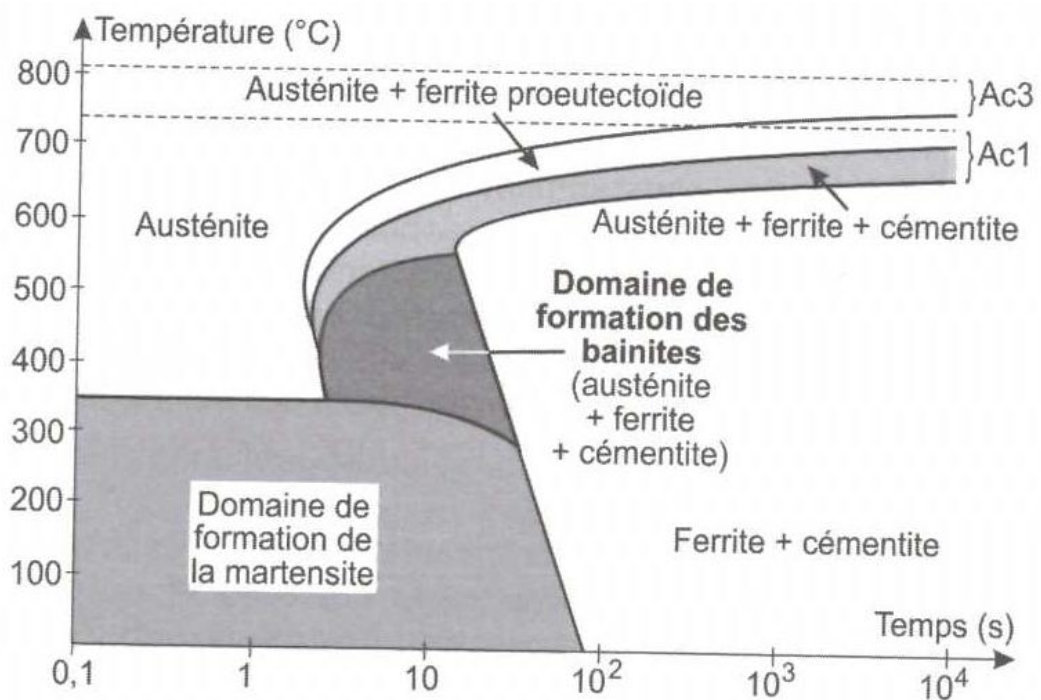


Figure III.23 – Domaine de transformation bainitiques (acier C40E).

Remarque III.3 Dans la plage de températures comprise entre le domaine perlitique et le domaine martensitique, on peut observer d'autres structures qui dérivent de la ferrite, c'est le domaine des transformations bainitiques (Figure III.23). Ces transformations seront expliquées dans la suite.

III.2.1.2 Transformation isotherme de l'austénite

On utilise des éprouvettes dilatométriques de faibles dimensions qui sont austénitisées puis plongées dans un bain de plomb ou de sels dont elles prennent quasi-instantanément la température. Pour chaque température, les transformations à chaque température sont suivies par des méthodes classiques telles que la dilatométrie directe, la micrographie (on bloque les transformations continues par une trempe et l'on analyse ainsi les constituants formés avant cette trempe), les mesures magnétiques (l'austénite est amagnétique)...

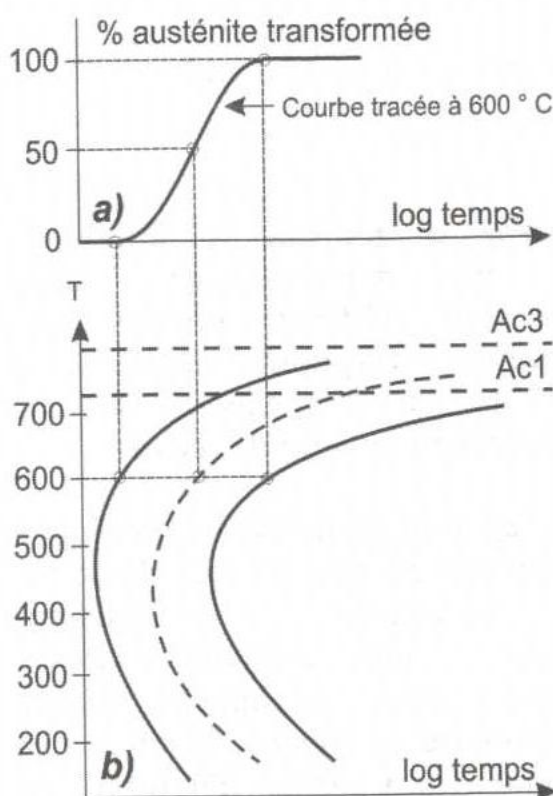


Figure III.24 – Principe de l'étude de la décomposition isotherme de l'austénite.

Pour chaque température on constate que les transformations se produisent au bout d'un temps d'incubation et s'étalent sur un intervalle de temps. On détermine le début et la fin de la transformation (Figure III.24a), pour différentes températures, et l'on reporte les résultats sur un diagramme (Figure III.24b). Pour les températures élevées, les temps d'incubation ainsi que les durées de fin de transformation sont longs mais au fur et à mesure que la température s'abaisse les durées d'incubation deviennent de plus en plus courtes. Dans le cas de l'exemple traité ici (C55), on passe par un minimum vers 400-500°C, le temps d'incubation est alors de l'ordre de la seconde. Dans cette région qui correspond au nez de la transformation, on obtient de la troostite. Sous le nez les durées d'incubation augmentent de nouveau : domaine bainitique.

III.2.1.3 Conditions d'austénitisation

Pour traiter un acier il faut que celui-ci puisse subir le traitement thermique, en particulier il faut qu'il y ait une transformation $\gamma \rightarrow \alpha$. Les aciers constamment ferritiques ou constamment austénitiques ne peuvent pas être trempés. Les aciers contenant trop peu de carbone (moins de 0.2 %) ne sont pas trempables. Pour tremper un acier, on doit l'austénitiser au préalable, en :

- portant le métal à la température d'austénitisation ;
- utilisant un temps de maintien suffisant à cette température pour mettre en solution tous les éléments, par exemple les carbures des aciers, si nécessaire.

a) Température d'austénitisation

On chauffe les aciers hypoeutectoïdes à $Ac_3 + 30$ à 50°C . Ce choix assure de bonnes conditions d'austénitisation sans risque de grossissement du grain.

Dans les aciers hypereutectoïdes le constituant présent, entre Ac_1 et Ac_m , est, avec l'austénite, la cémentite qui est déjà très dure et, comme on le verra plus loin, la dureté de la martensite est maximale à partir de 0.7-0.8 % C. Pour mettre cette dernière en solution il faut chauffer à température élevée, ce qui n'est pas forcément nécessaire. En fait, selon les propriétés recherchées, on austénitise les aciers hypereutectoïdes entre $Ac_1 + 25$ à 50°C et Ac_m . On retiendra qu'il n'est jamais intéressant de surchauffer inutilement un acier car on provoque un grossissement du grain d'austénite et une martensite grossière possédant des propriétés mécaniques moins bonnes.

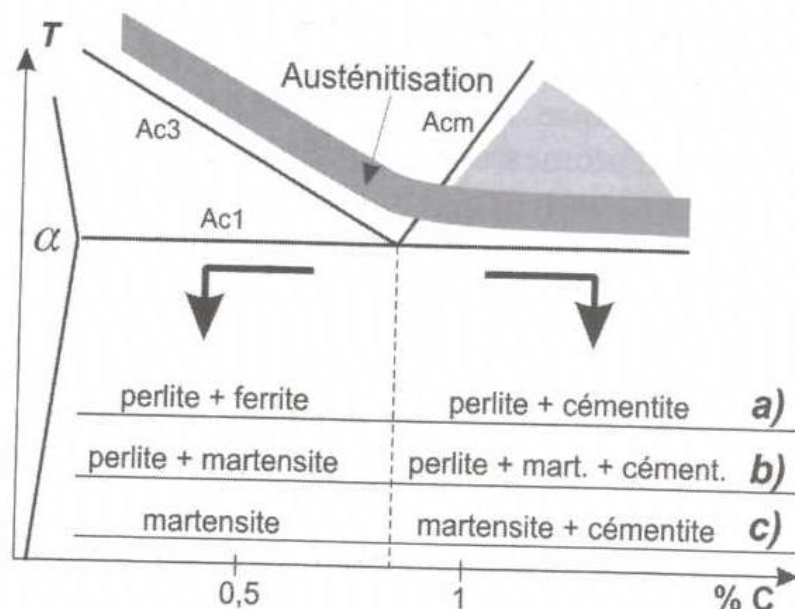


Figure III.25 – Choix de la température d'austénitisation pour les aciers hypo et hypereutectoïdes. Microstructures : a) Vitesse de refroidissement en-dessous de la vitesse critique de recuit, b) entre la vitesse critique de recuit et la vitesse critique de trempe, c) au-dessus de la vitesse critique de trempe.

Remarque III.4 Par ailleurs, en fonction de l'utilisation des pièces, on peut procéder à une globulisation préalable de la cémentite.

b) Temps d'austénitisation

Le temps de maintien à la température d'austénitisation doit être suffisant pour permettre l'homogénéisation et la dissolution éventuelle des carbures, il ne doit pas être excessif pour éviter un grossissement anormal du grain. Le grossissement du grain austénitique est un phénomène thermiquement activé. On peut établir des équivalences entre temps et température d'austénitisation. Un maintien trop long peut avoir le même effet qu'un séjour plus court dans la zone de grossissement du grain (cette zone est indiquée sur la figure III.15). On peut prévoir les conditions d'austénitisation en utilisant des diagrammes température-temps-austénitisation (TTA) pour austénitisation isotherme ou pour chauffage continu.

III.2.2 Transformation martensitique des aciers

Jusqu'à maintenant nous avons uniquement étudié les transformations qui se produisent par diffusion, dites transformations diffusives. Il existe une autre catégorie de transformations qui peuvent se produire sans qu'il y ait du tout de diffusion : se sont les transformations displacives. La plus importante d'entre elles est la transformation martensitique qui se produit dans les aciers au carbone lors de la trempe.

III.2.2.1 La transformation displacive CFC → CC

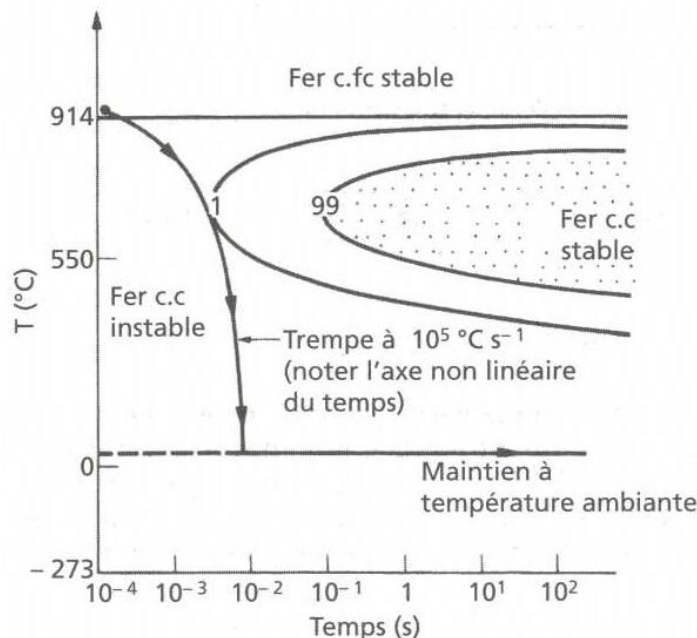


Figure III.26 – Si on trempe du fer CFC depuis 914 °C jusqu'à l'ambiante à une vitesse de 10^5 °C.s^{-1} , on s'attend à empêcher la transformation diffusive CFC → CC. En fait, en dessous de 550 °C la transformation se produira par un mécanisme displacif.

Pour provoquer dans le fer une transformation displacive, nous procédons comme suit. Nous partons de fer CFC à 914 °C et nous le refroidissons à la température ambiante à une vitesse de 10^5 °C.s^{-1} . Comme l'indique la figure III.26, nous éviterons

ainsi le nez de la courbe à 1 % et nous obtiendrons du fer CFC à la température ambiante. Ce fer CFC sera, à la température ambiante, à 900°C en dessous de sa température d'existence à l'équilibre thermodynamique et la force motrice pour la transformation CFC → CC sera énorme. Mais même dans ce cas, la faible diffusion à la température ambiante, nous assure que nous devrions pouvoir conserver le fer CFC pendant des années à la température ambiante avant que la transformation diffusive ait le temps de se produire.

En réalité, en dessous de 550°C, les forces motrices sont si grandes que le matériau ne peut leur résister et la transformation CFC → CC se fait quand même mais par un mécanisme displacif. De petits grains lenticulaires de phase CC germent aux joints de grains et progressent dans les grains à une vitesse proche de celle du son dans le fer (Figure III.27). Dans la zone de transformations les liaisons atomiques sont rompues et reformées de telle façon que la structure bascule de CFC à CC. Ceci est tout à fait semblable à la rupture et à la reconstruction de liaisons qui a lieu quand une dislocation traverse un cristal. En fait, il y a de nombreux parallèles entre les transformations displacives et la déformation plastique. Les deux phénomènes sont presque instantanés, avec des vitesses limitées par la propagation des ondes élastiques dans le cristal. Les deux se produisent à basse et à haute température et les deux se produisent par des sauts coopératifs et successifs d'atomes. Comme l'indique le tableau III.1, la plupart des caractéristiques des transformations displacives sont assez différentes de celles des transformations diffusives.

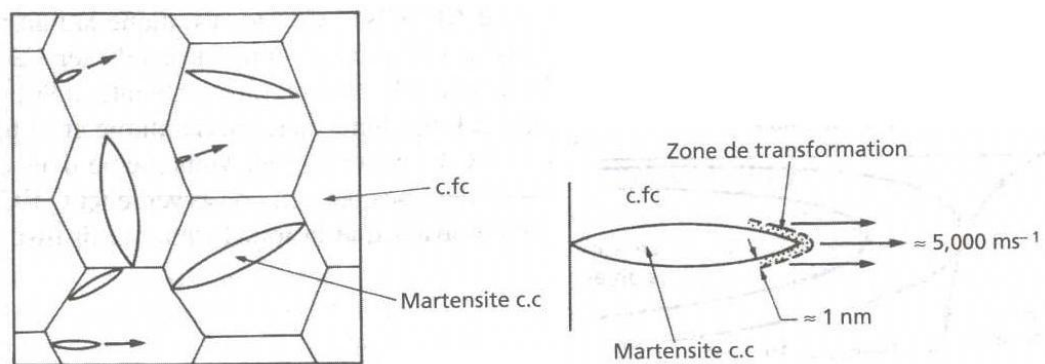


Figure III.27 – La transformation displacive CFC → CC dans le fer. Les lattes CC germent aux joints de la phase CFC et croissent presque instantanément. Les lattes cessent de croître quand elles atteignent l'autre joint de grains. Remarquez que dans n'importe quel matériau, une nouvelle phase obtenue par transformation displacive est appelée "martensite". Les transformations displacives sont souvent appelées "transformations martensitiques".

Table III.1 – Caractéristiques des transformations

Displacives (ou de cisaillement, ou encore martensitique)	Diffusives
Les atomes migrent sur des distances de l'ordre des distances interatomiques.	Les atomes migrent sur des distances de 1 à 10^6 distances interatomiques.
Les atomes migrent par rupture de liaisons et réarrangements locaux.	Les atomes vont de site en site par diffusion thermique activée.
Les atomes bougent de manière coopérative (méthode « militaire »).	Les atomes bougent au hasard, plus souvent « en avant » qu'« en arrière », (méthode « civile »).
La vitesse de transformation est celle des vibrations du cristal. i.e. indépendante de T : la transformation peut se produire jusqu'à 4 K.	La vitesse de transformation dépend fortement de la température, et elle ne peut se produire en dessous de 0,3 à 0,4 T_f .
Le volume transformé ne dépend que de la température.	Le volume transformé dépend du temps et de la température.
La composition ne change pas (les atomes n'ont pas le temps de diffuser et restent où ils sont).	La diffusion autorise les changements de composition dans les alliages.
La martensite et la phase mère ont toujours des relations cristallographiques.	Il existe parfois des relations cristallographiques entre les phases.

III.2.2.2 Détail de la formation de la martensite

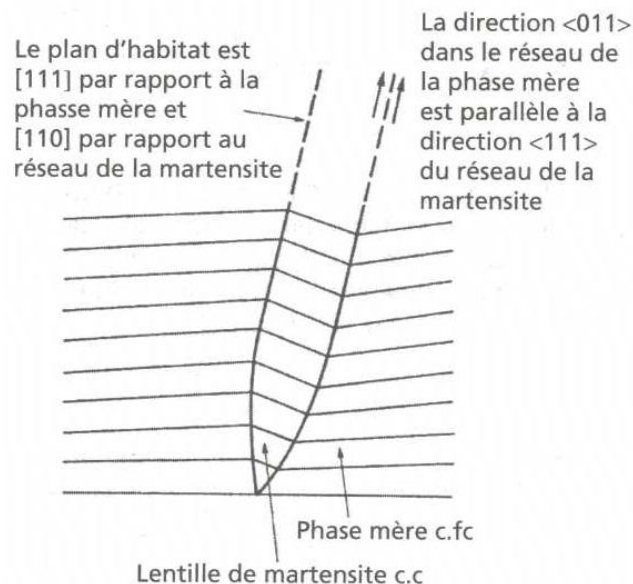


Figure III.28 – Les martensites sont toujours cohérentes avec le réseau de la phase mère. Elles croissent sous forme de lattes le long de plans privilégiés et dans des directions privilégiées pour causer le moins de distorsion possible du réseau. Les relations cristallographiques indiquées ici sont pour le fer pur.

Comme l'indique la figure III.28, les lattes de martensite sont cohérentes avec la matrice. La figure III.29 montre comment on passe du réseau CFC au réseau

CC par quelques mouvements atomiques dans la zone de basculement, ou zone de transformation.

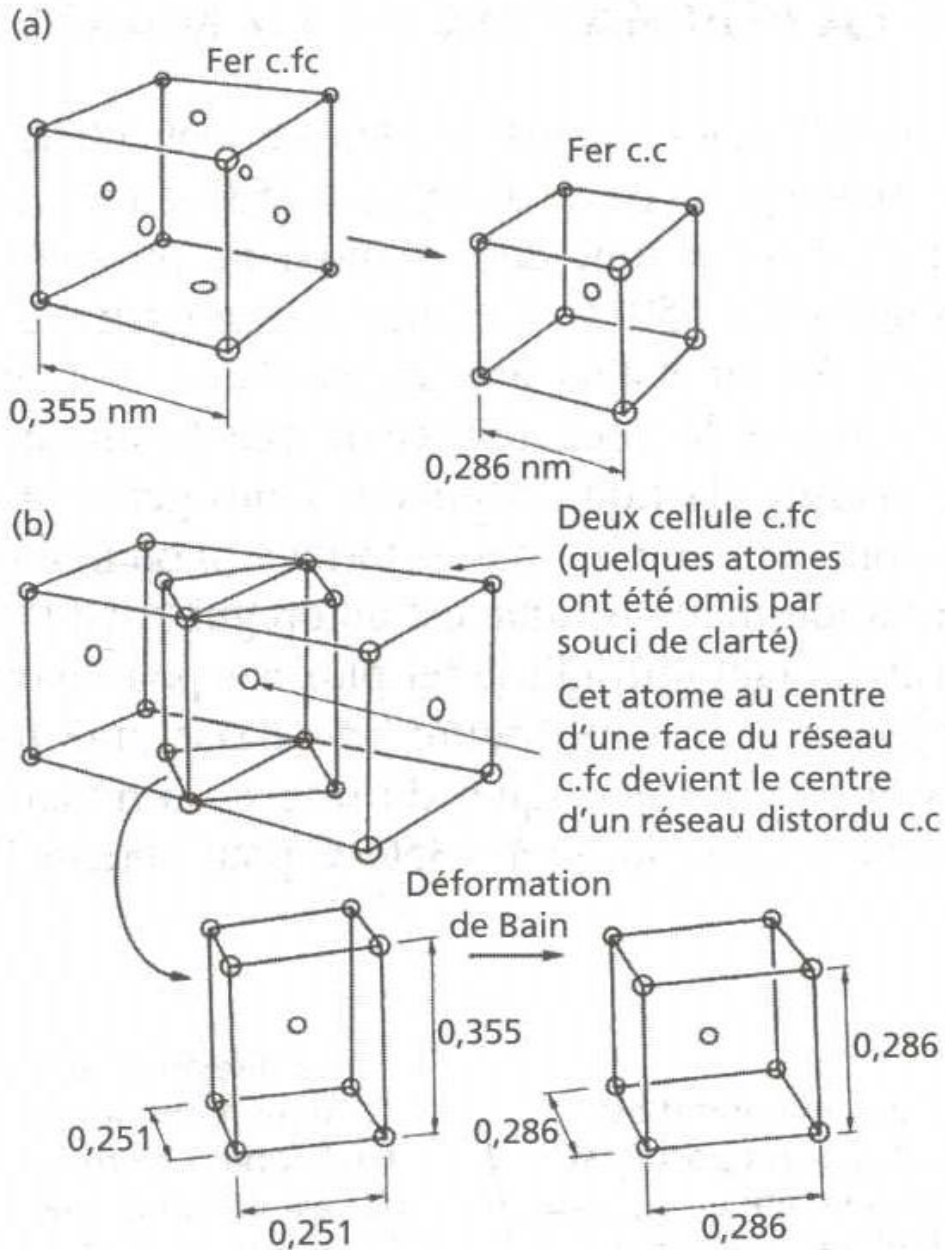


Figure III.29 – a) Les cellules élémentaires du fer CFC et CC ; b) deux cellules CFC adjacentes font une cellule CC distordue. Si on lui fait subir la “distorsion de Bain”, elle devient une cellule CC non distordue. Ce “basculement” d’atomes met en jeu un déplacement minimal. Tel quel, le nouveau réseau n’est pas cohérent avec l’ancien, mais la cohérence peut être restaurée par une rotation des plans du réseau CC (Figure III.28).

Comme nous l’avons déjà dit, à 550°C, les lattes de martensite se forment et croissent presque instantanément. Au fur et à mesure que ces lattes croissent, le réseau se distord (Figure III.28) et une partie de la force motrice de transformation

CFC \rightarrow CC est perdue sous forme d'énergie élastique. Moins de lattes germent et croissent et finalement la transformation s'arrête. En d'autres termes, si on maintient la température constante la transformation martensitique est autorégulatrice (voir Figure III.30). Pour avoir plus de martensite, il faut refroidir le fer plus bas pour avoir une force motrice plus élevée. Mais même à cette température plus basse, une fois la force motrice consommée dans les distorsions élastiques du réseau, la transformation displacive s'arrêtera. En fait, il faut refroidir jusqu'à $\approx 350^\circ\text{C}$ pour obtenir 100 % de martensite (Figure III.30).

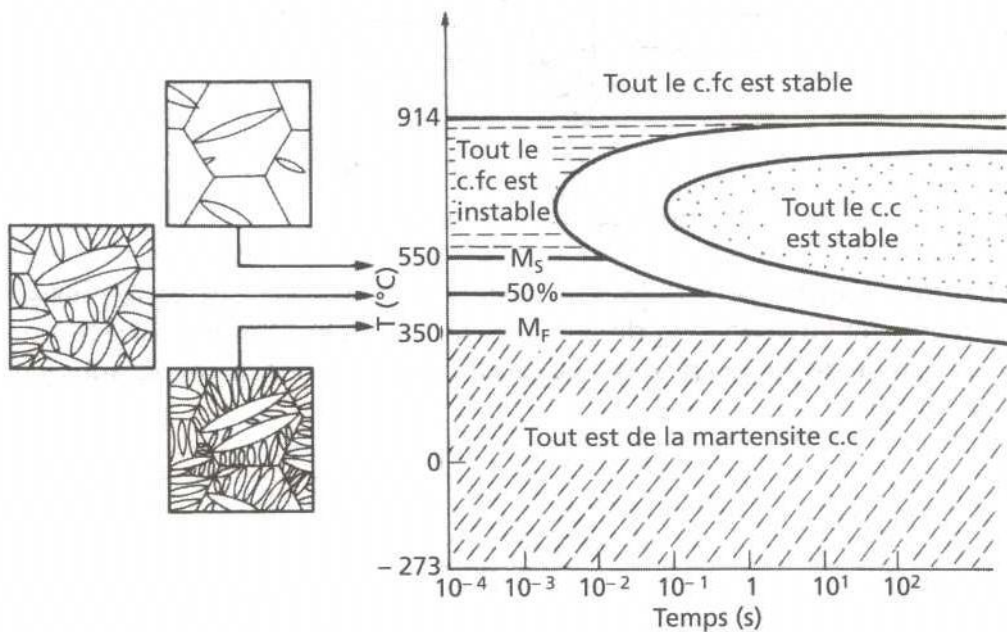


Figure III.30 – La transformation displacive CFC \rightarrow CC dans le fer : le volume de martensite produit est fonction de la température seulement et non du temps.

III.2.2.3 Transformation martensitique dans les aciers

Pour faire de la martensite dans du fer, il faut le refroidir très rapidement $1\ 10^5\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Les métaux ne peuvent être trempés à ces vitesses que sous forme de films minces. Comment peut-on alors produire de la martensite dans des pièces massives d'aciers à 0.8 % de carbone ? Comme nous l'avons vu, un acier à 0.8 % de carbone est un acier eutectoïde : quand on le refroidit lentement, il se transforme par diffusion en perlite (mélange eutectoïde de $\text{Fe}_3\text{C} + \alpha$). La réaction eutectoïde ne peut se produire qu'en dessous de 723°C . Le nez de la courbe en C est aux environs de 525°C (Figure III.31) soit environ 175°C en dessous du nez de la courbe en C du fer pur qui est aux environs de 700°C . Par suite une vitesse de refroidissement de $200^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ suffit à éviter le nez de la courbe en C à 1 % et à produire la martensite.

La martensite dans le fer pur a un réseau identique au réseau CC du fer. Mais les transformations displacives et diffusives produisent des structures différentes : dans un cas des myriades de minuscules lattes de martensite, dans l'autre des grains équiaxes et de taille importante. Or les matériaux à grains fins sont plus durs que les matériaux à grains grossiers car les joints de grains font obstacle au mouvement des dislocations.

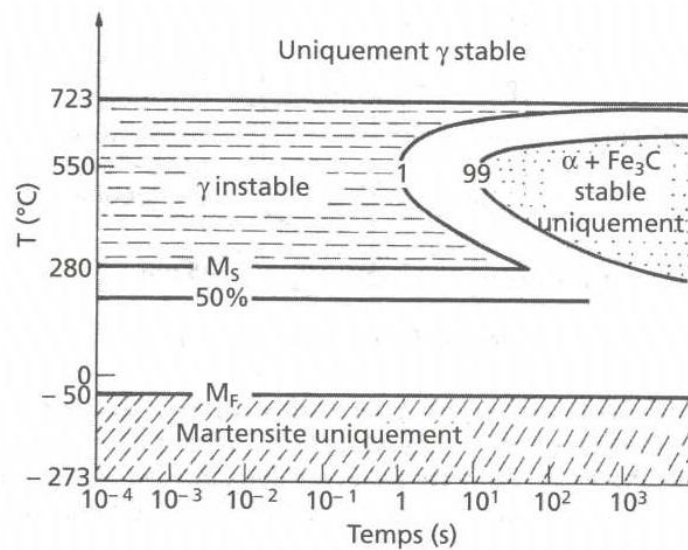


Figure III.31 – Diagramme TTT pour un acier eutectoïde (0.8 % de carbone). Si nous trempions l'acier à $200^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, nous évitons le nez de la courbe en C à 1 %. Si l'acier est trempé à l'eau froide, la phase γ ne se transformera pas complètement en martensite. L'acier retiendra de la phase γ "résiduelle" qui ne se transformera en martensite que si l'acier est refroidi en dessous de la température M_F , égale à -50°C .

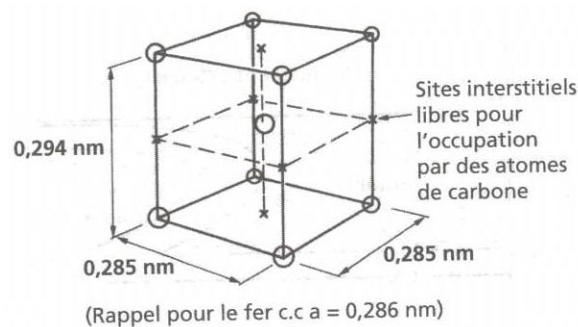


Figure III.32 – La structure de la martensite à 0.8 % de carbone. Pendant la transformation, les atomes de carbone restent en position interstitielle. Pour leur faire place, le réseau se dilate dans une direction du cube et se contracte selon les deux autres. Cela produit une cellule élémentaire quadratique à faces centrées. Remarquons que seule une faible proportion de ces sites est effectivement occupée.

Pour cette raison, la martensite du fer pur a une dureté double de celle du fer CC ordinaire. L'argument de la taille de grains ne tient plus dans le cas de l'alliage eutectoïde à 0.8 % de carbone, car la perlite a non seulement une structure très fine, mais a de plus une fraction volumique non négligeable de phase carbure très dure. Et pourtant la martensite d'acier à 0.8 % de carbone a une dureté cinq fois plus élevée que la perlite. L'explication vient des 0.8 % de carbone. Au-dessus de 723°C le carbone forme avec le fer CFC une solution solide. Les atomes de carbone ont une taille de 40 % inférieure à celle des atomes de fer et peuvent former une solution solide interstitielle. Quand on trempe l'acier, les atomes de fer se déplacent pour former la martensite. Cela se passe si vite que les atomes de carbone demeurent gelés dans leurs positions initiales.

Dans des conditions normales le fer CC ne peut dissoudre que 0.035 % de carbone. La martensite est donc très sursaturée en carbone et quelque chose doit arriver ... ce que montre la figure III.32. Les atomes de carbone se font de la place en distordant le réseau le long d'une direction du cube, donnant ainsi naissance à une cellule élémentaire quadratique à faces centrée. Les dislocations ont beaucoup de difficulté à se mouvoir dans cette structure très contrainte et en conséquence la martensite est très dure.

La martensite se présente sous deux formes métallographiques, d'une part sous forme de martensite en lattes, également appelée martensite massive, d'autre part sous forme de martensite en plaquettes, encore appelée martensite aciculaire (Figure III.33).

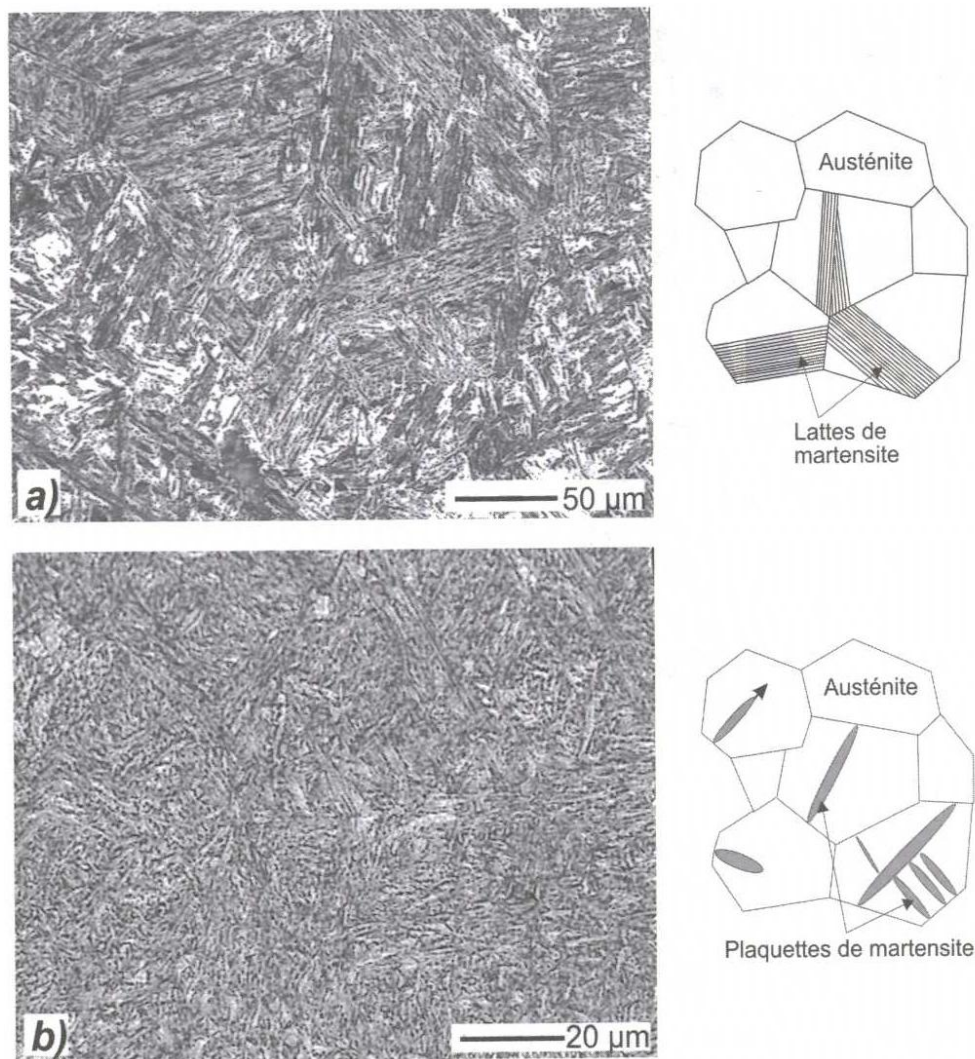


Figure III.33 – Formes de martensite : a) Martensite en lattes dite martensite massive ; b) martensite en plaquettes dite martensite aciculaire.

Si le point M_F est situé en dessous de la température ambiante (par exemple, aciers non alliés à plus de 0.5 %) et si l'on arrête la trempe dans un bac d'eau à température ambiante, il reste de l'austénite non transformée en martensite que l'on appelle austénite résiduelle (Figure III.34).

Pour obtenir une transformation complète il faudrait terminer la trempe à basse température.



Figure III.34 – Formes de martensite : a) Martensite en lattes dite martensite massive ; b) martensite en plaquettes dite martensite aciculaire.

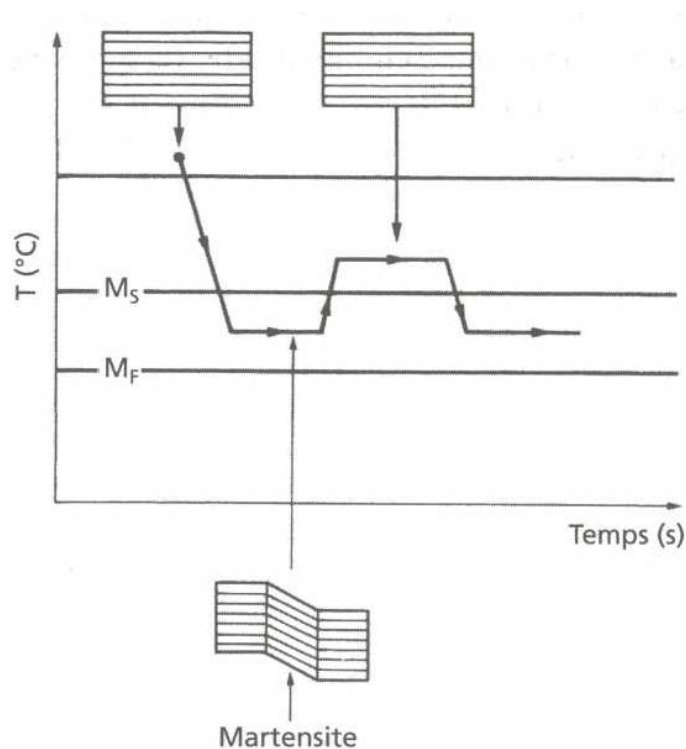


Figure III.35 – Les transformations displacives sont géométriquement réversibles.

Remarque III.5 *Un aspect très particulier des transformations martensitiques est leur caractère structurellement réversible. Ceci signifie que si on fait une transformation martensitique inverse vers la phase stable à haute température, chaque atome reprendra sa position initiale (Figure III.35). On a construit de petits moteurs thermiques sur ce principe : on cycle un alliage entre une température basse et une température haute, la structure alterne entre la phase haute température et la martensite, et*

le changement de forme alternatif qui en résulte engendre un mouvement dans le mécanisme. Toute une famille d'alliages à mémoire de forme a été développée et ce principe est maintenant appliqué aussi bien à des rivets auto-serrants qu'à des antennes de satellites auto-déployantes. Cela permet aussi une panoplie de blagues "psychocinétiques" : une cuillère à thé tordue puis redressée faite d'un acier à mémoire de forme, placée dans une tasse de thé chaud, se tord spontanément (en gardant la mémoire de sa première déformation), ce qui embarrasse fâcheusement l'invité et offre au propriétaire le savoureux plaisir réservé aux plaisantins initiés.

III.2.3 Bainites

Lors de certaines transformations particulières (transformations isothermes) l'acier peut prendre une structure bainitique, intermédiaire entre la perlite et la martensite. Ce phénomène se produit dans un domaine de températures situé en dessous de celui des transformations perlitiques, de 450-400°C jusqu'à M_s . On trouve deux structures relativement différentes, la bainite supérieure formée aux plus hautes températures du domaine et la bainite inférieure formée aux températures plus basses. Ces structures intermédiaires ont été découvertes par Bain et Davenport, toutes les deux correspondent à une association ferrite-carbures.

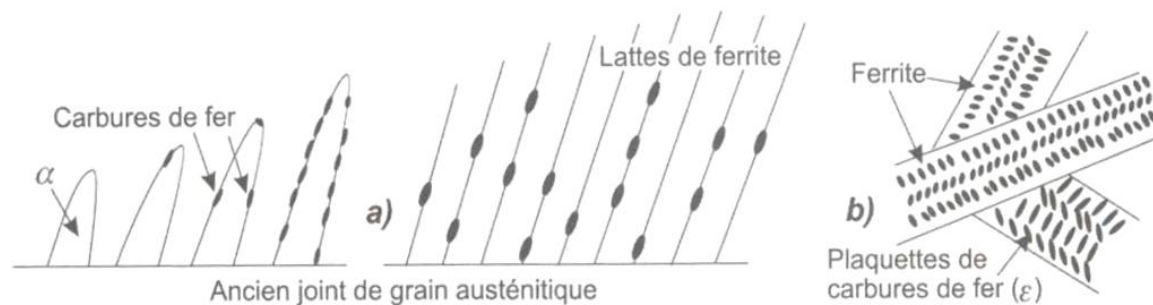


Figure III.36 – Bainites : a) Bainite supérieure. b) Bainite inférieure.

Bainite supérieure Elle correspond à la formation, vers 400 °C, de plaquettes de ferrite aux joints de grains de l'austénite selon un mécanisme de cisaillement s'apparentant à une transformation de type martensitique. Cette ferrite se présente sous forme d'aiguilles parallèles qui se forment à partir d'un joint de grain de l'austénite initiale, ce qui leur donne une structure pennée (comme une plume d'oie) visible au microscope électronique (Figures III.36a et III.37a). La ferrite ainsi formée est sursaturée en carbone et celui-ci se transforme alors en cémentite dispersée à la surface des aiguilles. Les aiguilles grandissent ensuite par croissance (mécanisme de diffusion). La bainite supérieure se présente sous forme de lattes de ferrite avec des carbures à la surface de ces lattes. Les carbures interlattes fragilisent le matériau et donnent à la bainite supérieure de mauvaises caractéristiques de résilience.

Bainite inférieure A température plus basse (entre 300 et 250°C) on obtient la bainite inférieure qui est plus dure que la bainite supérieure. Il n'y a plus formation de cémentite à la surface de la ferrite mais formation de précipités

cohérents de carbures dans la ferrite ce qui amène un important durcissement structural (Figures III.36b et III.37b). La bainite inférieure correspond à un excellent compromis entre limite d'élasticité et résilience.

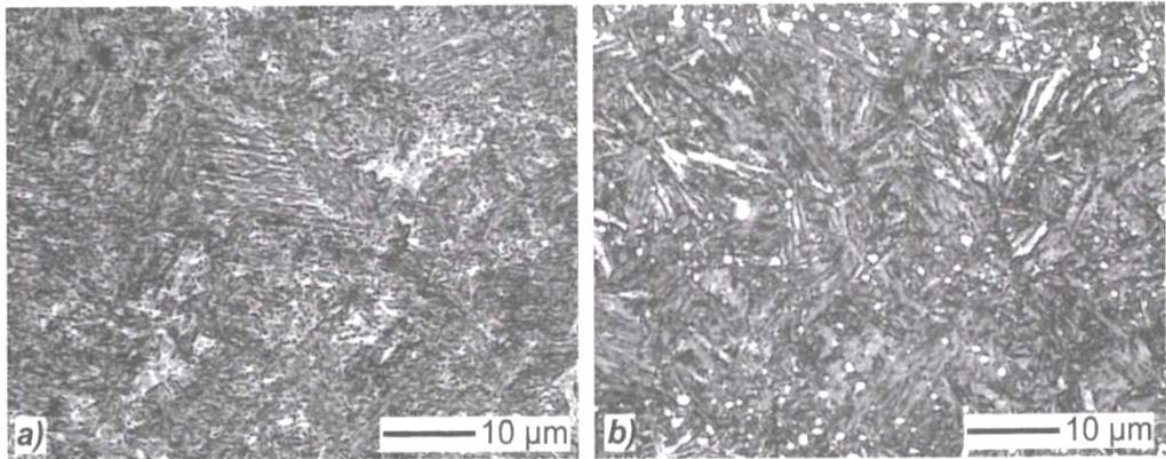


Figure III.37 – a) Bainite supérieure, acier 34CrMo4. b) Bainite inférieure, acier 100 Cr6, remarquer les alignements de carbures primaires (blancs), typiques de cette nuance.

Remarque III.6 *Toutes les bainites ont une apparence aiguillée, d'autant plus fine que la température est plus basse (Figure III.40).*

III.2.4 Diagrammes TRC et TTT

Pour représenter le comportement d'un acier donné lors des traitements thermiques on dispose de deux méthodes :

- On suit la décomposition anisotherme de l'austénite et l'on rassemble les résultats sur un diagramme transformations en refroidissement continu ou TRC. Le paramètre est la vitesse de refroidissement (trempe classique).
- On suit la décomposition isotherme de l'austénite et l'on rassemble les résultats sur un diagramme température, temps, transformation ou TTT. Le paramètre est le temps de maintien à une température donnée (procédé industriel de trempe isotherme).

Les courbes TRC sont parfois appelées courbes TTT en refroidissement continu et les courbes TTT sont souvent appelées courbes en S, à cause de leur forme.

III.2.4.1 Diagrammes TRC

Les courbes de refroidissement tracées précédemment montrent qu'il existe dans le plan température, temps des domaines où l'on trouve des structures telles que la perlite, la martensite.

Le diagramme TRC représente le lieu des points (T, t) qui correspondent à une structure donnée. Selon la vitesse de refroidissement, on peut suivre les transformations de l'austénite pendant la traversée des différents domaines.

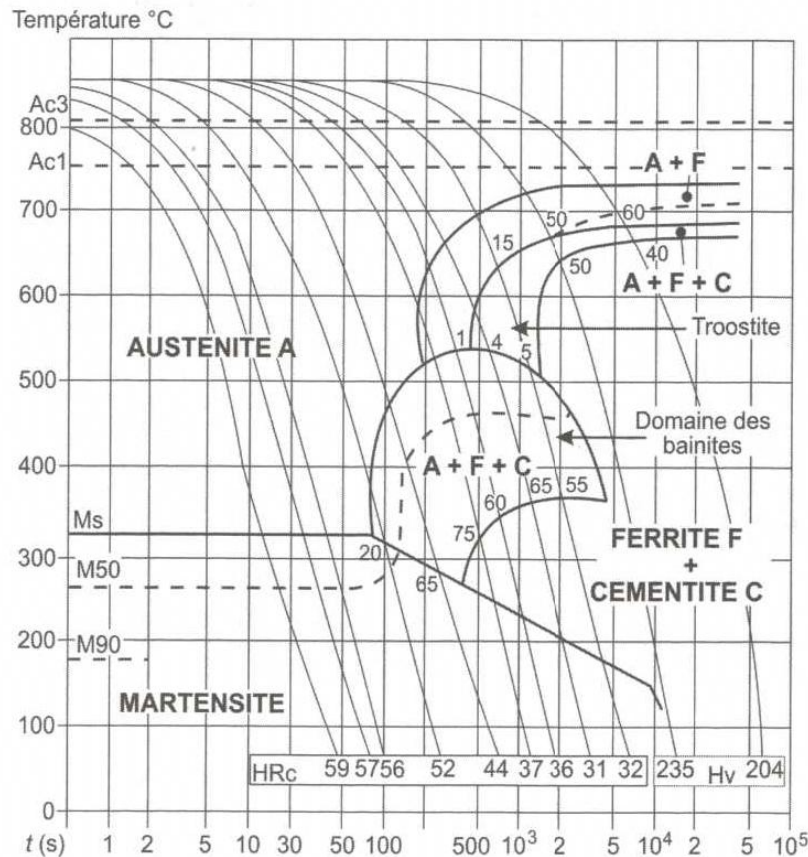


Figure III.38 – Exemple de diagramme TRC d'un acier 34 CrMo 4. Les chiffres sur les courbes donnent la quantité (% poids) d'austénite qui s'est décomposée dans le domaine traversé.

La dureté finale, après les transformations successives est portée à la fin des courbes de refroidissement.

Remarque III.7 Ces courbes correspondent au refroidissement des petites éprouvettes dilatométriques qui ont été utilisées pour la détermination du diagramme. Pour connaître le comportement d'un barreau d'acier de diamètre donné refroidi dans un milieu donné, il faudra déterminer les vitesses de refroidissement en tout point de la section.

III.2.4.2 Diagrammes TTT

On peut utiliser les principes de la décomposition isotherme des aciers pour réaliser des traitements thermiques. Au lieu de tremper directement les pièces jusqu'au domaine martensitique, on effectue une trempe isotherme. Cette trempe isotherme consiste à amener rapidement la pièce à une température donnée en restant dans le domaine austénitique, puis à la maintenir à cette température un temps suffisant pour obtenir les transformations (Figure III.39).

A tout moment on peut interrompre la décomposition par une trempe dans le domaine martensitique pour obtenir une structure mixte. La figure III.40 montre de telles structures mixtes ainsi qu'un exemple de diagramme TTT d'un acier allié (34

CrMo 4). On remarque la présence d'un deuxième nez : nez bainitique. La ligne en trait mixte dans le domaine A + F, marque l'apparition d'une ferrite aciculaire.

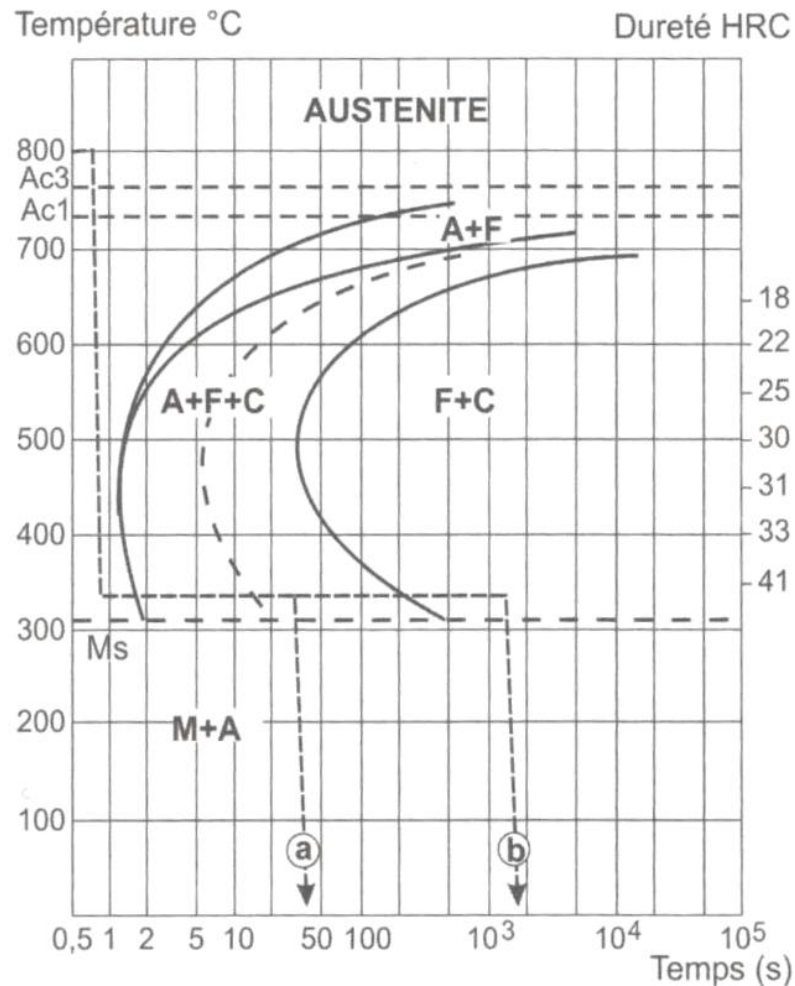


Figure III.39 – Exemple de diagramme TTT pour un acier C55 : A = austénite, F = ferrite, C = cémentite, M = martensite. La zone de formation des bainites n'est pas délimitée mais on peut évaluer sa position en observant l'échelle des duretés, à droite. Des exemples de traitements (a et b) sont indiqués sur la figure. L'échelle de dureté (à droite) correspond à un traitement isotherme complet.

Remarque III.8

⚠ Bien que les diagrammes TTT et TRC se ressemblent, on ne doit pas utiliser des courbes TTT pour suivre un refroidissement continu. En fait les cinétiques sont différentes et la courbe TTT est toujours à gauche de la courbe TRC.

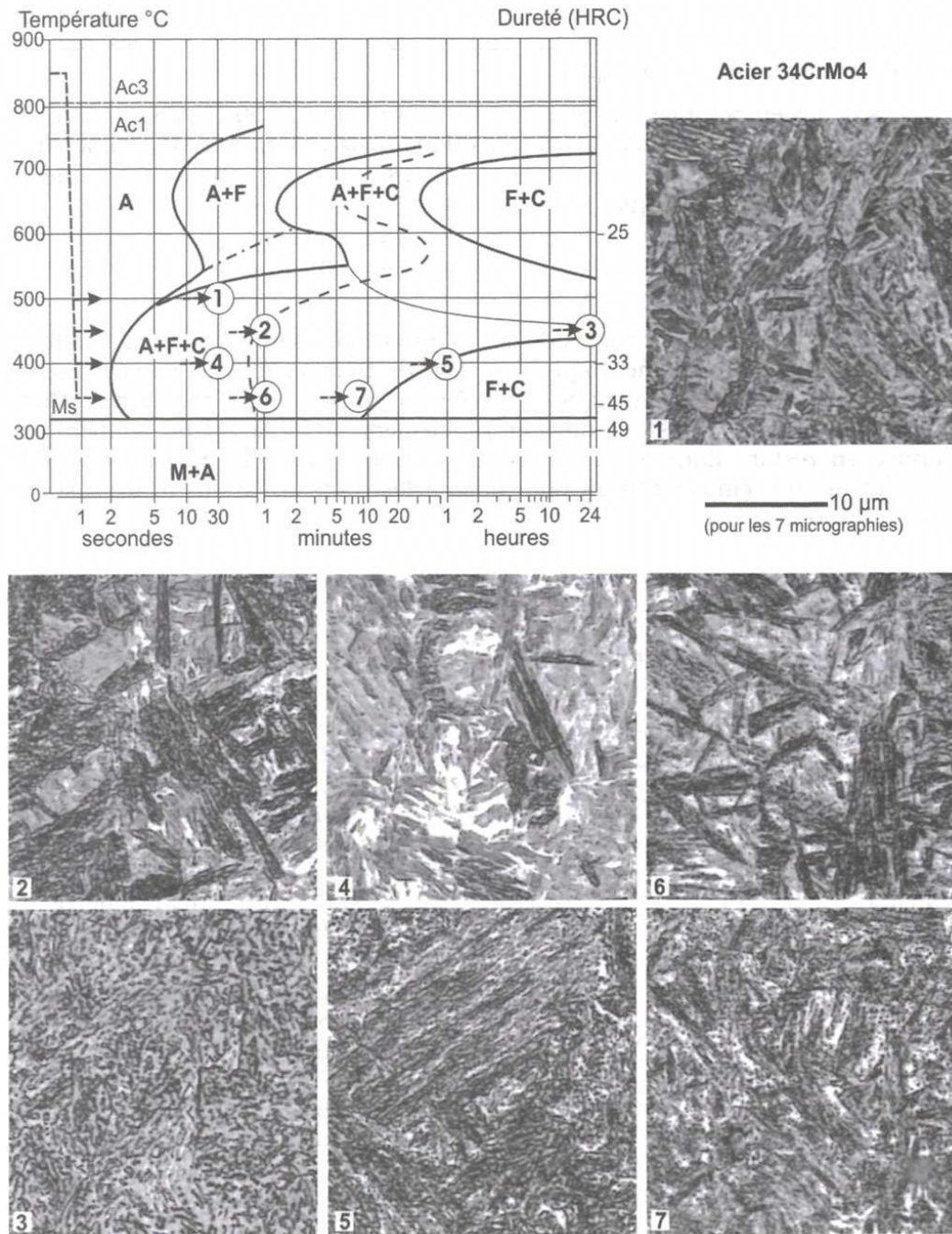


Figure III.40 – Diagramme TTT d'un acier 34 CrMo 4. Les micrographies correspondent aux parcours 1 à 7 indiqués sur le diagramme. La micrographie 1 correspond à la limite ferrite aciculaire-bainite supérieure (sur fond de martensite). Les micrographies 2 à 7 vont 2 par 2, les micrographies paires correspondent à des transformations isothermes incomplètes, arrêtées par trempe martensitique (les bainites apparaissent en sombre, la martensite en gris clair), les impaires correspondent à la transformation complète. Le couple 2 et 3 et le couple 4 et 5 correspondent à une bainite supérieure, en 3 la microstructure est devenue nodulaire en raison du long temps de maintien (24 heures). Le couple 6 et 7 correspond à une bainite inférieure.

III.2.4.3 Traitements isothermes industriels

Ils consistent (Figure III.41) en :

- une austénitisation en four ou en bain de sels, suivie d'une immersion et d'un maintien dans un four ou dans un bain de sels à température constante ;
- un refroidissement, soit rapide (trempe martensitique), soit lent (air).

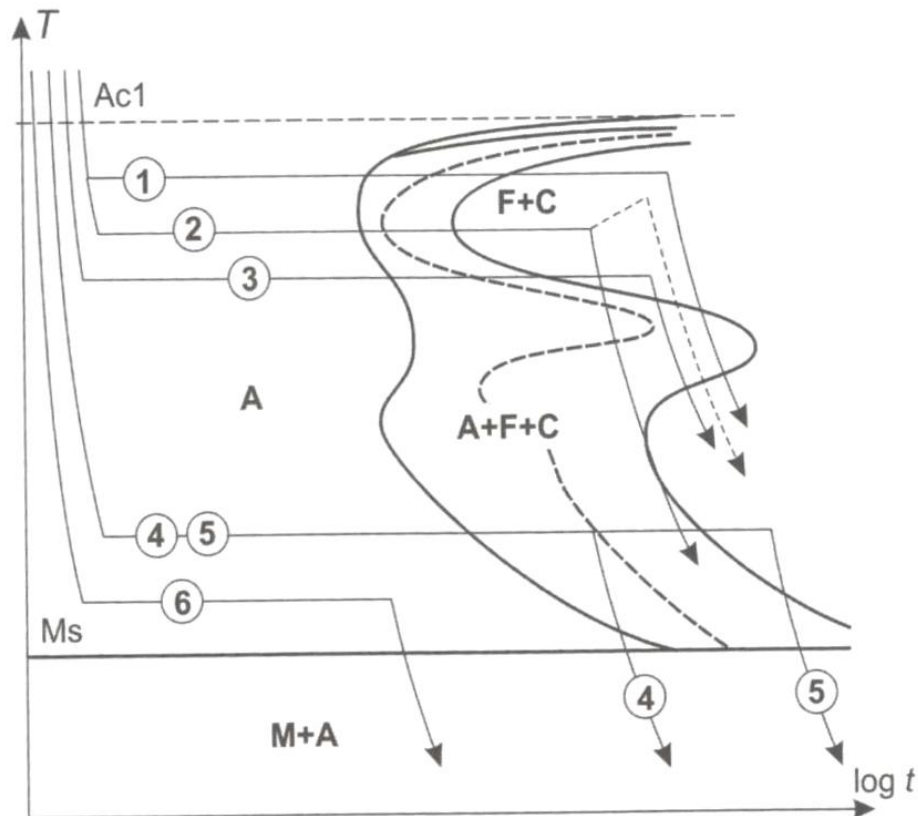


Figure III.41 – Principaux traitements thermiques isothermes : 1) Recuit isotherme ; 2) Recuit isotherme d'un acier autotrempeant suivi éventuellement d'un réchauffage d'adoucissement (trajet en pointillés) ; 3) Patentage destiné au traitement des fils afin de leur donner une structure favorisant un tréfilage ultérieur ; 4) Trempe mixte bainito-martensitique (exemple d'une structure contenant 50 % de bainite) ; 5) Trempe bainitique (parfois appelée trempe austénitique ou austempering, on obtient de la bainite inférieure, dont les caractéristiques mécaniques valent celles de la martensite revenue, procédé intéressant en cas de fragilité de revenu ou pour des pièces petites ou complexes, par exemple des ressorts) ; 6) Trempe étagée martensitique retardant la transformation martensitique jusqu'à ce que la température soit homogène dans toute la pièce (à la trempe la martensite est fine et homogène, ce procédé réduit le risque d'apparition de criques dans les pièces présentant des variations de section).

III.2.5 Revenu des aciers

Quoique la martensite avec 0.8 m% de carbone soit très dure, elle est aussi très fragile. Vous pouvez tremper à l'eau un barreau d'acier à outil de 3 mm et ensuite

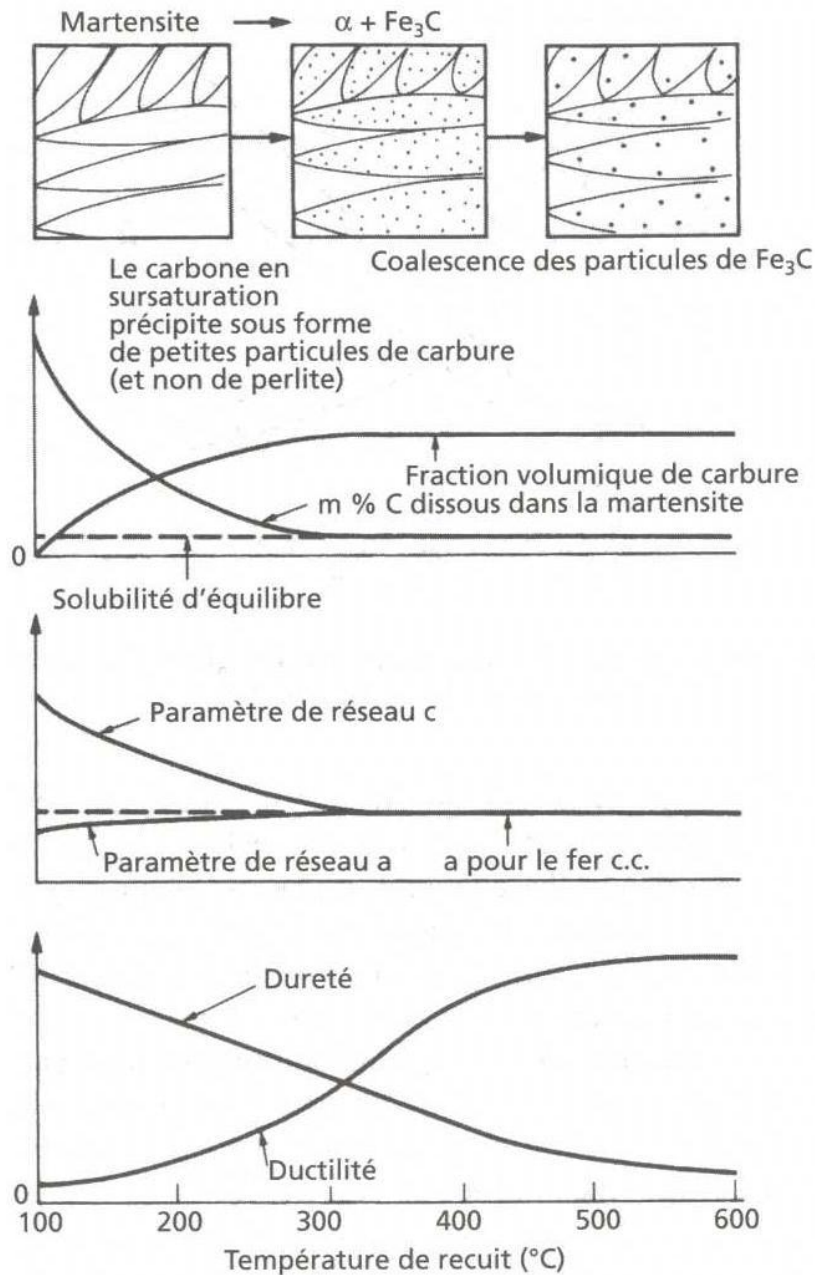


Figure III.42 – Changements durant le revenu de la martensite. Il y a une grande force motrice pour la transformation de la martensite pour donner les phases d'équilibre $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$. Une température plus élevée donne aux atomes plus d'agitation thermique et la transformation peut avoir lieu.

le casser aussi facilement qu'une carotte. Mais si vous faites revenir la martensite (en la réchauffant entre 300 et 600°C), vous pouvez, au prix d'une perte modeste de dureté, recouvrer la ténacité perdue dans la trempe. Ce traitement thermique permet aux atomes de carbone de migrer dans la solution sursaturée et de former de très fins précipités de carbure Fe_3C (Figure III.42). Le réseau relaxe alors vers la structure d'équilibre α , CC non distordue et en conséquence la ductilité augmente. Les précipités de carbure jouent un rôle durcissant qui permet de garder une dureté élevée.

Toutefois, si l'acier est sur-revenu, les particules de carbure coalescent (deviennent plus distantes les unes des autres) et la dureté chute. La figure III.43 montre les améliorations considérables de la limite élastique et de la résistance à la traction que le traitement de trempe et revenu permet d'obtenir dans les aciers.

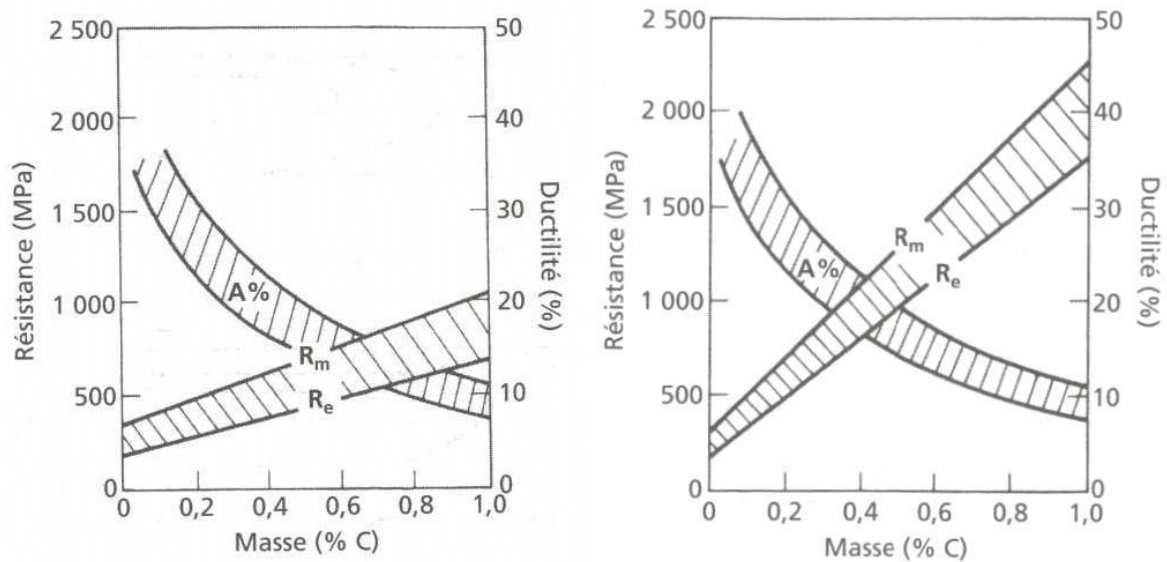


Figure III.43 – A gauche : propriétés mécaniques des aciers normalisés ; A droite : propriétés mécaniques des aciers trempés et revenus.

Dans le vocabulaire du traitement thermique on utilise le mot revenu dans les termes suivant :

- revenu après trempe ;
- revenu de durcissement par précipitation ;
- revenu de détente ou de stabilisation destiné à permettre le relâchement des contraintes résiduelles après trempe.

Les trempes conduisent à des structures hors équilibre, on observe lors des revenus des décompositions de la martensite et de la bainite pouvant conduire à la structure d'équilibre ferrite α + cémentite. Avant d'arriver à cet état final on passe par une série d'états intermédiaires correspondant à des structures bien déterminées (Figure III.44).

Remarque III.9 Il existe deux mécanismes de durcissement secondaire pouvant intervenir durant le traitement de revenu :

- transformation martensitique de l'austénite résiduelle ;
- formation de carbures et précipités.

et deux mécanismes de fragilisation :

- Fragilité de revenu de la martensite ;
- Fragilité de revenu réversible.

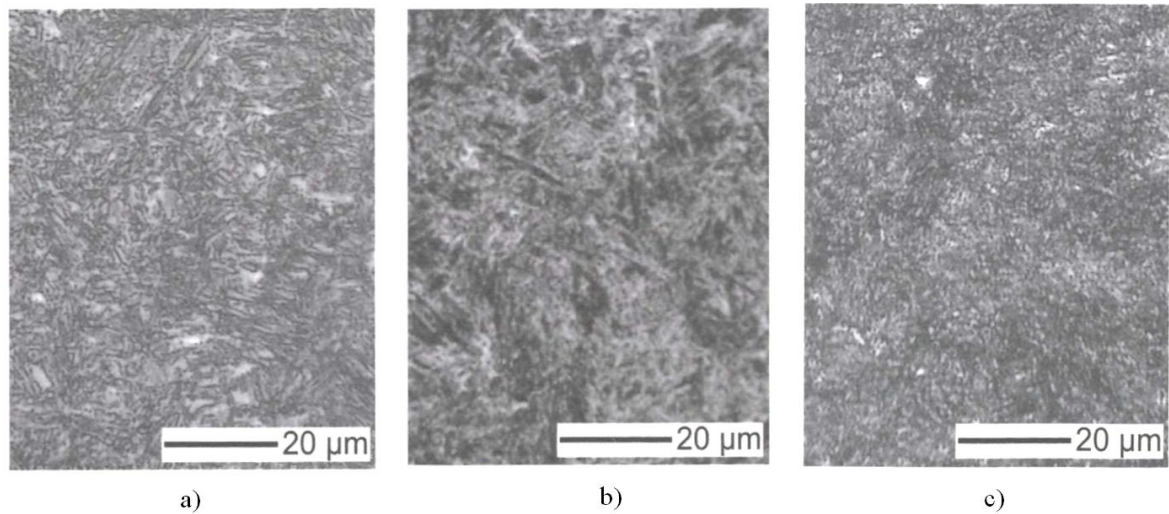


Figure III.44 – Evolution de la microstructure d'un acier C38 : a) après trempe martensitique; b) après trempe martensitique et revenu à 200°C; c) après trempe martensitique et revenu à 400°C.

III.2.6 Trempabilité des aciers

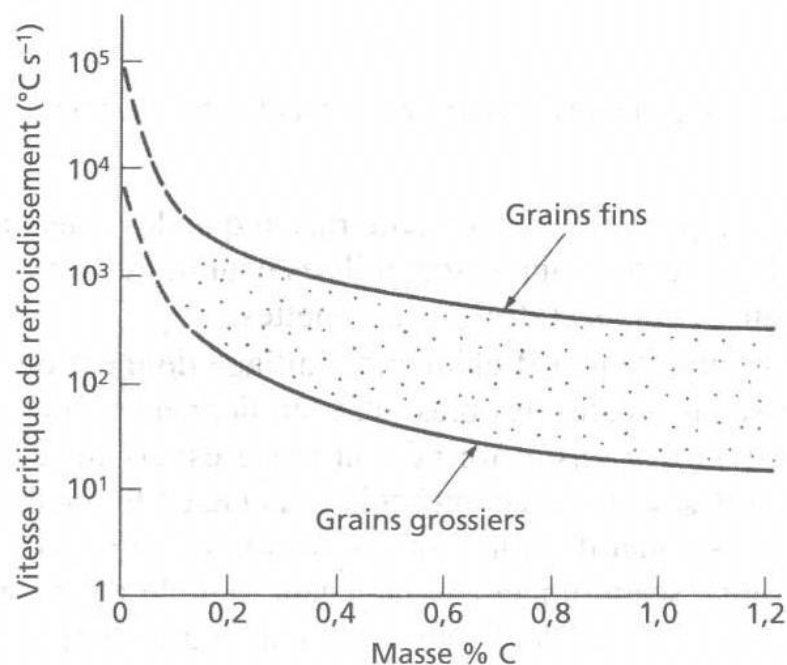


Figure III.45 – Effets de la teneur en carbone et de la taille de grain sur la vitesse critique de trempe.

Nous avons vu dans les sections précédentes que les aciers au carbone pouvaient être durcis par une trempe suivie d'un revenu. Pour optimiser les propriétés, la trempe doit permettre d'éviter le nez de la courbe TTT, et cette vitesse de trempe limite

s'appelle la vitesse critique de trempe (VCT). Si nous trempions à une vitesse au moins égale à cette dernière l'acier se transformera à 100 % en martensite. La vitesse critique de refroidissement pour un acier usuel dépend de la teneur en carbone et de la taille de grain. Nous avons déjà vu que l'ajout de carbone diminue de plusieurs ordres de grandeur la vitesse de la transformation diffusif : la vitesse critique de trempe passe de $10^5 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ pour le fer pur à $200^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ pour un acier à 0.8 % de carbone (Figure III.45). Nous savons également que la vitesse de transformation pour un mécanisme diffusif est proportionnelle au nombre de germes formés par seconde et par unité de volume. Comme les joints de grains sont des sites de nucléation, un acier à grains fins aura plus de germes qu'un acier à grains grossiers et se transformera donc plus vite que ce dernier : il aura une vitesse critique de trempe plus élevée (Figure III.45).

La trempe suivie d'un revenu est d'ordinaire réservée aux aciers ayant plus d'environ 0.1 % de carbone. La figure III.45 nous montre que, si l'on veut obtenir 100 % de martensite, la vitesse de trempe doit excéder 100 à 2 000 $^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Transformer la surface d'une pièce en martensite ne pose pas de problème : il suffit de plonger l'acier chauffé au rouge dans un bain d'eau ou d'huile. Mais pour des pièces de taille importante, le cœur de la pièce, au contraire de la surface, ne sera pas assez rapidement refroidi par la trempe et ne sera pas convenablement durci. Pire encore, une trempe trop violente peut créer des contraintes de rétreint qui peuvent fracturer la martensite non encore revenue, encore fragile.

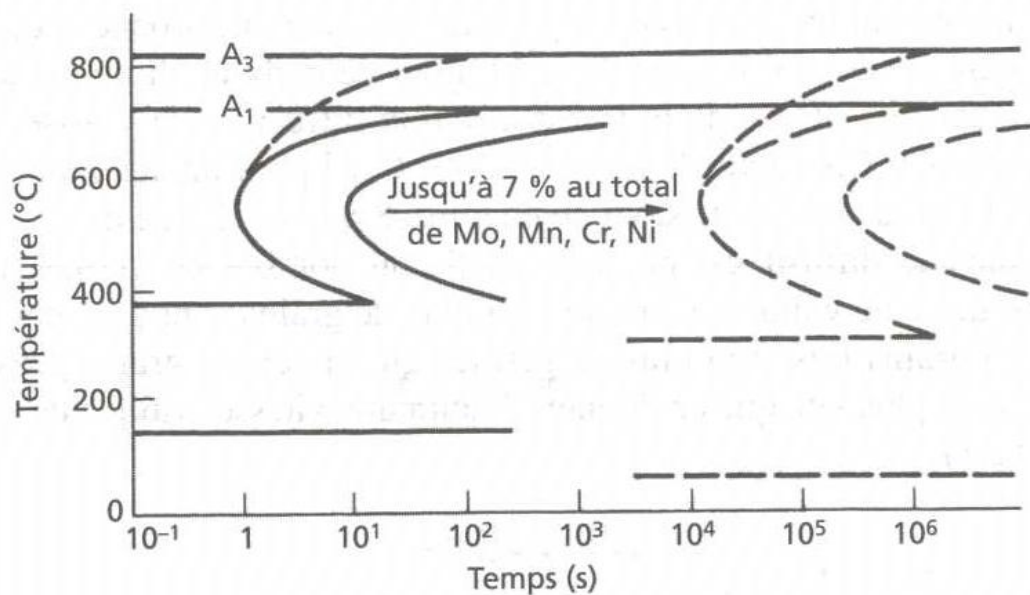


Figure III.46 – Les éléments d'alliage améliorent la trempabilité des aciers.

On peut éviter ces problèmes par l'ajout d'éléments d'alliage. La courbe TTT dans son ensemble est décalée vers la droite par l'ajout de quelques % d'un élément d'alliage convenablement choisi - habituellement le molybdène (Mo), le manganèse (Mn), le chrome (Cr) ou le nickel (Ni) (Figure III.46). De nombreux aciers faiblement alliés à bonne trempabilité, c'est-à-dire présentant une épaisse couche de martensite en surface, ont été développés. C'est pour cette raison que des aciers ayant 0.2 à 0.6 % de C et de 2 à 7 % d'éléments d'alliage sont utilisés pour des vilebrequins, des boulons, des ressorts, des transmissions et des clés à molettes.

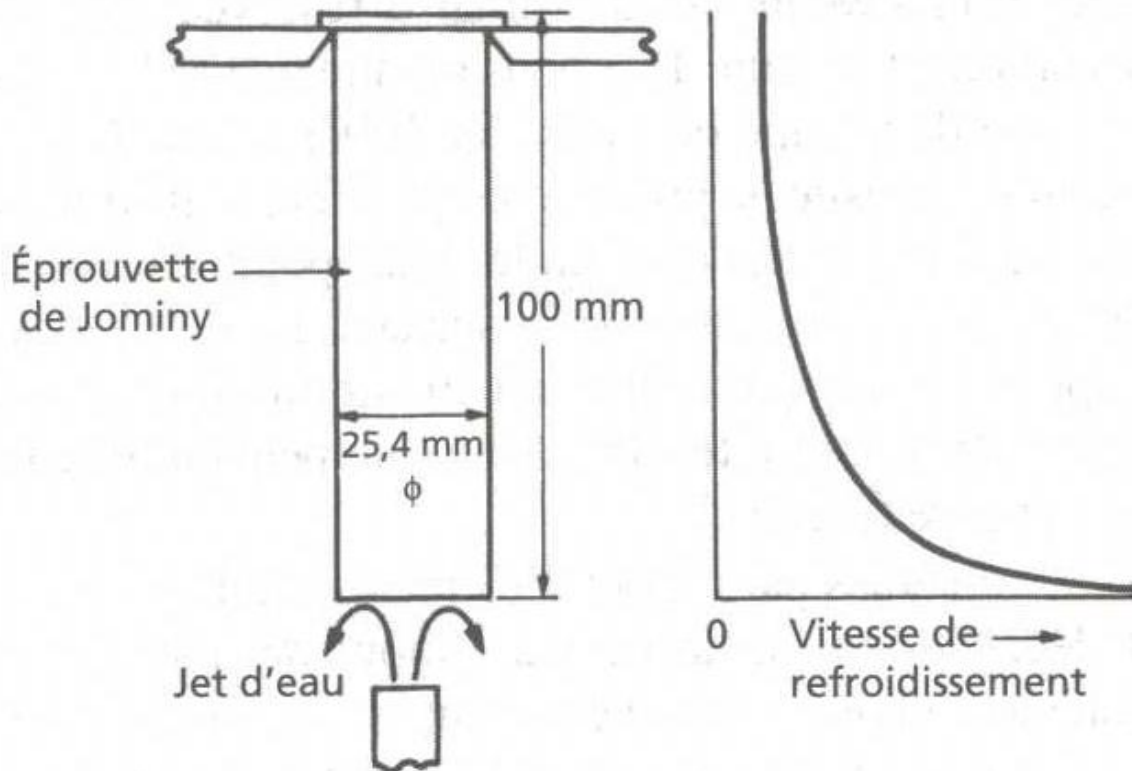


Figure III.47 – L'essai Jominy pour l'aptitude au durcissement par trempe.

Les aciers à plus faible teneur d'éléments d'alliage donnent de la martensite par trempe à l'huile (assez modérée), les plus alliés en donnent même quand la trempe a lieu à l'air. Une fois la martensite formée, la pièce est soumise à un revenu pour obtenir le compromis désiré entre la dureté et la ténacité. La trempabilité est d'une telle importance qu'il est essentiel d'avoir à sa disposition un test facile pour la mesurer. L'essai Jominy, quoique scientifiquement inélégant, remplit cette fonction. Une barre de 100 mm de long et 25.4 mm de diamètre est portée à la température d'apparition de l'austénite. Quand tous les éléments d'alliage sont passés en solution, la barre est refroidie à l'une de ses extrémités par un jet d'eau (Figure III.47). La surface se refroidit très rapidement mais en arrière de la surface la vitesse de refroidissement est plus lente. Quand la barre est totalement refroidie, on mesure la dureté le long de l'éprouvette.

Un acier de bonne trempabilité présentera une dureté élevée et constante le long l'éprouvette (Figure III.48), car la vitesse de refroidissement sera partout supérieure à la vitesse critique et la transformation en martensite sera totale. Un acier de trempabilité moyenne aura un comportement très différent (Figure III.48) : la vitesse critique de trempe est beaucoup plus élevée et sera dépassée uniquement dans les premiers centimètres de la barre. Dès lors que la vitesse de refroidissement devient plus faible que sa valeur critique, on obtiendra de la bainite et non de la martensite, et la dureté chutera rapidement.

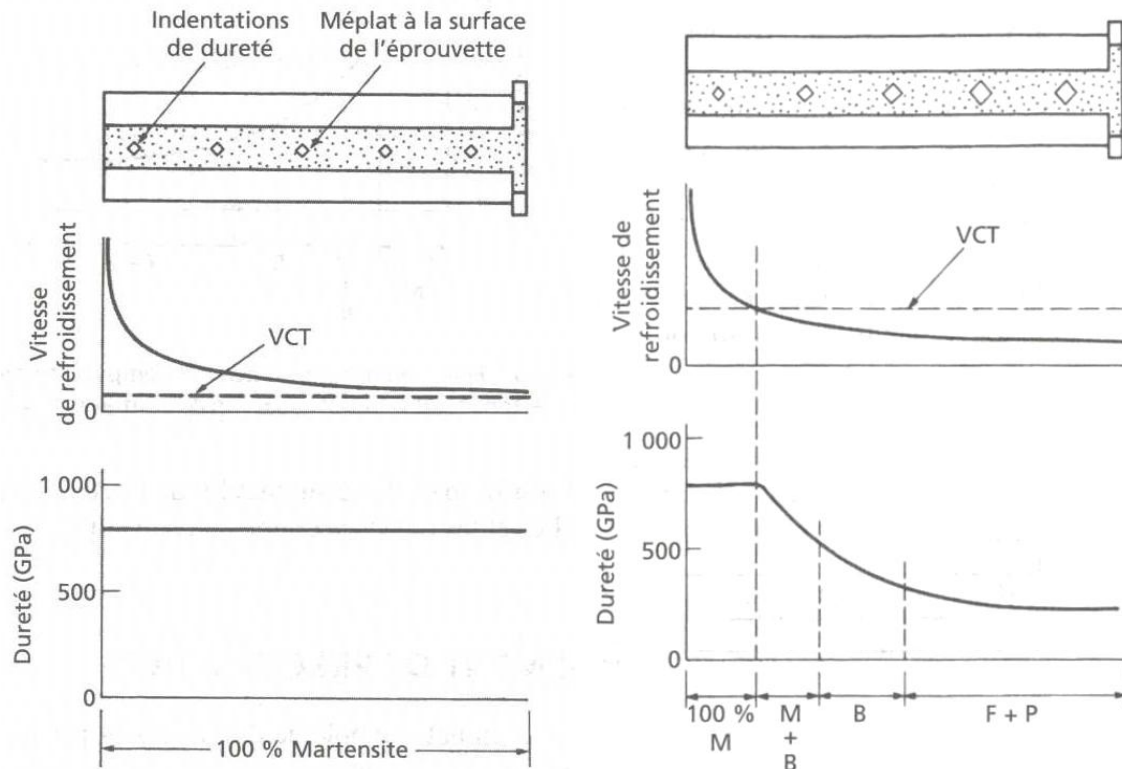


Figure III.48 – Essai Jominy. A gauche : acier à forte trempabilité ; à droite : un acier à trempabilité moyenne (M = martensite, B = bainite, F = ferrite primaire, P = Perlite).

III.3 Traitements thermiques des autres métaux

III.3.1 Traitements thermiques des fontes

Les fontes possèdent une matrice ferritique/perlitique qui a toutes les propriétés d'un acier et peut, par conséquent, subir des traitements thermiques. Toutefois on trouve dans la matrice :

- du graphite lamellaire, nodulaire ou globulaire,
- des carbures,

qui remettent du carbone en solution pendant la phase d'austénitisation en enrichissant la matrice. Lors du refroidissement, la matrice peut s'appauvrir en carbone par précipitation sur les phases préexistantes. La cémentite peut ainsi se transformer en graphite plus stable.

En raison de l'effet d'entaille introduit par les lamelles de graphite, les fontes à graphite lamellaire ne supportent pas les trempes trop sévères (trempe à l'eau exclue...).

On distingue les traitements thermiques suivants :

- Les recuits destinés à obtenir une microstructure donnée, à relaxer les contraintes des pièces moulées ou à les adoucir pour en améliorer l'usinabilité.
- Les traitements d'adoucissement.

- Les traitements destinés à augmenter les caractéristiques mécaniques : trempe et revenu et surtout traitements bainitiques.
- Les traitements thermochimiques comme la nitruration.

III.3.2 Durcissement et traitements thermiques des alliages non ferreux

On a pu constater dans les chapitres précédents que les traitements thermiques modifient considérablement la structure et le comportement mécanique des aciers et des fontes. Utilisés tout d'abord empiriquement, au hasard des minerais exploités, en faisant appel à des techniques plus ou moins fondées, ils n'ont été appliqués intentionnellement en vue de réaliser des structures bien précises qu'au XIX^{ième} siècle. L'élaboration des alliages non ferreux étant en général plus récente que celle des aciers, leurs traitements thermiques n'ont été tentés que beaucoup plus tardivement. C'est ainsi que le comportement en traitement thermique du duralumin conçu en Allemagne, étudié à partir de 1910, n'a été élucidé qu'en 1935, grâce aux travaux de Guinier. La compréhension du mécanisme de son durcissement a permis le développement ultérieur des traitements thermiques des alliages de cuivre, magnésium, titane, des superalliages à base nickel ou cobalt. . .

Le tableau III.2 résume les principaux modes de durcissement des alliages non ferreux. Sur ce tableau on a distingué (écriture italique grasse) les modes de durcissement qui peuvent intervenir sur les produits finis ou semi-finis, et qui relèvent du traitement thermique, des autres modes (écriture droite) qui relèvent de l'élaboration des alliages.

Table III.2 – Modes de durcissement des principaux alliages non ferreux.

Famille	Modes de durcissement
Al (CFC)	- Solution solide de substitution (<i>Al-Mg</i>) - Dispersion de précipités (<i>Al-Mn</i>) - Durcissement structural (<i>Al-Cu</i> , <i>Al-Si-Mg</i> , <i>Al-Zn-Mg</i> , <i>Al-Zn-Mg-Cu</i>)
Cu (CFC)	- Solutions solides de substitution (<i>laiton Cu-Zn</i> , <i>bronze Cu-Sn</i>) - Durcissement structural avec écrouissage entre trempe et revenu (<i>Cu-Be-Co</i> , <i>Cu-Ni-Si</i> , <i>Cu-Cr</i> , <i>Cu-Zr</i>) - Décomposition spinodale (<i>Cu-Ni-X</i>) - Trempe martensitique et revenu (<i>Cu₁₀-Al₅-Ni₅-Fe</i>)
Zn (HC)	- Solutions solides (<i>Cu</i> , <i>Mg</i>) - Eutectique α - β (<i>Mg-Al</i>)
Ni (CFC)	- Solutions solides de substitution (<i>W</i> , <i>Mo</i> , <i>Ta</i>) - Précipitation de carbures (<i>Cr</i> , <i>Mo</i> , <i>W</i> , <i>Ti</i>) - Précipitation de Ni₃ (<i>Al</i> , <i>Ti</i>), de Ni₃Nb (<i>Inconel</i>)
Mg (HC)	- Durcissement structural (<i>alliages de fonderie : Mg-Al-Zn</i> , <i>Mg-Zr</i> , <i>Mg-terr.rares-Y</i>)
Ti (Ti α HC Ti β CC)	- Solutions solides (durcissement des alliages α) - Trempe et revenu (surtout alliages β et $\alpha+\beta$) - Traitements thermomécaniques (alliages $\alpha+\beta$: succession de forgeages en phase β , puis en phase $\alpha+\beta$) - Précipitation de Ti₂Cu

Le principe général du durcissement des métaux et alliages est de bloquer les

mouvements des dislocations dont le glissement permet le début de la plastification. Quatre mécanismes peuvent être mis en jeu :

- durcissement par écrouissage ;
- durcissement par affinage des grains ;
- durcissement par solution solide ;
- durcissement par dispersion de précipités.

III.3.2.1 Durcissement par écrouissage

Les déformations plastiques à froid multiplient les dislocations qui se gênent mutuellement en provoquant l'augmentation de la limite d'élasticité et de la dureté du métal. On montre que le durcissement varie avec la racine carrée de la densité globale de dislocations. On peut réaliser cet écrouissage lors du formage de l'alliage (laminage, étirage, extrusion. . .). L'effet est annulé si l'on recuit le métal au-dessus de sa température de recristallisation.

III.3.2.2 Durcissement par affinage des grains

L'affinage de la taille des grains entraîne la multiplication des joints de grains. Ceux-ci constituent des obstacles au déplacement des dislocations. La limite d'élasticité du matériau suit une loi de Hall-Petch.

III.3.2.3 Durcissement par solution solide

Dans une solution solide de substitution, les distorsions du réseau dues à l'effet de taille des atomes étrangers limitent les mouvements des dislocations. De plus les atomes du solvant et du soluté diffèrent par leurs forces interatomiques, ce qui augmente les interactions avec les dislocations. L'effet durcissant augmente pratiquement linéairement avec la teneur en élément d'addition et peut varier selon que les atomes du soluté s'amassent en agrégats (zones de Guinier-Preston) ou se regroupent en structure ordonnée (cas voisin du durcissement par précipitation ci-dessous). Dans le cas de solutions solides d'insertion la différence de taille entre les atomes est plus marquée et crée des distorsions élastiques entraînant une augmentation de dureté encore plus accentuée.

III.3.2.4 Durcissement par dispersion de précipités

On disperse dans le réseau cristallin de très fines particules d'une phase non soluble (on réalise cette opération en utilisant des éléments d'alliage qui réagissent entre eux ou avec le métal de base pour former des précipités) :

- Les précipités les plus importants sont contournés par les dislocations avec formation de boucles de dislocation (ce mécanisme consomme de l'énergie et augmente par conséquent l'énergie de déformation). Dans ce cas la contrainte permettant le déplacement des dislocations ne dépend pas de la nature chimique des précipités mais de leur diamètre.
- Si les précipités sont en dessous d'une taille critique et sont cohérents avec la matrice, les dislocations les cisailent sous l'effet d'une contrainte qui dépend, entre autres, de la composition chimique du précipité.

Remarque III.10

1. Certains éléments d'addition permettent d'obtenir des caractéristiques mécaniques plus élevées que le matériau pur, à écrouissage identique. On traduit ce phénomène par le terme de prise d'écrouissage. C'est le cas du cuivre au cadmium.
2. Il existe également des éléments permettant la rétention d'écrouissage, ce qui permet à un alliage écroui de conserver ses caractéristiques mécaniques lors d'une élévation (limitée) de température.
3. Les moyens pour obtenir le durcissement peuvent être très variés, ainsi, pour disperser des précipités d'oxyde au sein d'alliages frittés (cas de superalliages à durcissement par dispersion d'oxyde d'yttrium) on peut, par exemple, utiliser un procédé très particulier dit de mechanical alloying. On obtient une dispersion très fine de l'oxyde par broyage mécanique prolongé (plusieurs heures) d'un mélange de l'oxyde fondu et de poudre métallique.

III.3.2.5 Bilan

Si l'on dresse le bilan de ce qui est réalisable pour améliorer les propriétés mécaniques des alliages non ferreux, on trouve que :

- Les durcissements par écrouissage et/ou par affinage des grains sont plus ou moins applicables à tous les alliages.
- Les autres modes de durcissement, formation de solutions solides et formation de précipités dépendent du métal de base et de l'élément ou des élément(s) d'alliage utilisé(s).

Comparativement aux aciers, la trempe ne durcit pas directement les alliages non ferreux. Ceux-ci sont souvent formés à partir d'un métal de base ne disposant pas de plusieurs formes cristallographiques et ne présentant pas des solutions solides interstitielles offrant à chaud une solubilité supérieure en élément d'insertion. En effet, beaucoup de ces métaux ne comportent qu'un seul type de réseau (pas de transformation allotropique).

Une opération de durcissement structural est un traitement thermique comportant trois étapes et menant à la formation de précipités à partir d'une solution sursaturée :

1. chauffage à une température suffisamment élevée pour mettre les éléments d'addition en solution solide,
2. refroidissement rapide ou trempe pour maintenir la solution solide sursaturée à la température ambiante,
3. durcissement (précipitation) de l'alliage par simple maturation (ou vieillissement) à la température ambiante (le paramètre est le temps de maturation) ou par revenu (les paramètres sont la température de revenu et la durée).

D'une manière générale plus les précipités sont fins, plus ils sont actifs. Le durcissement structural peut être complété par un écrouissage qui permet de favoriser une nouvelle germination conduisant à une nouvelle structure plus fine : on parle alors de traitement thermomécanique. La trempe peut amener des contraintes internes gênantes dans le matériau, celles-ci peuvent être relaxées par l'écrouissage.

Vocabulaire anglais technique

Français	Anglais
austénite	austenite
austénite résiduelle	retained austenite, residual austenite
austénitisation	austenitizing
bainite	bainite
cémentite	cementite
diagramme Température-Temps-Transformation (TTT)	TTT (time temperature transformation) diagram
diagramme Transformation en Refroidissement Continu (TRC)	CCT (continuous cooling transformation) diagram
essai Jominy	Jominy end quench test, Jominy test
ferrite	ferrite
martensite	martensite
perlite	perlite, pearlite
recuit d'adouccissement	softening anneal, soft annealing, full annealing, softening
recuit de coalescence ou de globulisation	spheroidising (UK), spheroidizing (US), coalescence annealing, solution heat treat anneal
recuit de recristallisation	recrystallization annealing, recrystallizing, sub-critical annealing
recuit de régénération des grains	grain refining, grain refinement, regenerative annealing, grain refining treatment
recuit d'homogénéisation	homogenizing, homogenizing heating
recuits de détente	stress free annealing, stress relief, stress relieving, stabilizing anneal
revenue	tempering, artificial ageing
structure aciculaire	acicular structure
traitement thermique	heat treatment, thermal treatment
transformation martensitique	martensitic transformation
trepabilité	hardenability
trempe	quenching

Pour en savoir plus

Les ouvrages de références

Pour en savoir plus sur les traitement thermiques, consulter les ouvrages de référence :

- J.-P. Bailon & J.-M. Dorlot (2000) *Des Matériaux (3^e édition)* (620.112 BAI)
- A. Cornet & F. Hlawka (2010). *Métallurgie mécanique : Du microscopique au macroscopique*. Ellipses (620.11 COR)
- J. Philibert, A. Vignes, Y. Bréchet & P. Combrade (2002). *Métallurgie. Du minéral au matériau*. Dunod (669 MET)
- J. Barralis & G. Maeder (2005) *Précis Métallurgie : élaboration, structures-propriétés, normalisation*. Afnor : Nathan (669 BAR)
- M. F. Ashby & D. R. H. Jones (2008) *Matériaux : 2. Microstructure, mise en œuvre et conception. (3^e édition)*. Dunod (620.11 ASH)

Vocabulaire anglais

Pour le vocabulaire anglais technique, il est conseillé de consulter le site du Grand Dictionnaire Terminologique (<http://gdt.oqlf.gouv.qc.ca/>)

Exercices

Exercice 1 : Recuits

Question 1 Représenter sur un diagramme fer-carbone les domaines correspondant à :

- Recuit de stabilisation
- Recuit d'homogénéisation
- Recuit d'adoucissement
- Recuit de recristallisation après écrouissage
- Domaine d'auténitisation

Exercice 2 : Diagramme TTT

Question 1 Que signifie le terme diagramme TTT ?

Question 2 Représentez le diagramme TTT d'un acier ordinaire à la composition eutectoïde qui présente les caractéristiques suivantes :

1. A 650°C , le taux de transformation de l'austénite (phase CFC) est de 1 % en 10 secondes et de 99 % en 100 secondes.
2. La transformation la plus rapide se produit à 550°C . A cette température, le taux de transformation de l'austénite est 1 % en 1 seconde et 99 % en 10 secondes.
3. A 360°C , le taux de transformation de l'austénite est 1 % en 10 secondes et 99 % en 300 secondes.
4. La température où débute la transformation martensitique est 240°C . A 100°C , 90 % de l'austénite a été transformée en martensite. La température où s'achève la transformation martensitique est 50°C .

Expliquez brièvement vos tracés.

Exercice 3 : Microstructure induite par traitement thermique

On veut produire les microstructures suivantes à partir d'un acier ordinaire au carbone de composition eutectoïde :

1. perlite ;
2. bainite ;
3. martensite ;
4. martensite revenue.

Question 1 Décrivez chaque microstructures et proposez (en vous aidant de schémas) un traitement thermique pour y parvenir.

Question 2 Identifiez les microstructures de la figure III.49 parmi les quatre propositions suivante :

- perlite ;
- martensite ;
- bainite inférieure ;
- bainite supérieure.

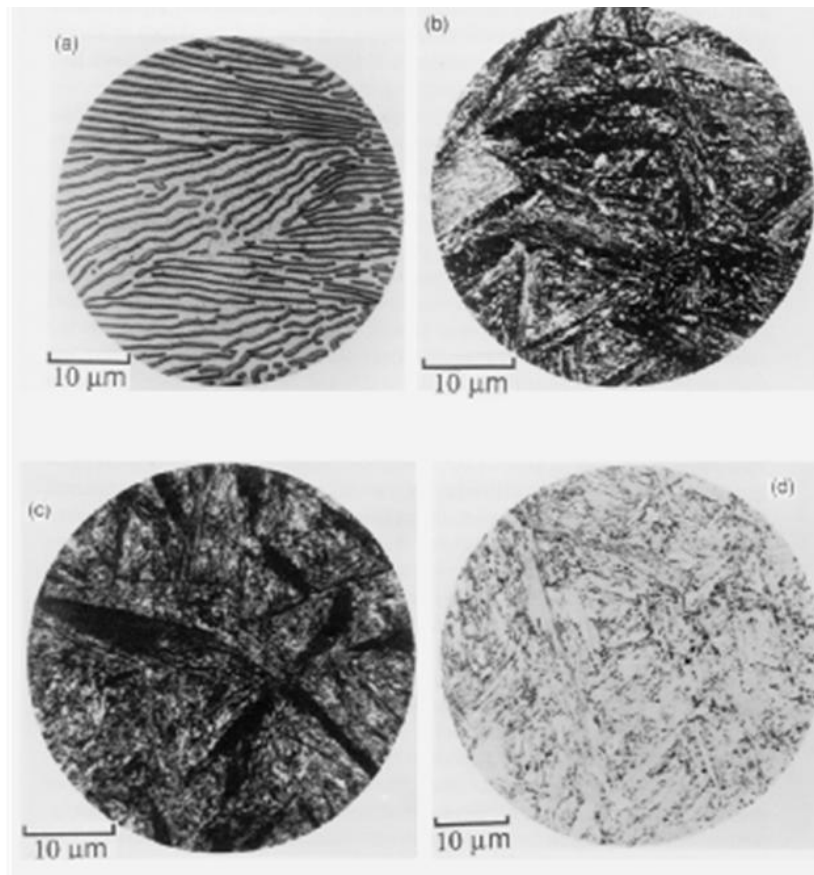


Figure III.49 – Micrographie d'un acier eutectoïde.

Exercice 4 : Trempabilité des aciers

Un arbre en acier de diamètre 40 mm doit être durci par traitement d'austénitisation suivi d'une trempe à l'huile froide. Le cœur doit être 100 % martensitique. Le tableau suivant donne la vitesse de refroidissement sur l'axe en fonction du diamètre de l'arbre.

Diamètre l'arbre (mm)	Vitesse de refroidissement (°C.s ⁻¹)
500	0.17
100	2.5
20	50
5	667

On propose de réaliser l'arbre en acier faiblement allié NiCrMo. La relation empirique ci-dessous donne les vitesses critiques de trempe de tels aciers en fonction des pourcentages massiques de chaque éléments d'alliage :

$$\log_{10} (\text{VTC en } ^\circ\text{C.s}^{-1}) = 4.3 - 3.27C - \frac{Mn + Cr + Mo + Ni}{1.6} \quad (\text{III.1})$$

Question 1 Quels alliages parmi la liste (Tableau III.3) peuvent être utilisés pour réaliser l'arbre ?

Table III.3 – Liste d'aciers alliés.

		Pourcentages massiques				
		C	Mn	Cr	Mo	Ni
Acier	A	0,30	0,80	0,50	0,20	0,55
	B	0,40	0,60	1,20	0,30	1,50
	C	0,36	0,70	1,50	0,25	1,50
	D	0,40	0,60	1,20	0,15	1,50
	E	0,41	0,85	0,50	0,25	0,55
	F	0,40	0,65	0,75	0,25	0,85
	G	0,40	0,60	0,65	0,55	2,55

Indication : représentez en échelle logarithmique la vitesse de refroidissement en fonction du diamètre de l'arbre : la relation est alors linéaire.

Exercice 5 : Influence des éléments d'additions et de la taille de grain

Question 1 Expliquez ce qui suit :

1. La vitesse critique de trempe est d'environ $700^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ pour un acier à 0.6 % de carbone à grain fin, mais seulement de $30^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ pour la même composition à gros grains.
2. Un acier inoxydable contenant 18 % de Cr est CC à température ambiante, tandis qu'un acier inoxydable contenant 18 % de Cr et 8 % de Ni est CFC à température ambiante.
3. Les aciers rapides pour outillage restent durs même si la microstructure initialement martensitique a été sur-revenue.

Chapitre -IV-

Traitements de surfaces

Table des Matières

IV.1	Domaines de l'ingénierie des surfaces	132
IV.1.1	Sollicitation des surfaces industrielles	132
IV.1.2	Ingénierie des surfaces	132
IV.2	Traitements de surface	136
IV.2.1	Traitements thermiques de surface	137
IV.2.2	Traitements électrolytiques	139
IV.2.3	Métallisation	140
IV.2.4	Dépôts particuliers	141
IV.2.5	Revêtements organiques ; peintures et vernis	142

Objectifs

- Connaître les principaux traitements de surface et les caractéristiques des traitements thermiques de surface, des traitements électrolytiques de la métallisation.
- Connaître quelques éléments sur les peintures et les vernis.

IV.1 Domaines de l'ingénierie des surfaces

IV.1.1 Sollicitation des surfaces industrielles

Les pièces mécaniques sont, par définition, des objets faisant partie de systèmes mécaniques. Ces objets ont une relation :

- avec les autres objets du système par des assemblages et des actions de contact : pression, frottement, glissement, échange de chaleur, passage de courant électrique, réactions entre matériaux. . .
- avec l'environnement du système : atmosphérique (réactivité, hygrométrie), thermique, mécanique (vibrations, accélérations)...

Des pièces, supposées correctement dimensionnées et réalisées avec des matériaux ne contenant pas de défauts anormaux, se dégradent selon plusieurs modes :

- par usure ;
- par corrosion ;
- par fatigue ;
- par fluage.

L'usure se manifeste sous différentes formes : usure abrasive, usure adhésive, usure par fatigue superficielle (pitting, écaillage), usure en petits débattement (fretting) . . . Elle affecte toutes les surfaces frottantes.

La corrosion est le fruit d'une interaction entre la pièce et son environnement se traduisant par une dégradation de la surface : oxydation (rouille), piqûres . . .

La fatigue et le fluage sont des modes de rupture progressive débutant en surface, généralement sur des défauts, y compris ceux introduits par les deux modes d'usure précédents.

Le point commun à ces modes est que la détérioration des pièces mécaniques débute toujours par la surface. En conséquence cette surface devrait avoir des caractéristiques particulières lui permettant de résister. On sait comment lutter contre chacun des modes de détérioration en commençant par optimiser le dessin des pièces et en recherchant le matériau et le traitement les mieux adaptés. La mise en œuvre est plus difficile car :

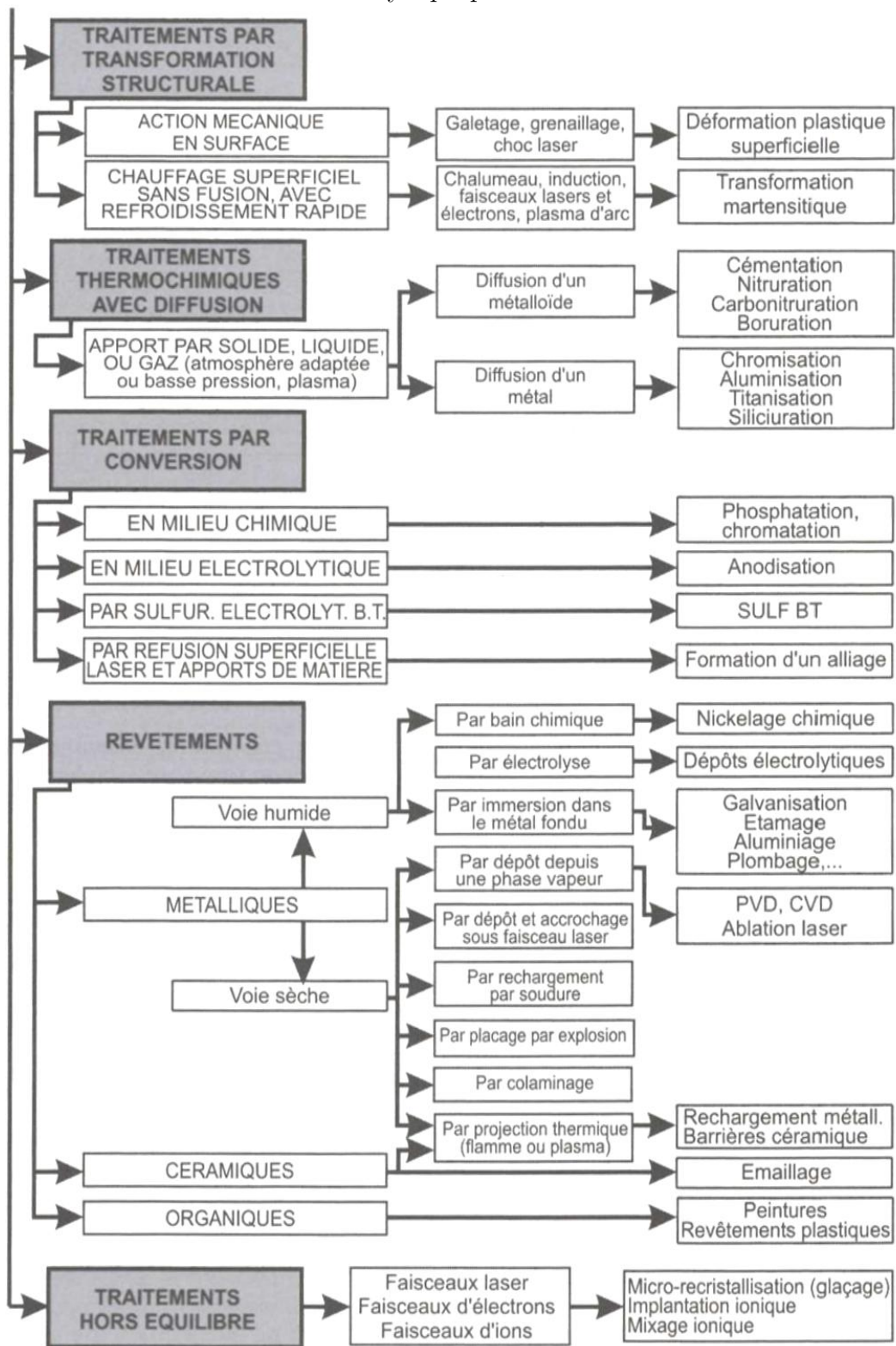
- les trois modes de détérioration ont tendance à se présenter ensemble en développant de redoutables synergies ;
- les solutions sont rarement compatibles avec les exigences de ténacité à cœur imposées par le calcul des pièces ;
- si, par chance, on trouve le matériau idéal, il est vraisemblablement trop coûteux.

La compétitivité internationale impose de réaliser des pièces à hautes performances avec un prix acceptable. La solution passe par l'amélioration des propriétés de surface : c'est le but de l'ingénierie des surfaces.

IV.1.2 Ingénierie des surfaces

Un traitement thermique classique ne permet généralement pas d'obtenir à la fois les caractéristiques mécaniques requises pour les surfaces (dureté, composition, microstructure . . .) et les caractéristiques mécaniques souhaitées à cœur (résistance mécanique, ténacité). On doit faire, si nécessaire, un traitement classique dans la masse suivi de traitements superficiels.

Table IV.1 – Tableau synoptique des traitements de surface.



Le tableau IV.1 résume les principales possibilités de traitements. Les traitements indiqués sur la figure IV.1 présente les principaux traitements métallurgiques. On y trouve, en particulier, deux grandes familles :

Procédés par transformation structurale : c'est tout simplement la transformation martensitique en surface obtenue par trempe après chauffage superficiel. Pour effectuer un chauffage superficiel il faut apporter une grande densité d'énergie par unité de surface (chalumeau, induction, bombardement électronique, laser).

Procédés par modification chimique de la surface par diffusion : d'un ou plusieurs éléments ; toutes ces méthodes portent le nom générique de cémentations. On distingue :

- la cémentation par le carbone ou carburation (lorsqu'on parle de cémentation sans autre précision il s'agit de carburation) ;
- la cémentation par l'azote ou nitruration ;
- la cémentation mixte par le carbone et l'azote appelée cyanuration lorsqu'elle est effectuée en bains de sels et carbonitruration lorsqu'elle est effectuée sous atmosphère gazeuse.

Ces traitements s'effectuent à des températures relativement élevés, ils peuvent être suivis par des traitements thermiques (si le matériau de base est peu trempable, seule la partie enrichie en carbone sera trempée, même si l'on a chauffé toute la pièce). On les appelle des traitements thermochimiques. Une part importante de ces traitements est effectuée sous atmosphère carburante.

Beaucoup de traitements superficiels induisent des contraintes mécaniques superficielles. Les contraintes superficielles de compression (qui sont simplement dues au fait que la formation de martensite se fait avec une augmentation de volume) sont très bénéfiques en mécanique, si elles sont placées dans des endroits stratégiques (zones de concentration de contraintes). Elles se retranchent des contraintes de service en traction, ce qui améliore la tenue à la fatigue. La mesure des contraintes superficielles est aussi importante pour caractériser un traitement superficiel que les mesures de dureté.

Sur la figure IV.1, on trouve d'autres traitements :

- Un traitement de conversion correspond à l'apport d'un matériau qui réagit superficiellement avec le substrat ou qui s'y dilue fortement : exemple alliages de surface.
- Un revêtement correspond à l'apport d'un matériau qui ne réagit pas avec le substrat et n'y diffuse que très peu. Si le revêtement est réalisé par une opération de soudure, la dilution doit être la plus faible possible.
- Un procédé hors équilibre est un procédé de transformation d'une surface en cycle rapide, qui peut permettre d'obtenir des structures métastables.

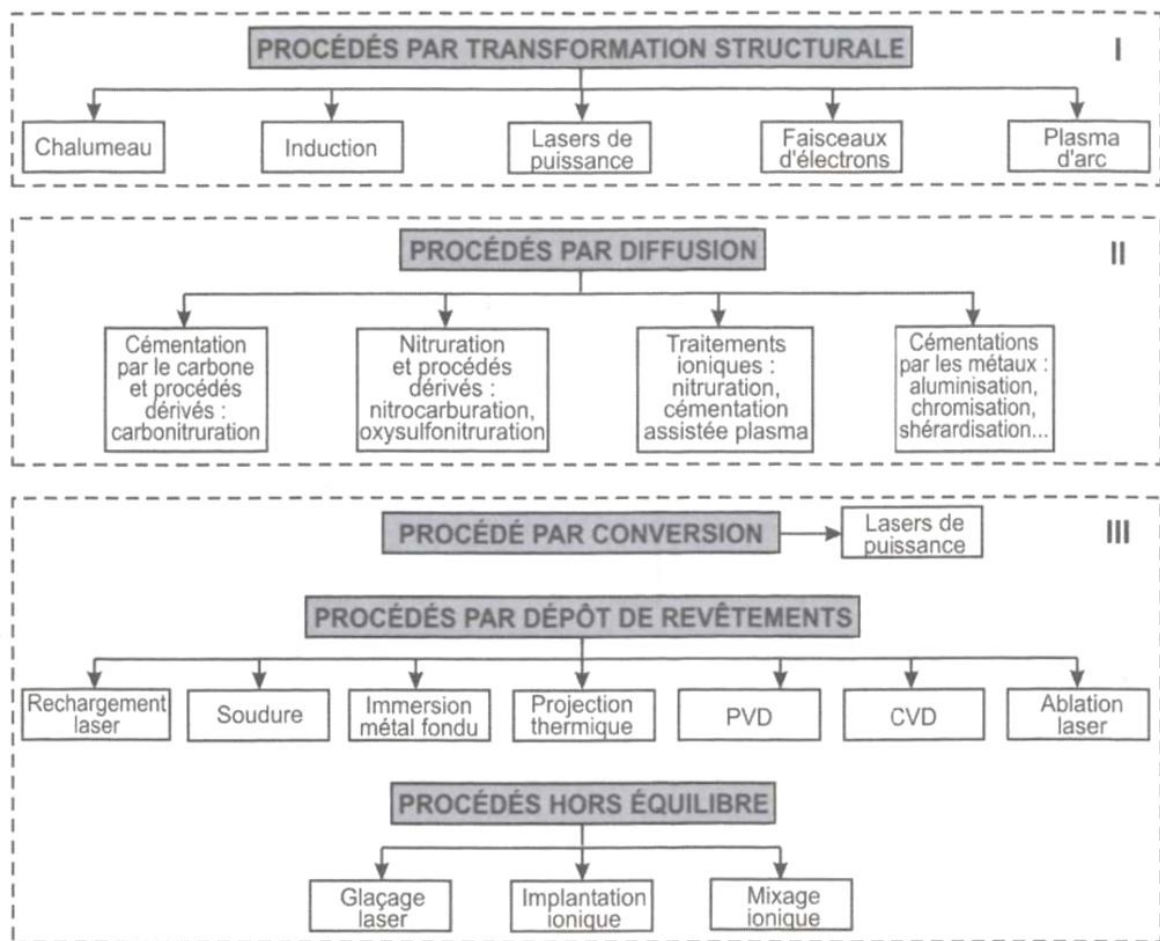


Figure IV.1 – Présentation des traitements thermiques superficiels.

IV.2 Traitements de surface

Les traitements de surface sont utilisés pour modifier les caractéristiques de la surface d'une pièce dans le but de lui donner des qualités nouvelles :

- améliorer les propriétés mécaniques (dureté, frottement, résistance à l'usure, au grippage, à la fatigue...);
- améliorer la résistance à la corrosion
- améliorer l'esthétique;
- ajouter certains comportements (conductivité électrique, réflexion de la lumière, conduction de la chaleur, isolation thermique ou aux rayonnements...).

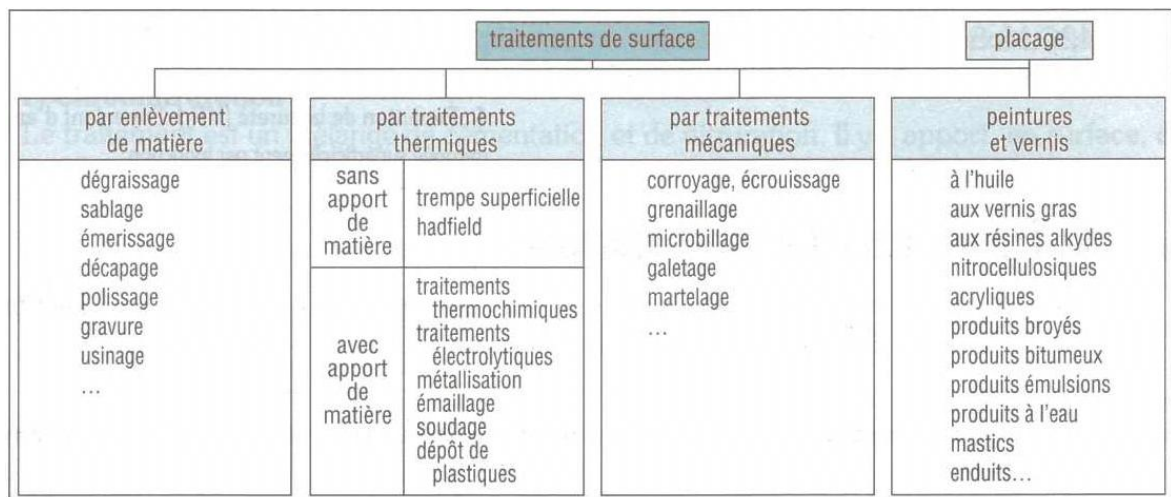


Figure IV.2 – Traitements de surface.

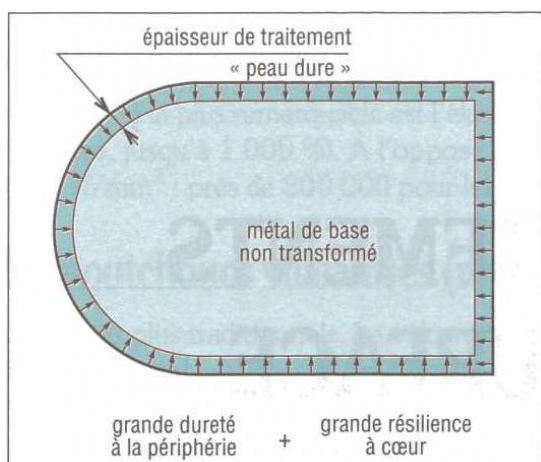


Figure IV.3 – Principe des traitements de surfaces.

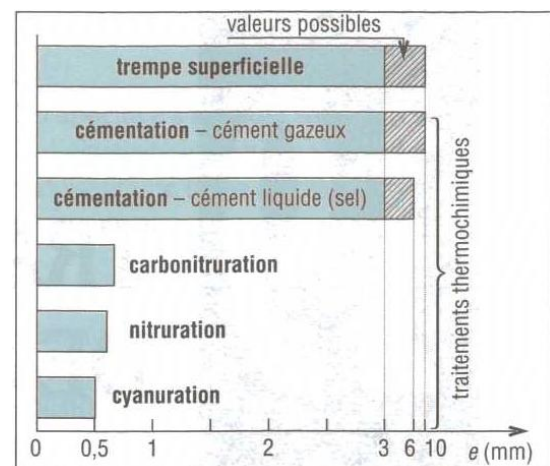


Figure IV.4 – Epaisseur traitée suivant le procédé.

IV.2.1 Traitements thermiques de surface

Les traitements se développent de la surface vers l'intérieur de la pièce sur une couche de faible épaisseur. Le plus souvent ces traitements sont des durcissements superficiels permettant de conserver à cœur les propriétés du métal de base, avec une ductilité et une résilience plus élevées : "peau dure et cœur tendre". Ils évitent l'emploi d'aciers fortement alliés en rendant possible l'utilisation d'aciers moins coûteux comme certains C et certains aciers faiblement alliés.

IV.2.1.1 Trempe superficielle

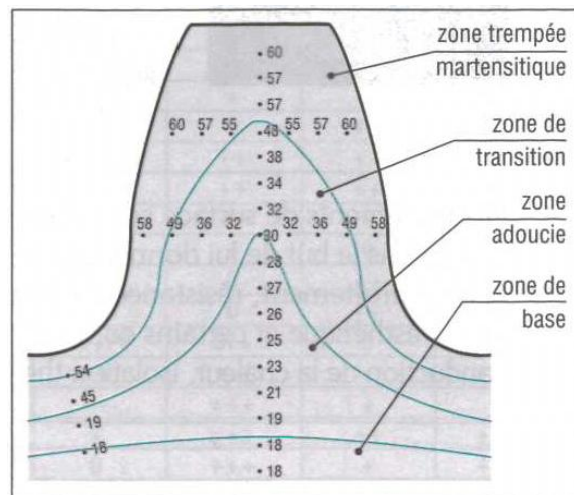


Figure IV.5 – Evolution de la dureté (HRC) dans une dent d'engrenage trempée superficiellement par induction.

C'est une trempe réalisée uniquement en surface. Le chauffage est effectué par induction (traitements locaux, formes irrégulières : cames, dents d'engrenage...) ou au chalumeau (grandes pièces) et le refroidissement par aspersion ou immersion. Le procédé est bien adapté à la fabrication en série : portées de vilebrequin, arbres à cames, dents d'engrenage...

a) Matériaux utilisés

- aciers (C42, 35CrMoS4, 42CrS4, 42CrMoS4, 45MnS4, 52MnS4...);
- fontes (FGL300, FGS600-3, S. N35...).

IV.2.1.2 Traitements thermo-chimiques

Les traitements sont obtenus avec apport en surface par diffusion chimique, sous l'action de la chaleur, d'un ou plusieurs éléments d'addition comme le carbone, l'azote, le soufre...

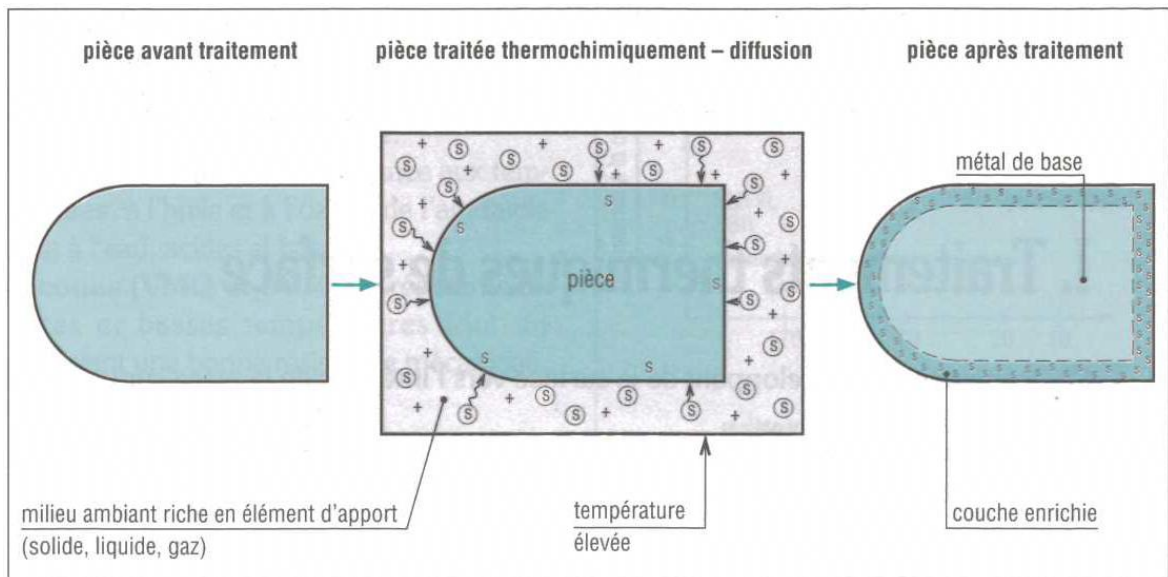


Figure IV.6 – Principe des traitements thermochimique.

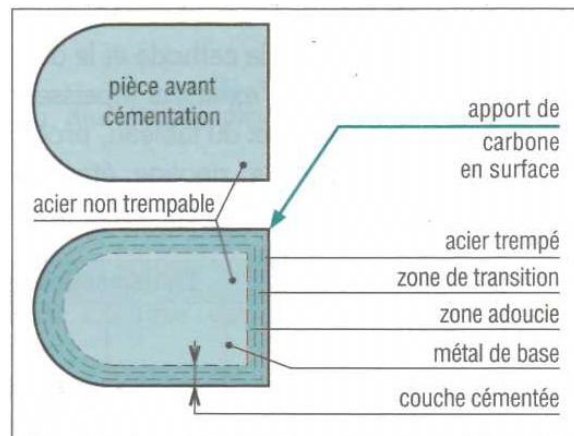


Figure IV.7 – Principe de la cémentation.

a) Cémentation

Traitement le plus classique, il consiste en un apport de carbone dans la surface de la pièce, suivi d'un durcissement par trempe. Pendant le traitement, la pièce est maintenue en contact avec un corps solide, liquide ou gazeux, riche en carbone.

L'enrichissement de la surface en carbone rend possible la trempe des aciers utilisés, non trempables au départ. Les duretés atteintes sont de l'ordre de 800 à 850 HV.

Matériaux utilisés :

- Aciers à bas carbone : 2C10, 2C22 (températures de cémentation élevées = 925°C)
- Aciers alliés : 10 NiCr 6, 16 NiCr 6, 20 NiCr 6, 18 NiCrMo 6, 16 MnCr 5, 20 MnCr 5, 18 CrMo 4 (températures plus basses et caractéristiques à cœur supérieures).

Inconvénient : Les pièces traitées ont tendance à se déformer et à gauchir.

Procédés dérivés : shérardisation (apport de zinc protégeant contre la corrosion), calorisation (apport d'aluminium, utilisé en décoration).

IV.2.1.3 Nitruration

Elle donne une plus grande dureté que la cémentation et amène moins de risques de déformations et de gauchissement des pièces traitées. Elle est obtenue par diffusion d'azote en surface (pièce en contact avec de l'ammoniaque craquée NH_3 vers 560°C), suivi d'un refroidissement lent.

Le durcissement n'est pas obtenu par trempe superficielle mais par formation de nitrures (fer, chrome et aluminium). Les duretés atteintes sont de l'ordre de 1 100 à 1 200 HV.

Matériaux utilisés : aciers faiblement alliés (généralement trempés et revenus à cœur) : 32 CrMoV 9, 32 CrMoV 12-10, 34 CrAlNi 7...;

Inconvénients : coût élevé de l'équipement et mise en œuvre plus délicate que les autres procédés.

a) Carbonitruration

Le traitement est un mélange de cémentation et de nitruration. Il y a apport, en surface, de carbone et d'azote par chauffage dans une atmosphère gazeuse, entre 600 et 900°C .

L'opération est généralement suivie par une trempe, parfois par un refroidissement lent ; avec 15 % d'ammoniaque, la trempe n'est pas nécessaire ; elle l'est avec 1 %. Les duretés atteintes sont de l'ordre de 900 à 950 HV.

Procédés dérivés : cyanurisation (carbone remplacé par le cyanure), sulfocarbonitruration (apport de soufre et de carbone)...

IV.2.2 Traitements électrolytiques

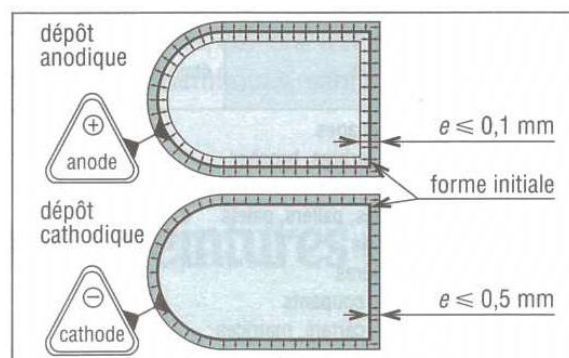


Figure IV.8 – Principe de déposition des traitements électrolytiques.

Deux cas sont possibles : le dépôt ou l'attaque anodique et le dépôt cathodique.

IV.2.2.1 Dépôt anodique (électrolyse anodique)

La pièce est liée à l'anode et la formation du composé en surface se développe à la fois vers l'intérieur et vers l'extérieur de la surface traitée (épaisseur 0.01 à 0.1 mm environ).

IV.2.2.2 Dépôt cathodique (électrolyse cathodique)

La pièce est liée à la cathode et le dépôt de matière (métal d'apport) se développe uniquement de la surface vers l'extérieur (épaisseur 0.5 mm environ).

Le tableau IV.2 récapitule les propriétés et applications des traitements de surfaces les plus courants.

Autres cas que ceux du tableau, protégeant contre la corrosion et pour décoration : chromage (non dur), nickelage, zingage, étamage, cuivrage (sert de "sous couche"), cadmiage (dépôt de cadmium sur ferreux et cuivreux, pour visserie et boulonnerie), dorure (or)...

IV.2.3 Métallisation

Elle consiste en un dépôt de métal fondu (zinc, étain, aluminium, plomb...) ou de céramiques sur la surface à traiter.

IV.2.3.1 Métallisation par trempage

La pièce à traiter est trempée dans un bain de métal fondu. Exemple : galvanisation ou dépôt de zinc,

IV.2.3.2 Métallisation au pistolet, vers 2 760°C

Le métal est fondu par une torche oxyacétylénique puis projeté sur la pièce par soufflage (air comprimé).

IV.2.3.3 Métallisation au plasma d'arc, vers 16 700°C

Elle permet des dépôts de céramique, tungstène, carbure, molybdène, nickel, chrome... Un arc électrique entre deux électrodes chauffe un gaz, l'argon ; il en résulte une accélération des particules du gaz (éjection supersonique). Une poudre de la matière à déposer est injectée dans le gaz puis projetée sur la pièce à traiter.

IV.2.3.4 Métallisation sous vide

Le dépôt est effectué en phase gazeuse, par condensation ou vaporisation (plasma) et ionisation de très petites particules dans un milieu gazeux raréfié ou sous vide selon plusieurs techniques. Il est possible de revêtir pratiquement tous les matériaux, les installations sont coûteuses.

Exemples : CVD (Chemical Vapor Deposition : dépôt après réaction chimique à température élevée entre plusieurs substances gazeuses) ; PVD (Physical Vapor Deposition : dépôt par condensation après vaporisation de la substance).

Table IV.2 – Propriétés et applications des traitements de surfaces les plus courant.

Traitements de surface par traitements thermiques														
transformation de structure	traitement	élément d'apport	matériaux traités	épaisseur traitée (mm)	température (°C)	propriétés principales : amélioration de						(*) exemples d'emploi		
						densité en surface	résistance à l'usure – abrasion	résistance au grippage	résistance à la corrosion	résistance à la fatigue	pression de contact admissible		diminution du frottement	
transformation de structure	trempe superficielle	aucun	ferreux		$A_3 + \theta$ $50 < \theta < 200$	+	+			+	+	① ② ③		
	hadfield-HEF	aucun	aciers au manganèse		190	+	+				+	② ③ ④		
traitements thermo-chimiques	cémentation	carbone	aciers de cémentation	0,5 à 1	925 à 950	+	+			+	+	① ② ③ ④		
	nitruration	azote	aciers de nutrition + fontes	0,1 à 0,5	550	+	+		+	+		① ② ③ ④ ⑥		
	carbonitruration	carbone + azote	aciers cém. et nitru.	0,05 à 0,5	600 à 900	+			+	+		① ② ⑤		
	sulfonitruration	soufre + azote	tous les ferreux	0,02 à 0,03	570		+	+	+			① ② ④ ⑤		
	phosphatation	phosphates	ferreux aluminium		40 à 90		+	+				+	④ ⑧	
	boruration	borures	ferreux	0,05 à 0,35				+	+				⑥ ⑦	
	chromisation dure	chromes (carbures)	aciers	0,01 à 1				+	+				⑥ ⑦	
traitements électrolytiques	anodiques	anodisation dure	alumine Al_2O_3	aluminium	0,05 à 0,06		+	+				+	② ③ ⑥	
		sulfurisation (basse température)	FeS	ferreux	0,007 à 0,008	190		+	+			+	① ② ③	
	cathodiques	chromage dur	chrome	aciers, alu. cuivreux, zinc	0,05 à 0,5			+	+	+			+	⑨ ② ④ ⑩
		forez	[Cu + Sn]	ferreux	0,03 à 0,15	570				+			+	① ② ④ ⑥
		stanal	Sn	ferreux	0,01 à 0,03	570		+	+	+				② ④
		delsun	étain (Sn)	cuivreux	0,015	420		+	+				+	④ ⑧

- (*) ① : engrenages
 ② : axes, arbres, broches
 ③ : cames
 ④ : bagues, paliers, galets
 ⑤ : visserie
 ⑥ : glissières
 ⑦ : outils coupants
 ⑧ : bâtis, carters, matrices
 ⑨ : pièces de frottements
 ⑩ : restauration de surfaces

Applications : semi-conducteurs, outils de coupe, verre, textile, matières plastiques, verre, papier.

IV.2.4 Dépôts particuliers

Emallage : dépôt (= 800°C) sur métal ou céramique. L'émail est un composé de verre, flux, opacifiant et colorants.

- Caractéristiques : grande durabilité; résistance aux rayures, aux agents chimiques, à la chaleur et facile à nettoyer.
- Applications : sanitaire, électroménager, chimie carrelages, panneaux décoratifs...

Vitrification (glaçage) : semblable à l'émaillage avec présence d'agents de renforcement et d'agents matifiants pour réduire le brillant. La surface est dure, facile à nettoyer, étanche à l'eau et décorative.

- Applications : vaisselle, objets d'art, carrelage, instruments scientifiques, sanitaire...

IV.2.5 Revêtements organiques ; peintures et vernis

Couramment utilisés, leur rôle est essentiellement protecteur (corrosion, humidité, agents chimiques...), décoratif (couleur, brillance.. .) et lié à l'assainissement (anti-salissures, moisissures...).

IV.2.5.1 Constitution des peintures et des vernis

Une peinture se compose de liants, de pigments et d'additifs, destinés à améliorer les caractéristiques, le tout étant mélangé avec un solvant.

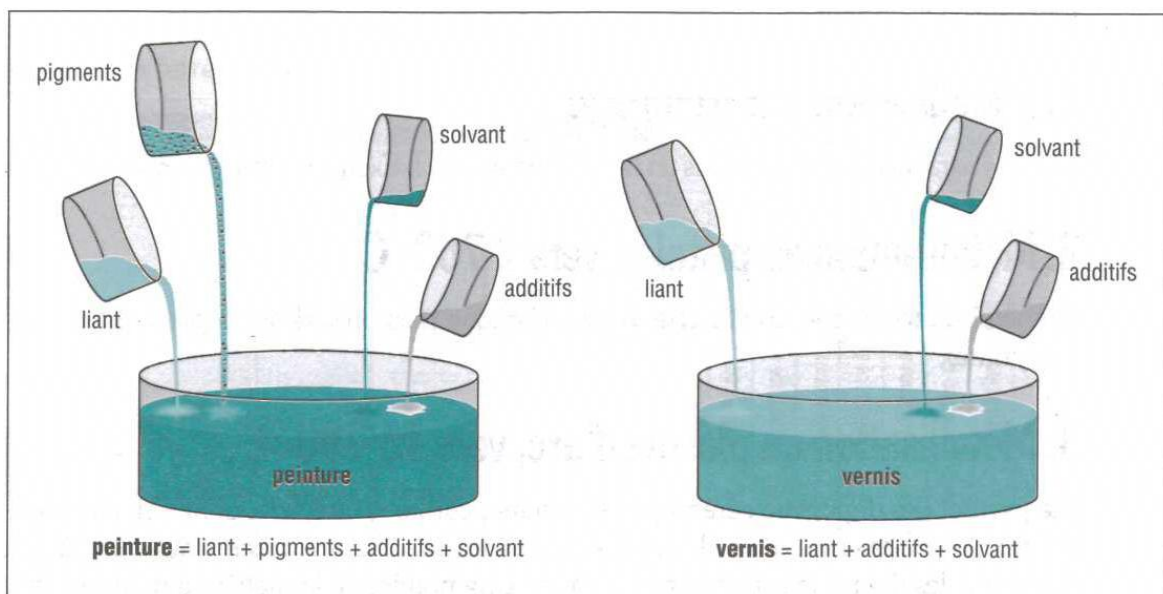


Figure IV.9 – Principaux constituants des peintures et des vernis.

Liants : naturels ou synthétiques, ils durcissent la peinture. Leur action est comparable à celle du ciment.

- Principaux liants : huiles, oléorésines et résines : alkydes, phénoliques, époxydes, à l'eau, polyuréthanes, vinyliques, acryliques, cellulosiques...

Pigments : d'origine métallique, minérale ou organique (plastiques) ce sont des poudres fines insolubles ayant un pouvoir opacifiant et assurant la cohésion du film. Leurs propriétés sont très diverses : anticorrosion, anti-moisissures, incombustibilité, luminosité, phosphorescence...

- Exemples : dioxyde de titane, oxyde de zinc, oxyde de plomb...
- Remarque : les peintures mates ont beaucoup plus de pigments que les peintures brillantes et les vernis.

Solvants : ils amincissent la peinture, la rendent plus facile à poser et accroissent le pouvoir de pénétration. Ils se présentent sous la forme d'un liquide volatil ayant la propriété de dissoudre totalement le liant.

- Principaux solvants : white-spirit, eau, alcool, essence de térébenthine, essences minérales diverses...

Additifs (colorants, plastifiants, adjuvants, matières de charge...) : ils complètent et améliorent les caractéristiques finales du produit : couleur, séchage, anti-rayures, anti-oxydation, anti-mousses, fongicides, résistance au feu, isolation acoustique, épaissi ou allégé, diminue le prix...

IV.2.5.2 Film organique ou revêtement

La couche de peinture, ou film, peut être obtenue de trois manières au moment du séchage.

a) Par polymérisation, à partir du liant

Après application "le séchage" est obtenu sans évaporation du solvant. Les molécules s'agglomèrent les unes aux autres en créant de longues chaînes de polymères ou macromolécules. Beaucoup de vernis sèchent de cette façon.

b) Par évaporation du solvant

Les polymères, ou macromolécules, existent déjà en suspension (mélangés) dans le solvant qui s'évapore après application. La plupart des peintures sèchent de cette façon.

c) Par solidification d'un film fondu

Les polymères sont d'abord fondus par chauffage puis déposés sur la pièce à traiter. Le séchage s'obtient, au refroidissement, par solidification du film (analogie avec les colles thermofusibles ou hot-melt).

- Remarque : dans tous les cas, la taille, la croissance, la vitesse de formation des polymères et le séchage sont contrôlables en utilisant un catalyseur et/ ou un chauffage.

IV.2.5.3 Principaux produits

Produits acryliques : en suspension ou en émulsion dans un solvant (eau...), ils sèchent, avec peu d'odeurs, par évaporation de celui-ci. Ils sont faciles d'emploi, durables, résistent bien aux intempéries et au soleil (ultraviolets).

Les peintures et laques acryliques sont parmi les plus utilisées pour le bâtiment, l'habitat, l'automobile et l'aéronautique, en extérieur et en intérieur.

Produits cellulosiques : c'est un mélange de nitrocellulose, résines diverses, plastifiants et solvant à séchage rapide.

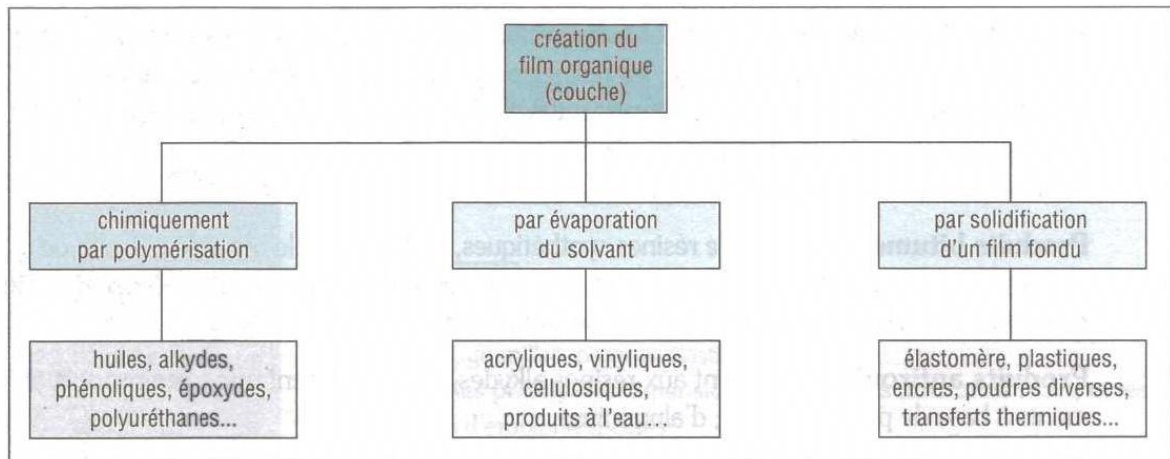


Figure IV.10 – Modes d’obtention du film organique ou de la “couche”.

Utilisations : laques à séchage rapide, peintures à effets craquelés et martelés, peintures pour retouches. . .

Produits à l’eau : le liant est dissous dans l’eau. Elaborés à partir de produits naturels (caséine du lait, blanc de craie, chaux. . .), ils sont très économiques, faciles à appliquer, ne dégagent pas de vapeurs, non toxiques et non inflammables. Ils sont réservés à des travaux ordinaires : intérieur de locaux ou peinture sur papier.

Produits émulsions (“dispersion”) : c’est une variante moderne des précédents. Le liant (résines alkydes, acryliques. . .), non dissout, est en émulsion dans l’eau. Au séchage, l’eau s’évapore et le liant se transforme en film souple. Les produits sont faciles à appliquer, sèchent rapidement et dégagent peu d’odeurs.

Utilisations : bâtiment (travaux intérieurs et extérieurs), automobile (électrodéposition), revêtements pour papiers. . .

Produits à l’huile : les liants (huiles de lin, oléorésines. . .) polymérisent sous l’action de l’oxygène de l’air et assurent une bonne étanchéité. Le temps de séchage est long, plusieurs jours avec des odeurs. Les couleurs claires ont tendance à jaunir. Applications : grandes surfaces (bois, plâtre, ferreux) où le séchage n’est pas une priorité.

Produits phénoliques : résistent à l’humidité et aux intempéries. Ils sont le plus souvent mélangés avec des huiles siccatives pour produire des vernis (bateaux, ponts. . .)

Produits au polyuréthane : la polymérisation, réalisée avec un catalyseur, est activée par l’humidité de l’air. Ils résistent aux frottements, aux intempéries et aux attaques chimiques.

Utilisations : produits de finition (vernis, vitrificateurs, peintures pour sols. . .).

Produits aux résines alkydes : ce sont les produits de polymérisation les plus utilisés (peintures, laques, vernis). Le liant est un composé de polyesters d’huiles sélectionnées, d’alcool ou d’acides organiques (exemples : peintures glycerophthaliques. . .).

Les produits ont une durabilité moyenne, résistent assez bien à l'humidité, au soleil et aux intempéries ; leur temps de séchage est de quelques heures.

Applications diverses (décoration, métaux, bois) sous conditions normales (conditions sévères à éviter).

Produits vinyliques : ils sèchent par évaporation du solvant. Les finitions sont intéressantes pour les applications en milieux humides ; les résines polyvinyliques sèchent mal en air sec.

Produits aux silicones : les silicones utilisés avec d'autres résines résistent à des températures élevées (= 370 °C). Leur prix est élevé.

Utilisations : peintures pour fours, étuves...

Produits bitumeux : à base de résines synthétiques, de bitumes, de brais de pétrole, de goudron, ils résistent à l'humidité, à la corrosion et sont peu décoratifs.

Utilisations : étanchéité, isolation, protection des alliages ferreux, des murs, des fondations...

Produits antirouilles : souvent aux résines alkydes, ils contiennent une forte proportion de pigments à base de plomb, de zinc, d'aluminium...

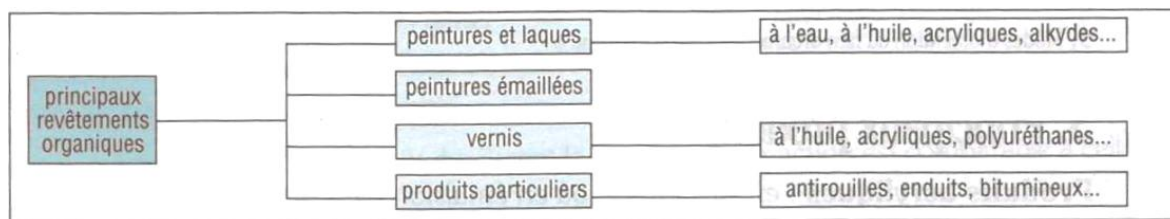


Figure IV.11 – Principales familles de produits.

IV.2.5.4 Mise en œuvre ; principales techniques d'application

Séchage : la plupart des produits nécessitent entre 2 et 24 heures de séchage à température ambiante, en air naturel ou sec. Le processus peut être accéléré en utilisant des fours, étuves, tunnels à lampes infrarouges, ultraviolets, hautes fréquences... Par exemple, entre 135 et 235°C, le temps de séchage passe de 24 heures à moins d'une heure.

Contrôle de qualité : il existe de nombreux essais et tests normalisés (viscosité, chocs, rayures, abrasion, pliage, emboutissage, dureté...).

1 – manuelle (brosse, rouleau)	5 – machine à rouleau	9 – électrolytiques
2 – pistolet pneumatique	6 – machine à rideau	10 – impression
3 – pistolet sans air	7 – par trempage	11 – transfert thermique
4 – pistolet électrostatique	8 – par aspersion	12 – thermique avec poudres...

Figure IV.12 – Principales techniques d'applications.

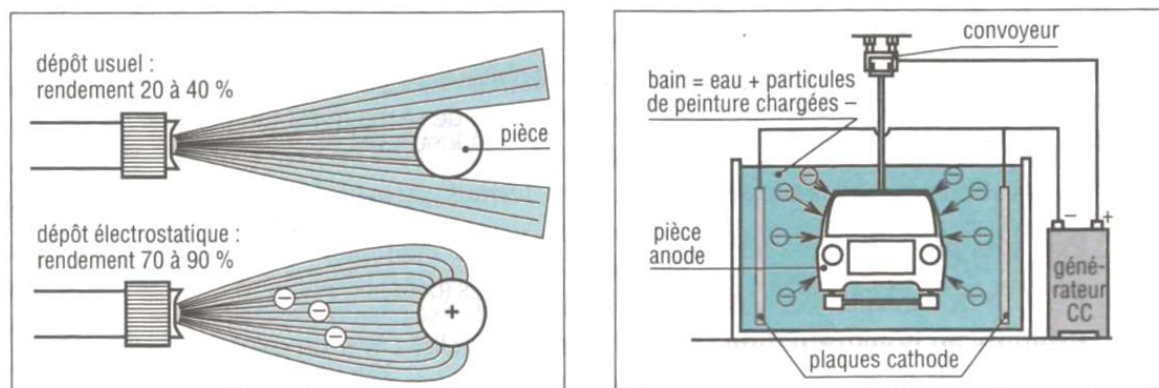


Figure IV.13 – A gauche : Peinture au pistolet. A droite : Dépôt électrolytique par trempage.

Vocabulaire anglais technique

Français	Anglais
additif	additive, dope
carbonituration	carbonitriding, dry cyaniding
cémentation	cementation, carburization, carburizing
ingénierie des surfaces	surface engineering
liant	binder
métallisation au pistolet	metal spraying
métallisation au plasma d'arc	plasma metal spraying
métallisation par trempage	hot dipping, hot-dip metal deposition
métallisation sous vide	vacuum metalling, vacuum metallising
nituration	nitriding, nitrogen hardening
peinture	painting
pigment	pigment, coloured varnish
polymérisation	polymerization
solvant	solvent
traitement de surface	surface treatment
traitement électrolytique	electrolytic treatment
trempe superficielle	surface hardening, case hardening, shallow hardening
verni	varnished, glazed

Pour en savoir plus

Les ouvrages de références

Pour en savoir plus sur les traitement thermiques, consulter les ouvrages de référence :

- F. Hlawka (2008). *Cycle de vie des surfaces industrielles : mode de dégradation et traitements écorespectueux* Ellipses (620.112 HLA)
- A. Cornet & F. Hlawka (2010). *Métallurgie mécanique : Du microscopique au macroscopique*. Ellipses (620.11 COR)
- J.-L. Fanchon (2009). *Guide pratique des sciences et technologies industrielles*. Afnor : Nathan (600 FAN)

Vocabulaire anglais

Pour le vocabulaire anglais technique, il est conseillé de consulter le site du Grand Dictionnaire Terminologique (<http://gdt.oqlf.gouv.qc.ca/>)

Chapitre -V-

Choix d'un procédé

Table des Matières

V.1	Les procédés et leur influence sur la conception	152
V.1.1	Procédés de fonderie	152
V.1.2	Moulage	154
V.1.3	Procédés par déformation plastique	156
V.1.4	Métallurgie des poudres	158
V.1.5	Fabrication des composites	159
V.1.6	Méthodes spéciales	160
V.1.7	Usinage	160
V.1.8	Traitements thermiques	162
V.1.9	Assemblage	162
V.1.10	Finition	164
V.1.11	Systèmes de prototypage rapide	164
V.2	Caractéristiques des procédés	166
V.3	Choix systématique d'un procédé	166
V.4	Passage en revue : diagrammes de choix des procédés . . .	170
V.4.1	Diagrammes sous forme papier	170
V.4.2	Diagrammes sous forme numériques	179
V.5	Classement : coût d'un procédé	182
V.5.1	Critères économiques de sélection	183
V.5.2	Taille de série économique	184
V.5.3	Modélisation du coût	185
V.5.4	Modélisation technique des coûts	188
V.6	Informations complémentaires	188
V.7	Récapitulation	188

Objectifs

- Connaître les différents procédés et leur influence sur la conception.
- Appliquer une méthode systématique de choix de procédés.
- Ecarter les procédés ne répondant aux besoins.
- Classer les procédés aptes en fonctions de leur coût.
- Calculer le coût d'un procédé.

Un procédé de fabrication permet la mise en forme, la finition ou l'assemblage d'un matériau. Le moulage en sable, l'injection-moulage, le polissage et le soudage par fusion sont des exemples de procédés parmi les quelques centaines qui existent. Il est important de bien choisir en amont le mode de fabrication, avant que les modifications de conception ne deviennent trop coûteuses. Le choix, pour une pièce donnée, dépend du matériau utilisé, de la taille, de la forme et de la précision, ainsi que du nombre de pièces à fabriquer, c'est-à-dire en fait des spécifications de conception. Une modification de ces spécifications peut entraîner un changement du mode de fabrication.

Chaque procédé possède certaines caractéristiques : les matériaux qu'il peut traiter, les formes qu'il peut donner et leur précision, leur complexité et leur taille. Il serait fastidieux de donner les informations détaillées concernant chaque procédé, mais il n'est pas inutile d'en connaître un minimum : on décrira donc brièvement ces procédés dans la section suivante, en utilisant les diagrammes de choix des procédés pour représenter leurs propriétés. Le choix d'un procédé consiste à trouver la meilleure concordance entre les caractéristiques d'un procédé et les spécifications de conception.

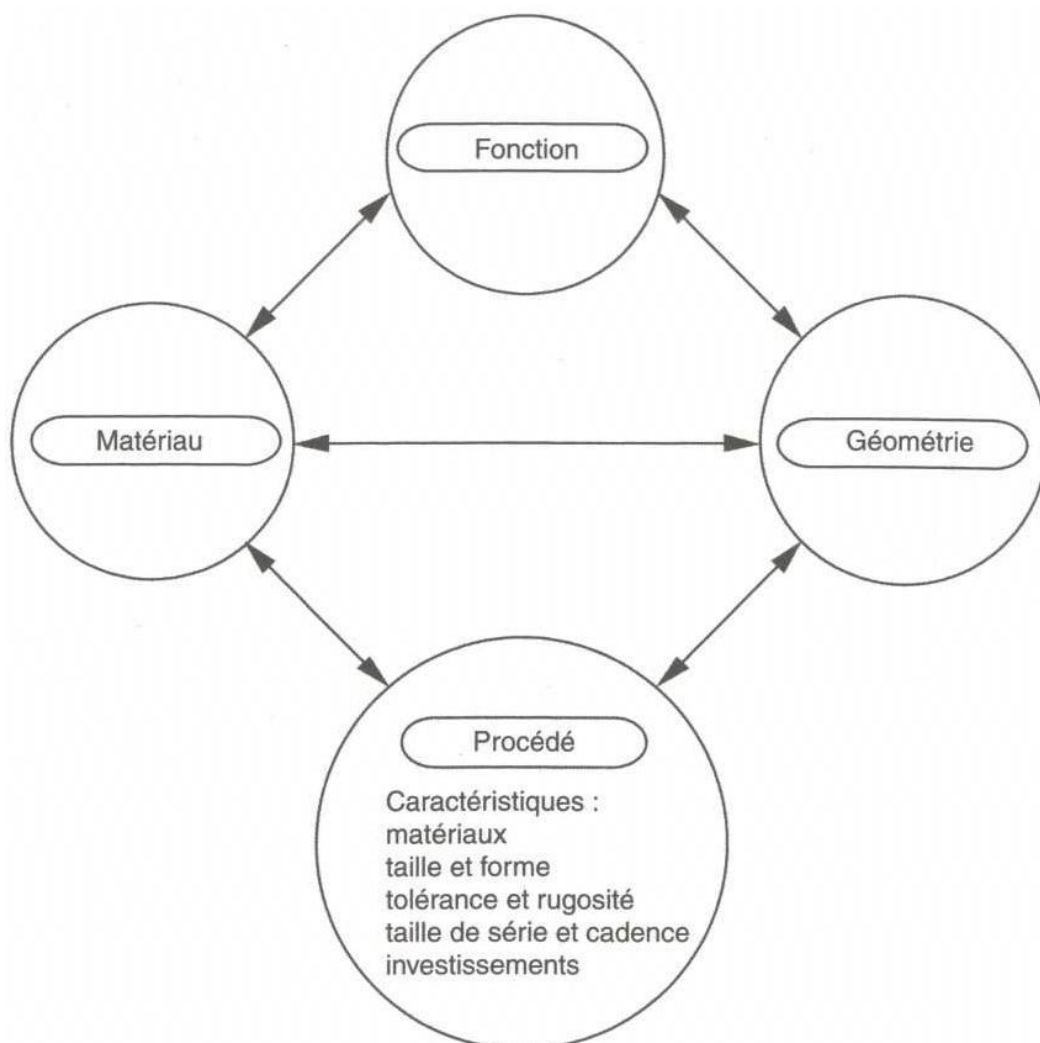


Figure V.1 – Le choix d'un procédé dépend du matériau et de la géométrie.

Les méthodes utiles pour cela sont décrites dans ce chapitre. Il ne faudra pas perdre de vue, quand on les utilise, l'interaction qui existe entre le matériau, la géométrie et le procédé (Figure V.1). Les propriétés du matériau et la géométrie limitent le choix du procédé : les matériaux ductiles peuvent être forgés, laminés et étirés, mais d'autres procédés seront utilisés pour les matériaux fragiles. Les matériaux qui fondent à basse température pour donner une phase liquide de faible viscosité pourront être coulés, mais pour les autres il faudra utiliser d'autres techniques. Des formes fines peuvent être facilement réalisées par laminage ou étirage mais pas en fonderie. L'usinage permet d'atteindre une grande précision, mais pas le forgeage. .Le procédé a également une influence sur les propriétés. Le laminage et le forgeage modifie la texture des métaux et provoquent l'alignement de leurs inclusions, augmentant ainsi leur résistance et leur ductilité. Les propriétés des composites sont ajustées lors de la mise en forme par le contrôle de la stratification ; pour ces matériaux, les interactions entre la fonction, le matériau, la géométrie et le procédé sont particulièrement fortes.

De même que pour les autres aspects de la conception, choisir un procédé est processus itératif. La première itération suggère un ou plusieurs modes de fabrication. La conception doit alors être repensée et adaptée pour faciliter le plus possible la fabrication par le mode qui semble le meilleur. Le choix final se fait après comparaison du coût du procédé, ce qui nécessite l'emploi de modèles de coût décrits dans ce chapitre, et après étude des informations complémentaires concernant le procédé : historique, rapport d'expériences et exemples d'utilisation sur des produits similaires.

V.1 Les procédés et leur influence sur la conception

Il nous faut maintenant passer en revue les différents procédés de fabrication, de façon aussi concise que possible. On trouvera des informations plus détaillées dans les nombreux ouvrages cités en bibliographie.

Les procédés de fabrication peuvent être classés en neuf groupes (Figure V.2) :

- les procédés primaires créent la forme : fonderie, moulage, déformation, métallurgie des poudres, méthodes de mise en forme des composites, méthodes spéciales et prototypage rapide ;
- les procédés secondaires modifient la forme ; ils sont regroupés ici sous l'intitulé "Usinage". Ils permettent d'ajouter des détails à une forme existante ;
- enfin, les procédés tertiaires, comme les traitements thermiques, qui améliorent les propriétés de la surface ou du volume.

La classification est complétée par les procédés de finition et d'assemblage.

V.1.1 Procédés de fonderie

Dans ces procédés, un liquide est versé dans un moule à l'intérieur duquel il se solidifie par refroidissement (métaux) ou par réaction (thermodurcissables). Ils se distinguent du moulage, que l'on décrit ci-après, par la faible viscosité du liquide qui remplit le moule en s'écoulant sous son propre poids (coulée par gravité, Figure V.3 ou sous une pression modérée coulée centrifuge et coulée sous pression, Figure V.4).

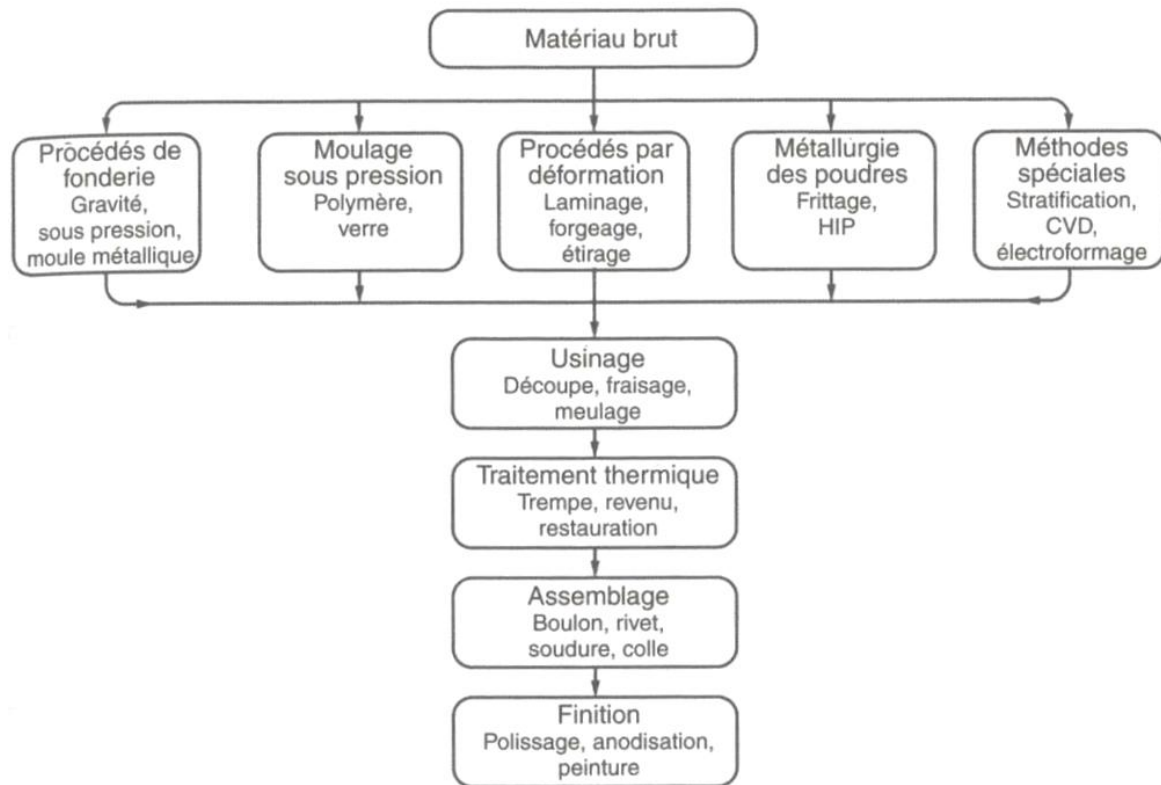


Figure V.2 – Les familles de procédés. Sur la première ligne, les procédés primaires de mise en forme ; en dessous, les procédés secondaires de mise en forme, d’assemblage et de finition.

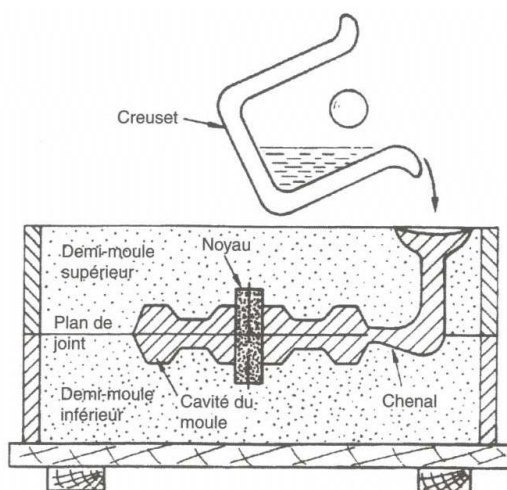


Figure V.3 – Moulage au sable.

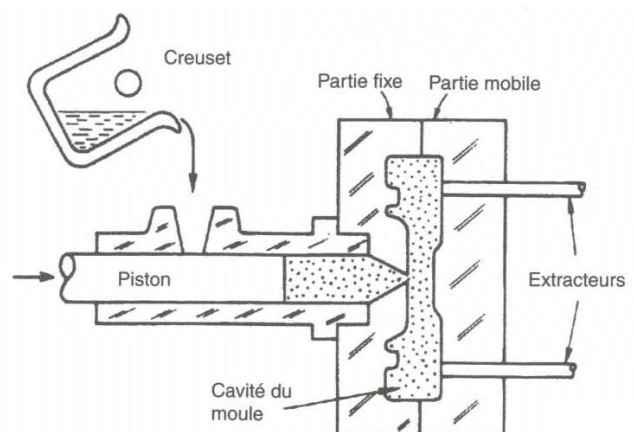


Figure V.4 – Moulage sous pression.

Les moules en sable non permanents sont peu coûteux ; les moules métalliques permanents pour les grandes séries, par contre, peuvent être chers. Entre ces deux extrêmes, on trouve un certain nombre d'autres méthodes de coulée : en coquilles, à la cire perdue, au plâtre. . .

Les géométries des pièces coulées doivent être conçues pour permettre un écoulement facile du liquide vers toutes les parties du moule, ainsi qu'une solidification progressive pour éviter que des poches de liquides ne se retrouvent enfermées dans une coque solide, formant des cavités par retrait. Autant que possible, l'épaisseur des sections sera uniforme (l'épaisseur de sections adjacentes ne doit varier de plus d'un facteur 2). La géométrie doit être conçue de façon à pouvoir démouler la pièce coulée. On évitera les géométries limitées en retrait, qui conduisent à de la fissuration à chaud (rupture par fluage en traction) quand le solide refroidit et se contracte. La tolérance et la finition de surface d'une pièce coulée varie de "mauvais" pour les moulages en sable bon marché à "excellent" pour les moulages sous pression de précision (voir Figure V.33).

V.1.2 Moulage

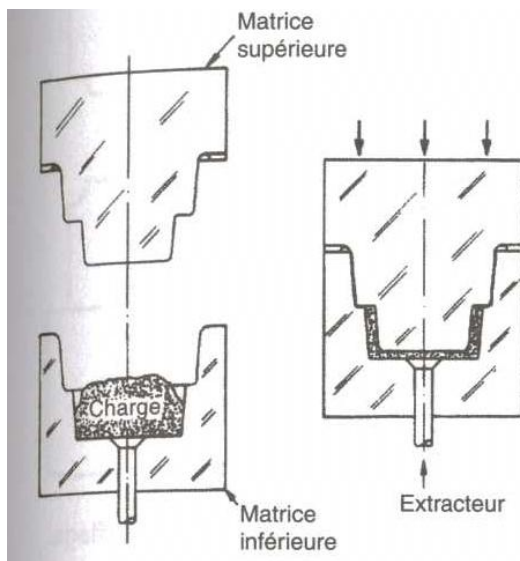


Figure V.5 – Moulage.

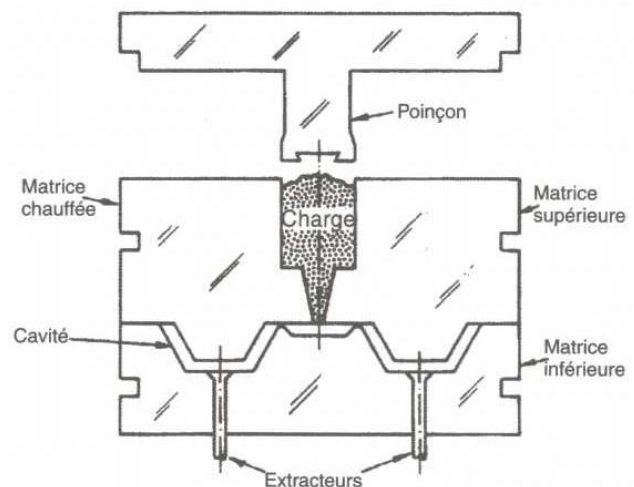


Figure V.6 – Moulage par transfert.

Ce procédé repose sur le même principe que les procédés de fonderie, mais adapté aux matériaux qui sont très visqueux à l'état liquide, en particulier les thermoplastiques et les verres. Le fluide chaud et visqueux est pressé (Figure V.5) ou injecté (Figures V.6 et V.7) sous une forte pression dans un moule, dans lequel il se refroidit et se solidifie. Le moule doit pouvoir résister à l'application répétée de la pression, de la température, ainsi qu'à l'usure conséquente à l'ouverture et au démoulage de la pièce, et il coûte donc cher. On peut mouler des formes élaborées, mais au prix d'une complexité dans la forme du moule et la façon dont il s'ouvre pour libérer la pièce.

Le soufflage (Figure V.8) se fait à l'aide d'un gaz sous pression qui gonfle une ébauche de polymère ou de verre et la plaque contre les parois du moule. Ce procédé est rapide, peu coûteux et bien adapté à la production en série de pièces bon marché comme les bouteilles en plastique.

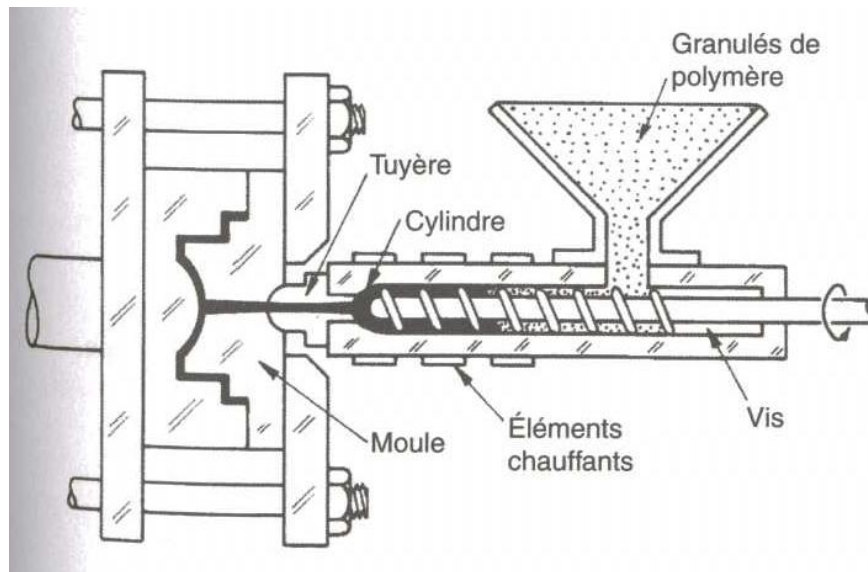


Figure V.7 – Injection-moulage.

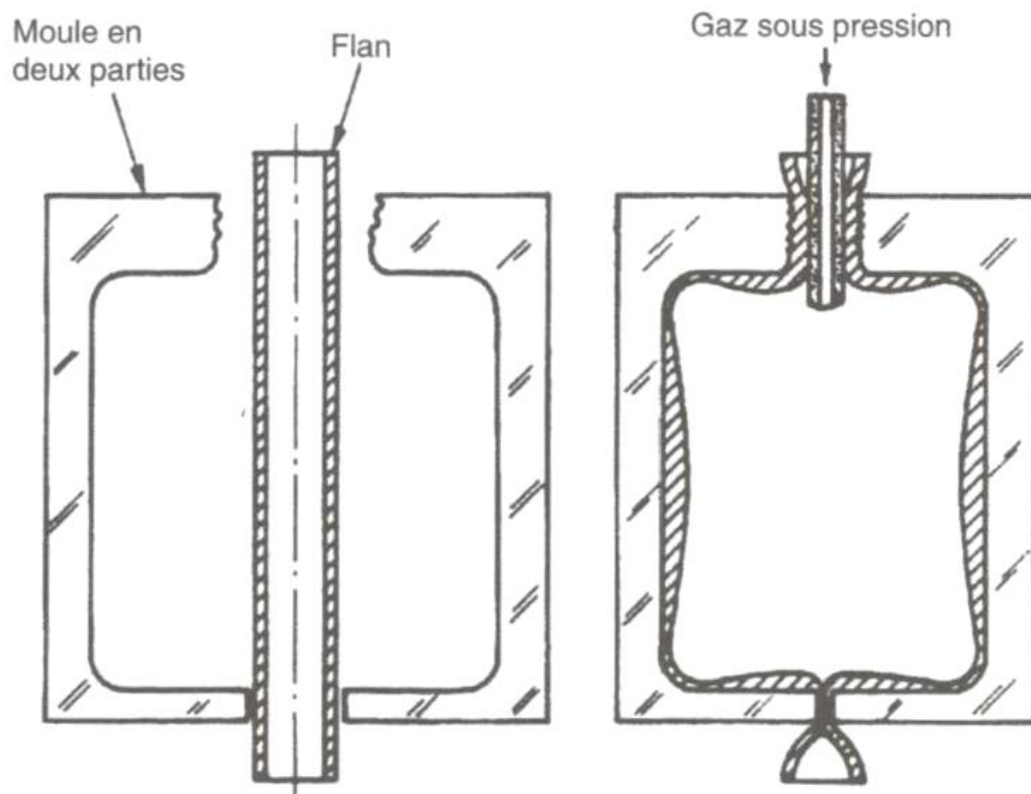


Figure V.8 – Soufflage.

V.1.3 Procédés par déformation plastique

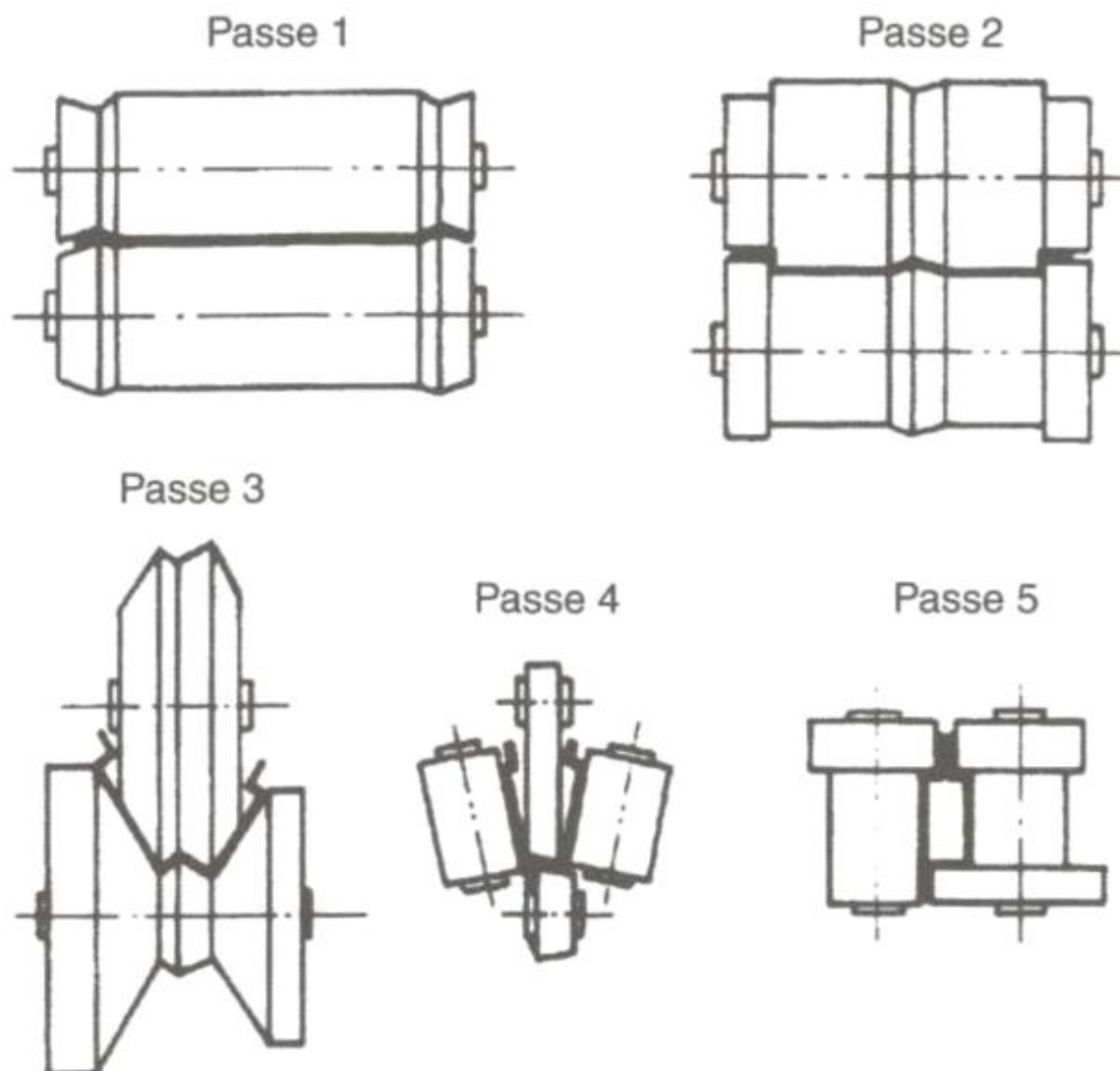


Figure V.9 – Laminage.

Ils peuvent se faire à froid, à chaud ou à haute température (Figures V.9 à V.11). L'extrusion, le forgeage à chaud et le laminage à chaud ($T > 0,55 T_f$) ont beaucoup de points communs avec le moulage, bien que le matériau soit sous forme de solide et non de liquide visqueux. La température élevée abaisse la limite d'élasticité du matériau et permet une recristallisation simultanée, ce qui permet d'abaisser les pressions de formage. Le travail à chaud ($0,35 T_f < T < 0,55 T_f$) permet la restauration mais pas la recristallisation. Le forgeage, le laminage et l'étirage à froid ($T < 0,35 T_f$) utilisent l'écroutissage pour augmenter la résistance du produit final, mais au prix de pressions de formage plus élevées.

Les pièces forgées sont conçues en évitant les changements brusques d'épaisseur et les rayons de courbure aigus, qui entraînent tous deux des déformations locales importantes pouvant amener le matériau à se déchirer ou à se replier sur lui-même (replis). Le forgeage à haute température des métaux autorise des changements

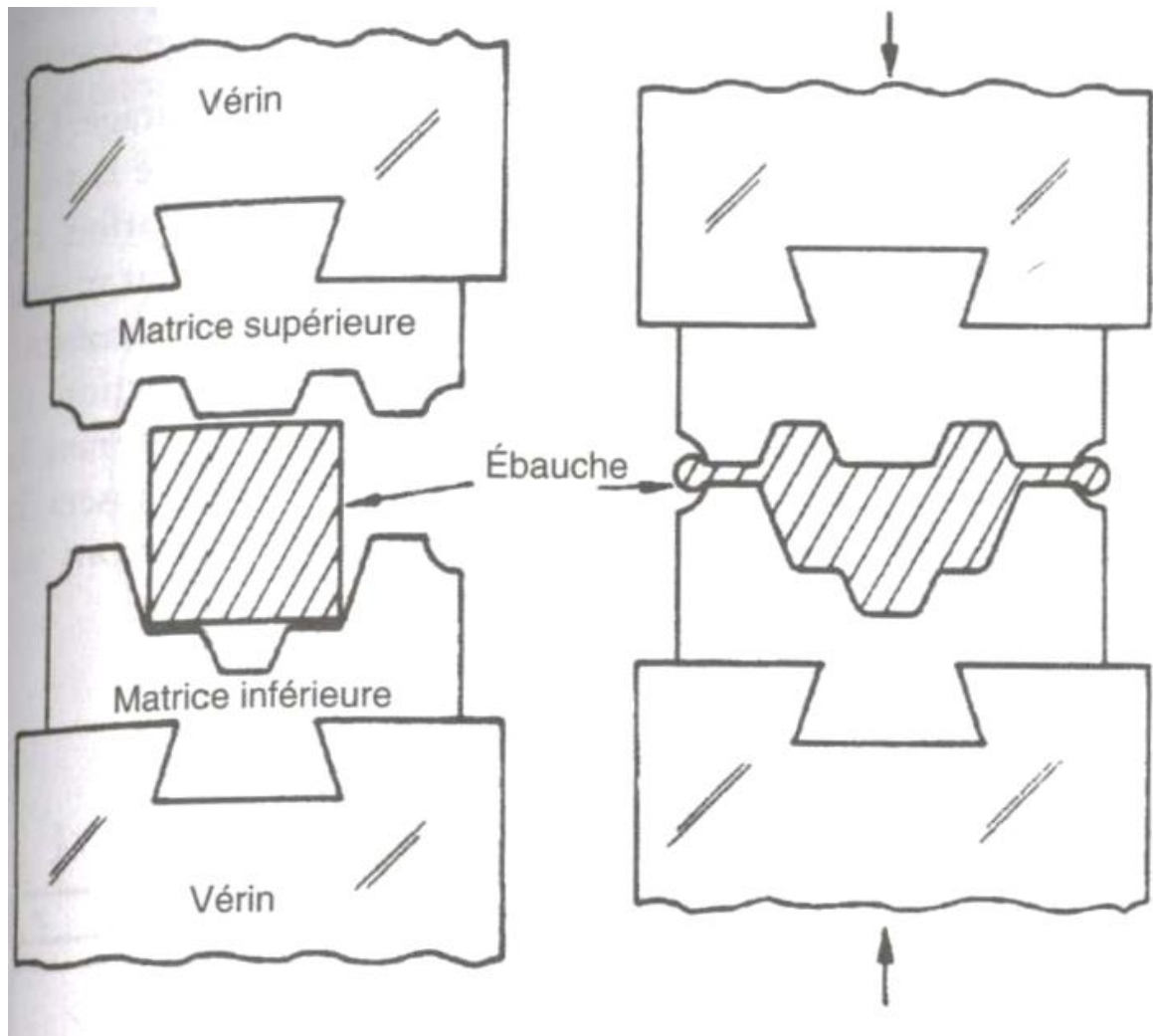


Figure V.10 – Forgeage.

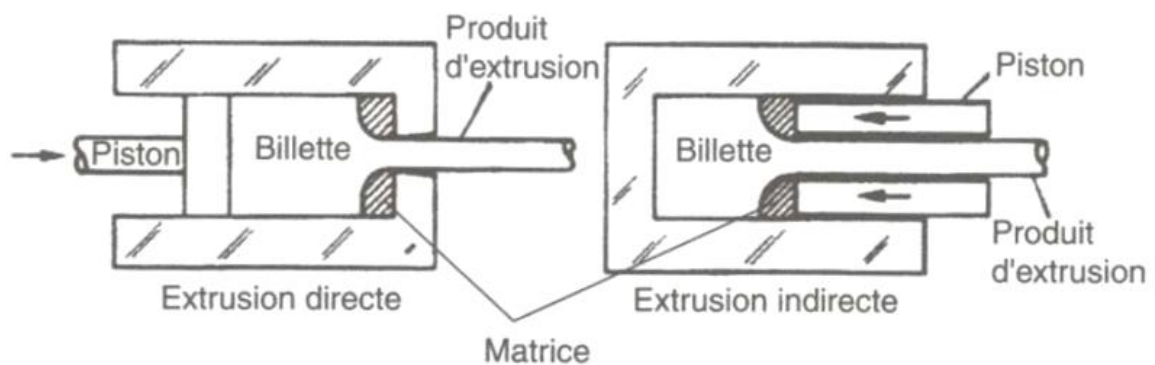


Figure V.11 – Extrusion.

d'épaisseur plus importants mais donnent des tolérances et un état de surface mauvais à cause des phénomènes d'oxydation et de gauchissement. Le forgeage à froid donne une précision et une finition meilleures, mais les pressions de formage sont plus élevées et les déformations limitées par l'écroutissage.

Le formage des tôles (Figure V.12) se fait par poinçonnage, pliage et étirage. On ne peut pas poinçonner des trous d'un diamètre inférieur à l'épaisseur de la tôle. Le rayon de pliage minimal d'une tôle, sa "formabilité", s'exprime parfois en multiples de son épaisseur t : un facteur 1 est bon, 4 est la moyenne. Il vaut mieux avoir des rayons les plus grands possibles, et jamais inférieurs à t . La formabilité détermine également le taux auquel la tôle peut être étirée sans striction ni rupture. La courbe limite de formage donne plus de précisions, en montrant la combinaison de contraintes principales dans le plan de la tôle qui causera la rupture. La pièce devra être conçue de telle sorte que les déformations ne dépassent pas cette limite.

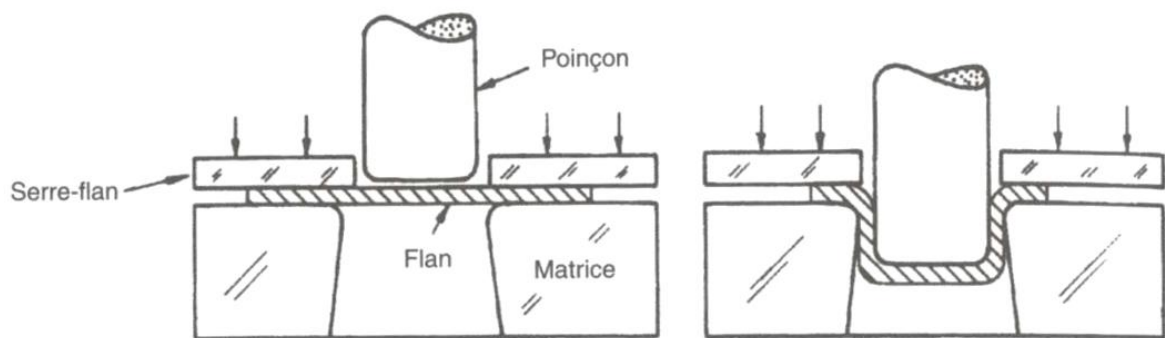


Figure V.12 – Etirage.

V.1.4 Métallurgie des poudres

Ces techniques permettent de créer une forme par compression puis frittage de fines particules du matériau. La poudre peut être comprimée à froid puis frittée (chauffée jusqu'à $0.8 T_f$ pour créer des liaisons); elle peut être comprimée dans une matrice préchauffée, ou bien encore placée à l'intérieur d'une préforme, puis chauffée sous une pression hydrostatique (compression isostatique à chaud, HIP, Figure V.13). Pour les métaux et les céramiques dont le point de fusion est trop élevé pour pouvoir être coulés ou qui sont trop résistants pour pouvoir être déformés, on peut fabriquer de la poudre (par des méthodes chimiques) puis utiliser ce procédé pour la mise en forme. Il n'est toutefois pas limité aux matériaux "difficiles", et n'importe quel matériau à l'état de poudre peut être ainsi mis en forme par compression et chauffage.

Le pressage des poudres est un procédé très utilisé pour fabriquer de petites pièces métalliques comme les engrenages ou les roulements pour voitures, ainsi que presque toutes les céramiques techniques. Ce procédé est économique dans son utilisation de matière, il permet de fabriquer des pièces dans des matériaux qui ne peuvent pas être coulés, déformés ou usinés, et donne des produits qui nécessitent peu, voire pas, de finition.

Comme la pression n'est pas transmise de façon uniforme à travers la couche de poudre, la longueur d'une pièce comprimée dans une matrice ne devra pas dépasser 2.5 fois son diamètre. Les sections doivent être quasi uniformes car la poudre ne s'écoule pas bien autour des coins, et la forme doit être simple et facile à extraire de la matrice.

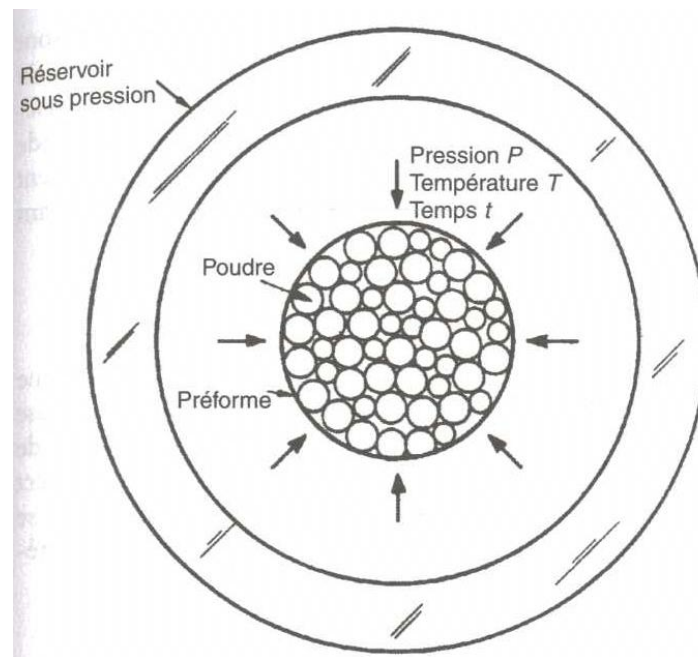


Figure V.13 – Compression isostatique à chaud.

V.1.5 Fabrication des composites

Ces méthodes permettent la fabrication de composites à matrice polymère renforcés de fibres continues ou courtes. Les grandes pièces sont fabriquées par enroulement filamentaire (Figure V.14) ou par empilement de mats de fibres de carbone, verre ou Kevlar pré-impregnés jusqu'à obtenir l'épaisseur voulue, compression puis cuisson. Certaines parties du procédé peuvent être automatisées, mais cela demeure néanmoins un mode de fabrication lent. De plus, si le composant est critique, de nombreux essais par ultrasons peuvent s'avérer nécessaires pour s'assurer de la constance de sa structure. C'est pourquoi les méthodes de stratification conviennent bien à un petit nombre de composants de haute performance fabriqués sur mesure.

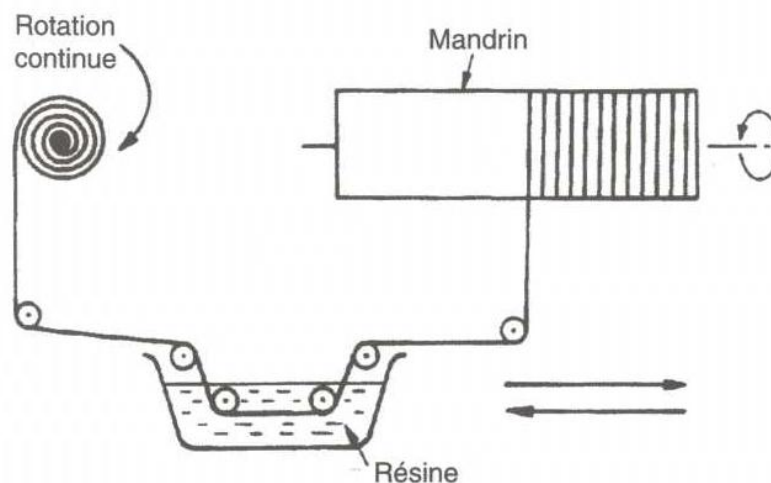


Figure V.14 – Enroulement filamentaire.

Les composants plus courants (pare-chocs de voiture, raquettes de tennis) sont réalisés avec des composites à fibre courtes, en comprimant et chauffant un prémix de résine contenant les fibres (BMC : *bulk moulding compound* ou SMC : *sheet moulding compound*) dans un moule, ou en injectant dans un moule un mélange plus fluide (Figures V.5 à V.7). La configuration d'écoulement est critique pour l'alignement des fibres et le concepteur doit travailler en étroite collaboration avec le fabricant afin d'exploiter au mieux les propriétés du composite.

V.1.6 Méthodes spéciales

Ces méthodes comprennent les techniques permettant de bâtir une forme atome par atome, comme l'électroformage et le dépôt physique ou chimique en phase vapeur (PVD, CVD). Elles regroupent également les différentes techniques de pulvérisation (Figure V.15) dans lesquelles le matériau, fondu par chauffage direct ou par injection dans un plasma, est pulvérisé sur un gabarit. Ces procédés se prêtent bien à la production en petite série de petites pièces faites dans des matériaux difficiles.

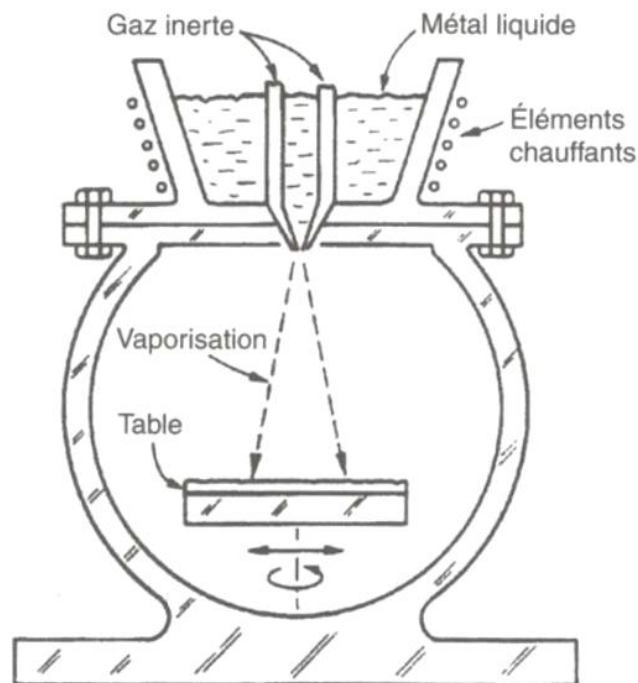


Figure V.15 – Mise en forme par vaporisation.

V.1.7 Usinage

La quasi-totalité des pièces techniques, qu'elles soient faites en métal, polymère ou céramique subissent une étape d'usinage (Figure V.16) ou de rectification (sorte de micro-usinage, Figure V.17) lors de leur fabrication. Pour cela, il est nécessaire de les concevoir de façon à ce qu'elles puissent facilement être saisies et manipulées, et également de conserver une forte symétrie, car les formes symétriques nécessitent moins d'opérations. Les métaux ont une usinabilité plus ou moins grande, notion qui

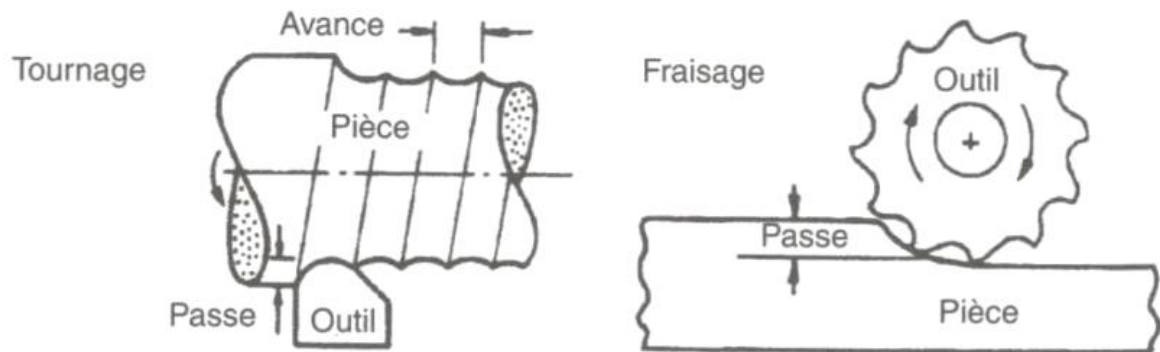


Figure V.16 – Usinage.

rend compte de la facilité à former des copeaux, de l'état de surface résultant et de l'usure de l'outil de coupe (évaluée par un essai normalisé). Une mauvaise usinabilité entraîne des coûts plus élevés.

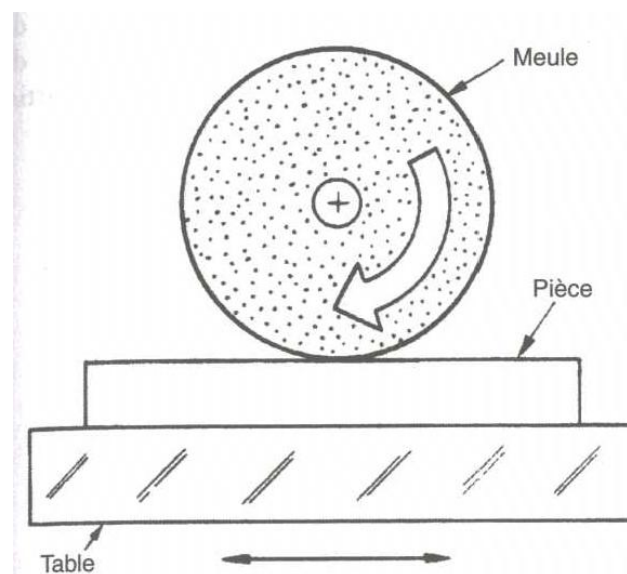


Figure V.17 – Rectification.

La plupart des polymères s'usinent facilement et peuvent être polis pour obtenir une finition élevée. Toutefois, leurs faibles modules font qu'ils se déforment élastiquement pendant la phase d'usinage, ce qui limite la tolérance. Les céramiques et les verres peuvent être rectifiés et polis avec une tolérance et un fini très bons (exemple des miroirs de télescopes). Il existe beaucoup de techniques d'usinage spéciales pour des applications particulières : électro-usinage, usinage par étincelage, découpe par ultrasons, usinage chimique, découpe par jets d'eau, jets de sable, faisceau d'électrons ou faisceau laser.

Les opérations d'usinage sont souvent des opérations de finition et elles déterminent donc l'état de surface et la tolérance. Un meilleur fini et une meilleure tolérance engendrent des coûts supplémentaires et il faut donc bien veiller à ne pas sur-spécifier l'un ou l'autre.

V.1.8 Traitements thermiques

C'est une étape nécessaire dans la fabrication de beaucoup de matériaux. Les alliages d'aluminium, de titane et de nickel à durcissement structural tiennent leur résistance des précipités qui se forment par traitement thermique contrôlé : trempe à partir d'une température élevée, suivie d'un vieillissement à une température inférieure. La dureté et la ténacité des aciers sont contrôlées de la même façon, par trempe à partir de la température d'austénitisation (environ 800°C) suivie d'un revenu.

La trempe est un procédé brutal : la contraction thermique peut produire des contraintes suffisamment élevées pour causer des déformations ou des tapures. Ces contraintes sont dues à la non-uniformité de la distribution de température, elle-même liée à la géométrie de la pièce. Pour éviter des contraintes dommageables, les sections doivent être aussi uniformes que possible et jamais trop grande de façon à ce que la vitesse de trempe soit toujours supérieure à la vitesse critique garantissant l'efficacité du traitement thermique. Les concentrations de contraintes sont à éviter, car elles sont généralement la cause de tapures de trempe. Les matériaux qui ont été coulés ou déformés sont susceptibles de contenir des contraintes internes qui peuvent être supprimées, au moins en partie, par un recuit de relaxation (un autre type de traitement thermique).

V.1.9 Assemblage

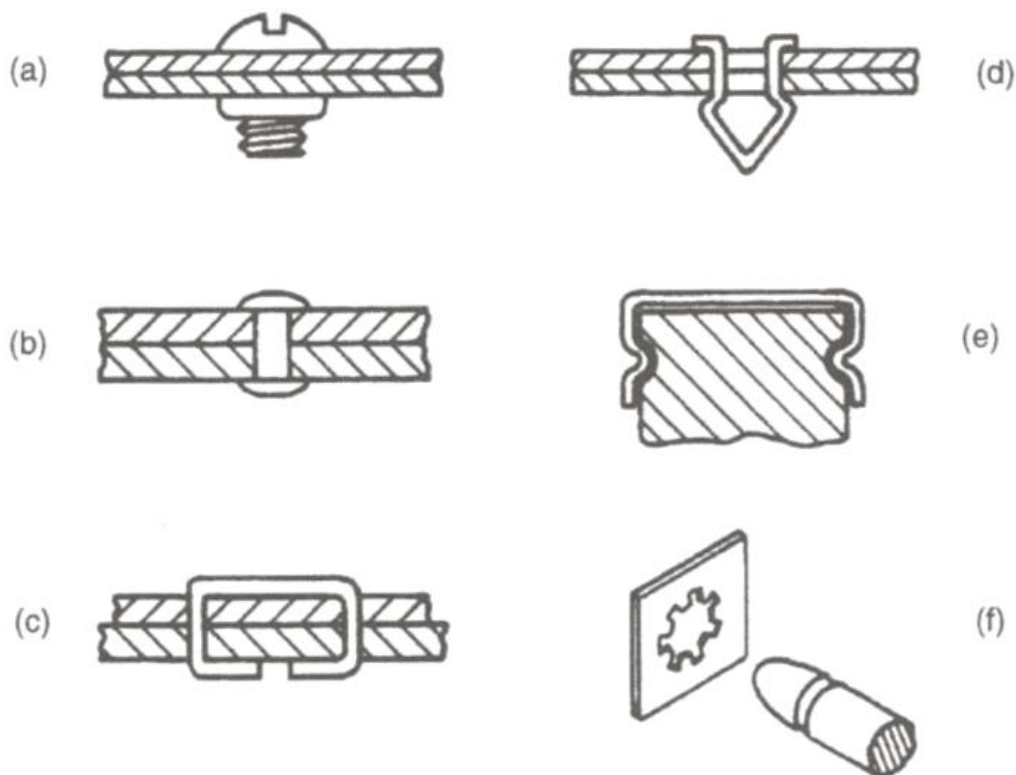


Figure V.18 – Pièces d'assemblage :(a) boulon ;(b) rivet ;(c) à (f) encliquetage.

L'assemblage peut se faire de différentes façons. Le boulonnage et le rivetage (Figure

V.18), le soudage et le brasage (Figure V.19) sont couramment utilisés pour les métaux. Les polymères sont assemblés par encliquetage (Figure V.18) et soudage thermique. Les céramiques peuvent être assemblées entre elles, à des verres ou à des métaux par diffusion. De nouvelles colles améliorées offrent de nouvelles possibilités d'assemblage pour tous les matériaux (Figure V.20). Le soudage par friction (Figure V.21) et par friction-agitation utilise la chaleur et la déformation générées par le frottement pour créer des liaisons.

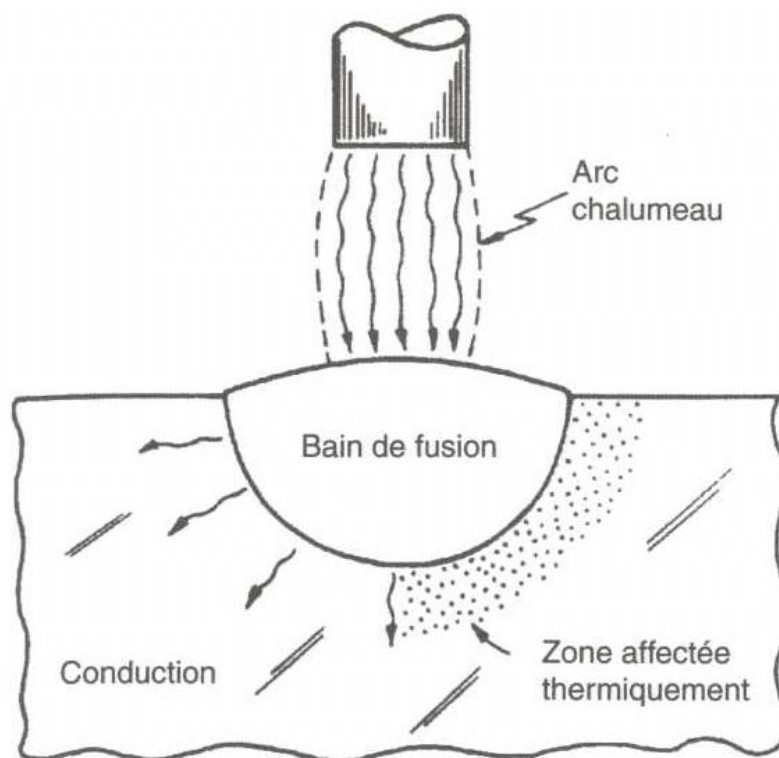


Figure V.19 – Soudage.

Si l'on veut souder des pièces, il faut que les matériaux dans lesquels elles sont faites aient une soudabilité élevée. Comme l'usinabilité, cette grandeur rend compte d'une combinaison de propriétés de base. Une conductivité thermique faible permet de souder avec un apport thermique faible et donne un refroidissement moins rapide quand on enlève la torche. Une faible dilatation thermique donne des contraintes thermiques faibles et donc un risque de distorsion moindre. Une solution solide est meilleure qu'un alliage à durcissement structural, parce qu'un sur-durcissement ou un ramollissement peut se produire d'un côté ou de l'autre de la zone affectée thermiquement.

Le soudage provoque toujours des contraintes internes qui sont proches de la limite d'élasticité. Celles-ci peuvent être relaxées par traitement thermique, ce qui est coûteux, et il vaut donc mieux minimiser leur effet par une bonne conception. Pour cela, les deux pièces à souder doivent être d'épaisseurs égales quand c'est possible, les soudures faites à des endroits où les contraintes et les déformations sont les moins critiques, et le nombre total de soudures minimisé.

L'emploi de trop nombreux éléments de fixation est coûteux parce que difficile à automatiser. Le soudage, le sertissage ou l'emploi de colles peuvent s'avérer plus économiques.

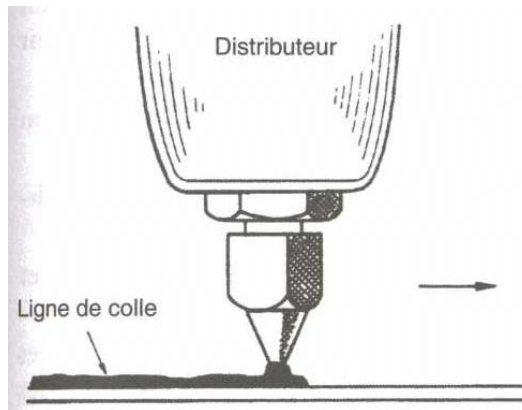


Figure V.20 – Collage.

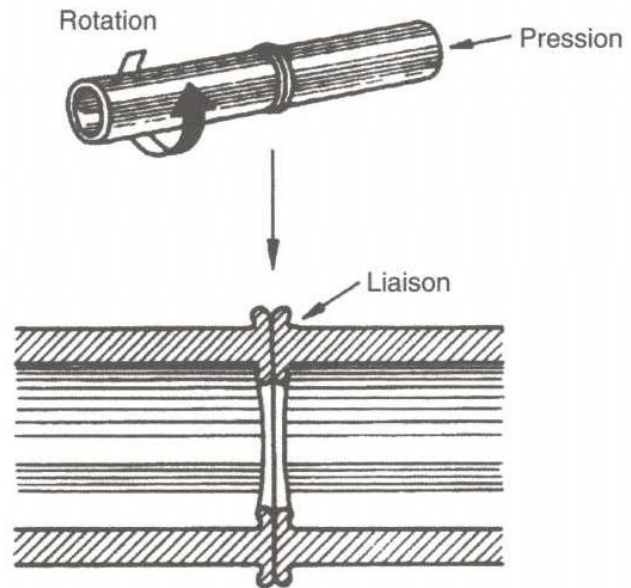


Figure V.21 – MSoudage par friction.

V.1.10 Finition

La finition regroupe les traitements appliqués à la surface d'un composant ou d'un ensemble de pièces et comprend le polissage, le revêtement de surface, l'anodisation et la peinture. Ils ont pour buts d'améliorer l'état de surface, de protéger contre la corrosion, l'oxydation et l'usure et d'améliorer l'apparence.

Le revêtement de surface et la peinture sont plus facilement réalisés avec de ; formes de pièce simples comprenant des surfaces convexes. Les canaux, les crevasses et les fentes sont difficiles à atteindre avec un matériel de peinture et sont souvent mal revêtus par électrodéposition.

V.1.11 Systèmes de prototypage rapide

Ils permettent de générer, à partir de données numériques de logiciels CAO, un exemplaire unique de pièce de géométrie complexe. Ce procédé peut avoir plusieurs finalités :

- on se rend mieux compte de l'aspect d'un produit quand on en voit un prototype ;
- on peut créer un modèle à partir duquel les moules pour la fabrication traditionnelle (fonderie, par exemple) sont réalisés ;
- pour les ensembles complexes, on peut valider les géométries compliquées et s'assurer que les pièces s'emboîtent, peuvent être assemblées et sont accessibles.

Tous les systèmes de prototypage rapide permettent de créer des géométries extrêmement complexes, avec des cavités internes, des surplombs et des parties transversales, même si la précision est aujourd'hui limitée (au mieux ± 0.3 mm).

Ces procédés construisent des formes couche à couche, comme une imprimante 3D, et sont lents (typiquement, 4 à 40 heures par pièce). Il en existe quatre types :

- La pièce est construite par dépôt d'un cordon de matériau thermofusible extrudé par une tête de distribution, comme de la pâte dentifrice (FDM : *fused deposition modelling*), ou projeté sous forme de fines gouttelettes (BPM :

ballistic particle manufacture, Figure V.22) ou éjecté suivant un quadrillage comme une imprimante jet d'encre (impression 3D).

- Une technologie utilisant des masques similaire à celle employée pour fabriquer les microcircuits (*solid ground curing*, Figure V.23). Une série de masques laisse passer les rayons UV qui viennent polymériser un monomère photosensible, construisant la forme couche par couche.
- Une polymérisation par balayage laser d'un monomère photosensible (stéréolithographie, Figure V.24). Après chaque passage, la pièce est abaissée par incrément de façon à ce qu'une couche fraîche de monomère recouvre la surface-frittage laser sélectif utilise une technologie similaire pour fritter des poudres polymère et obtenir la pièce finale. Des systèmes étendant cette technologie au frittage des métaux sont en cours de développement.
- Une découpe au laser d'éléments en feuille (Figure V.25). Chaque couche de papier est découpée au laser puis fixée par chauffage à la couche précédente.

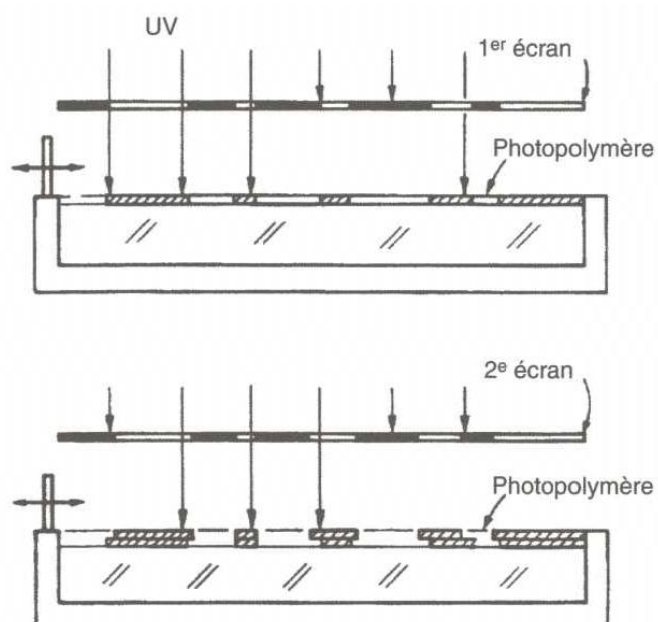
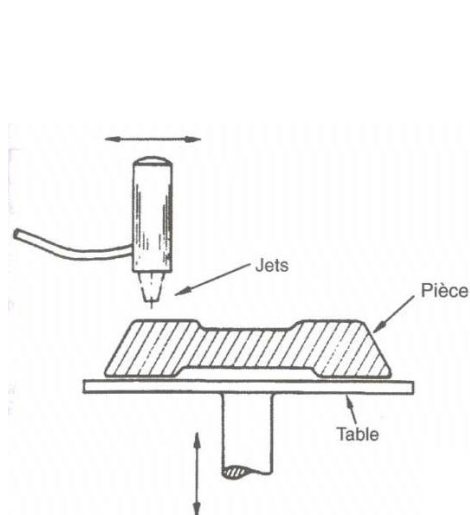


Figure V.22 – Prototypage rapide par projection de gouttelettes de polymères (BPM).

Figure V.23 – Méthode de prototypage par insolation d'une résine (*solid ground curing*).

Les prototypes sont utilisés comme gabarits pour le moulage en silicone, ce qui permet de couler un certain nombre de répliques avec des résines à haute température ou des métaux.

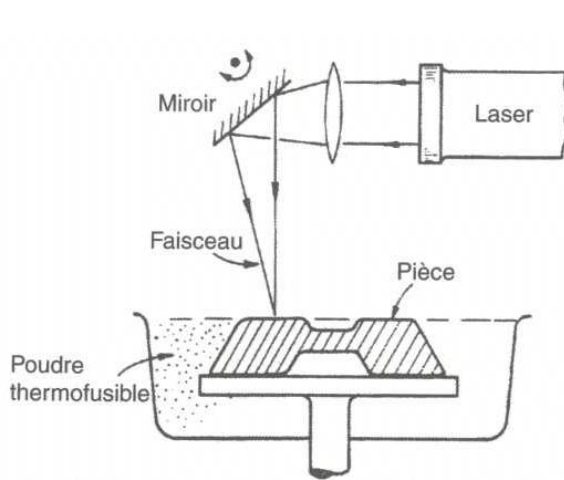


Figure V.24 – Stéréolithographie.

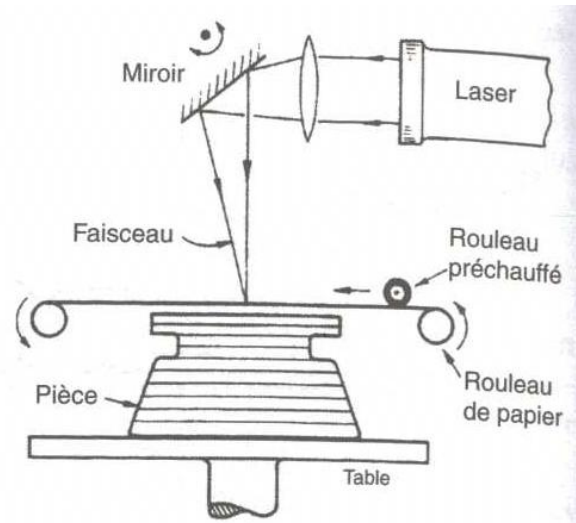


Figure V.25 – Prototypage par strates.

V.2 Caractéristiques des procédés

La figure V.26 montre la classification que l'on peut opérer de l'univers des procédés. On y trouve les grandes familles : fonderie, déformation plastique, moulage, usinage, frittage... Chaque famille contient plusieurs classes : les procédés de fonderie se subdivisent en coulée en sable, coulée en moule métallique, coulée à la cire perdue, par exemple. Ces classes se subdivisent à leur tour en plusieurs membres : il existe plusieurs variantes de coulée en sable, certains spécialisés pour donner une grande précision, d'autres modifiés pour fabriquer des pièces de grande taille, d'autres encore pouvant traiter des matériaux spécifiques.

Chaque membre possède des caractéristiques :

- caractéristiques de matériau : les types de matériaux auxquels il s'applique ;
- caractéristiques de géométrie : les types de géométrie que l'on peut réaliser avec ;
- caractéristiques physiques : taille, précision, finition, et qualité du produit ;
- caractéristiques économiques : son coût d'investissement et son coût de fonctionnement, la vitesse à laquelle il opère, le rendement d'utilisation de matière ;
- caractéristiques environnementales : impact environnemental ("éco-coût").

Le choix d'un procédé consiste à faire coïncider les caractéristiques du procédé avec celles spécifiées par la conception (Figure V.26, schéma du bas).

V.3 Choix systématique d'un procédé

Un procédé est nécessaire pour donner à un matériau la forme et la taille spécifiées, avec une précision donnée. Comment choisir celui qui convient parmi le très grand nombre de procédés possibles ?

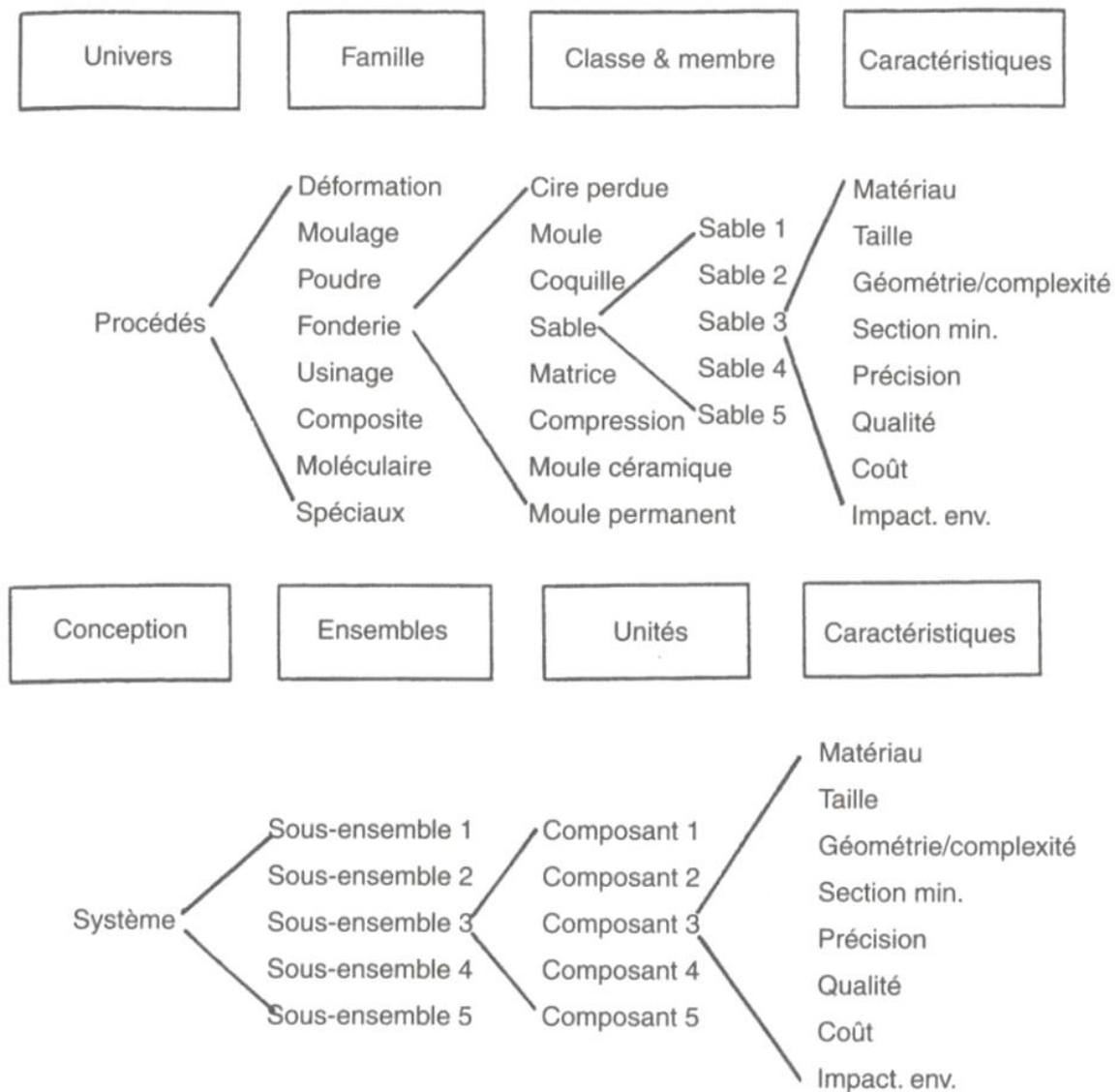


Figure V.26 – Classification des procédés et leurs caractéristiques.

Règle V.1 (Méthode de choix d'un procédé :) Voici la méthode à appliquer, qui est semblable à celle utilisée pour choisir un matériau. Les principales étapes sont :

- Considérer tous les procédés comme possibles jusqu'à ce que le contraire soit démontré.
- Les passer en revue, pour éliminer ceux qui n'ont pas les caractéristiques exigées par la conception.
- Classer ceux qui restent, en utilisant comme critère le coût relatif.
- Rechercher des informations complémentaires pour les premiers de la liste.

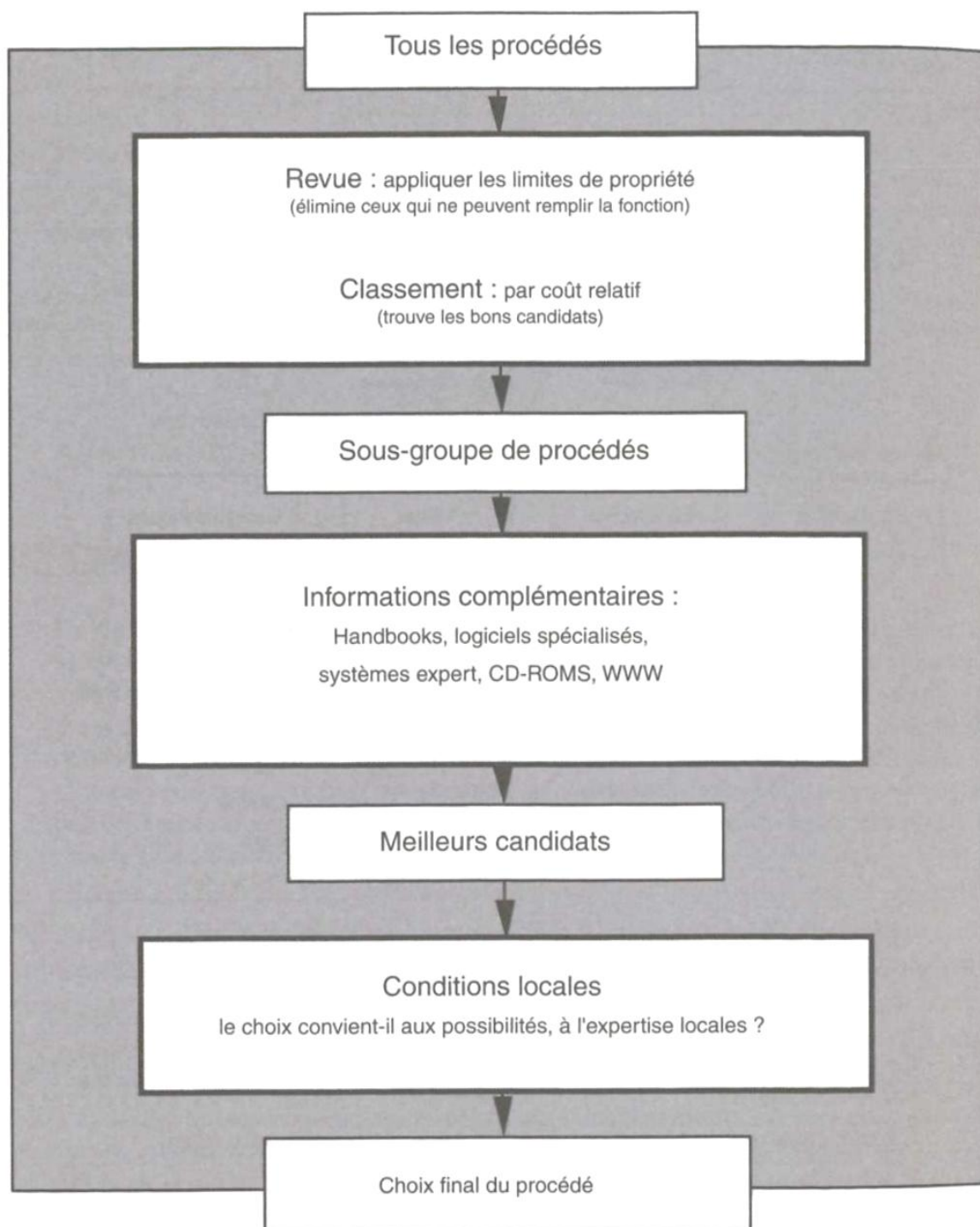


Figure V.27 – Principe de la procédure de choix d'un procédé.

La figure V.27 schématise les étapes importantes. Il faut avoir l'esprit ouvert au départ et considérer tous les procédés comme possibles. La conception spécifie un matériau, une géométrie, une précision, une taille de série et d'autres choses encore, peut-être. La première étape de passage en revue élimine les procédés qui ne peuvent satisfaire à ces exigences. Elle s'opère en comparant les caractéristiques spécifiées par la conception (matériau, géométrie, précision, par exemple) avec celles des procédés, en utilisant les diagrammes de choix des procédés décrits plus loin. Ici, comme toujours, les décisions doivent être modérées par le bon sens : certaines spécifications de conception sont incontournables, et donc rédhibitoires, d'autres peuvent être satisfaites en plusieurs étapes (chaînes de procédés).

Exemple V.1 *Si un procédé ne s'applique pas à un matériau, il doit être rejeté, mais si c'est la précision qui n'est pas bonne, il suffit pour surmonter ce problème de faire appel à un deuxième procédé, comme l'usinage.*

Après le passage en revue, on retient les procédés qui répondent aux spécifications de conception. L'étape suivante consiste à les classer selon des critères économiques. Cela peut être fait de deux façons. On associe à chaque procédé une taille de série économique, qui est le nombre de pièces au-dessus duquel ce procédé devient moins coûteux que les procédés concurrents. La conception spécifie une taille de série, et les procédés dont la taille critique correspond à celle souhaitée sont classés en premier. Ce n'est pas la meilleure façon de classer les procédés, mais c'est la plus simple et la plus rapide.

Une meilleure méthode consiste à les classer selon leur coût relatif. Le coût, dans les premiers stades de la conception, ne peut être estimé que de façon approximative, mais les différences de coût entre des modes de fabrication alternatifs sont souvent si grandes que le classement qui en résulte est pertinent. Le coût de fabrication d'une pièce est la somme des coûts des ressources consommées pour la produire : matériaux, investissement, temps, énergie, espace et information. Il est possible de trouver des valeurs approchées pour un procédé donné et ainsi d'estimer le coût relatif de chaque procédé.

Le passage en revue et le classement permettent de restreindre l'univers des procédés à un petit groupe de candidats potentiels. Il faut alors chercher des informations complémentaires.

- Que sait-on sur chaque candidat ?
- A-t-il été utilisé auparavant pour fabriquer des pièces similaires ?
- A quelle famille appartient-il ?
- Est-ce qu'il a des défauts ?

Ces informations se trouvent dans les ouvrages de référence, les fiches de données des fournisseurs d'équipement et dans les études de cas qui de plus en plus sont accessibles sous format électronique, sur cédérom ou sur Internet.

Voilà jusqu'où on peut aller en appliquant cette méthode générale. Dans les faits, il y a une étape supplémentaire, qui consiste à examiner dans quelle mesure les conditions locales modifient le choix. La présence (ou le manque) d'un équipement disponible et d'une expertise sur une classe de procédés peuvent, pour des raisons évidentes, influencer le choix. Il faut toutefois garder à l'esprit que la solution objective peut s'avérer la meilleure sur le long terme. C'est ce qui fait toute la valeur d'une méthode

générale : elle permet de découvrir les options et leurs mérites relatifs. Le choix final reste aux mains de l'utilisateur.

V.4 Passage en revue : diagrammes de choix des procédés

Comment trouver les procédés qui peuvent mettre en forme un matériau avec une taille, une géométrie et une précision données ? Tout d'abord, il faut éliminer tous les procédés qui ne sont pas adaptés au matériau ; ensuite, rechercher le sous-groupe des procédés compatibles avec la taille, la géométrie et la précision voulues. Cela peut être fait en utilisant les diagrammes présentés dans cette section. La résolution sera meilleure avec des logiciels d'aide au choix, décrits après.

V.4.1 Diagrammes sous forme papier

V.4.1.1 Principe

Sur les axes d'un diagramme de choix de procédé, on porte des grandeurs mesurant deux caractéristiques : la précision et l'état de surface, par exemple (Figure V.28). Sur la figure, l'axe horizontal correspond à la rugosité de surface, avec une échelle logarithmique allant de 10^{-3} à $100 \mu\text{m}$. Sur l'axe vertical, on a porté la tolérance, qui va de $\pm 10^{-4}$ mm à 10 mm. Chaque procédé occupe une zone particulière du diagramme, selon qu'il est capable de fabriquer des pièces dans un certain intervalle de tolérance et de rugosité.

Les procédés de fonderie traditionnels, par exemple, permettent de fabriquer des pièces avec une tolérance allant de ± 0.1 à ± 10 mm (selon le procédé et la taille) et une rugosité allant de 5 à $100 \mu\text{m}$. Les procédés de fonderie de précision améliorent ces valeurs d'un facteur 10. L'usinage donne plus de précision et élargit l'intervalle jusqu'à $T = \pm 10^{-3}$ mm et $R = 0.01 \mu\text{m}$. Les procédés de mise en forme des polymères donnent un bon état de surface mais une tolérance limitée. Le rodage et le polissage sont les procédés qui donnent la meilleure précision et le meilleur état de surface.

Le choix s'opère en portant sur le diagramme l'enveloppe de caractéristiques spécifiée par la conception, comme le montre la figure. Parfois, la conception fixe des limites inférieures et supérieures aux caractéristiques (ici T et R), définissant un rectangle fermé comme celui de la zone d'investigation 1 de la figure. Parfois, au contraire, elle n'impose que des limites supérieures, comme c'est le cas de la zone 2. Les procédés qui se situent à l'intérieur ou qui recoupent l'enveloppe de la zone sont des candidats potentiels. On répète la procédure en utilisant des diagrammes similaires, réduisant le nombre de candidats à un petit groupe de procédés capables d'atteindre le but fixé.

Cette méthode présente quelques difficultés évidentes. Les caractéristiques des procédés peuvent s'avérer difficiles à quantifier : la géométrie, par exemple, n'est pas facile à définir et à mesurer. Certains procédés ont évolué pour répondre à des besoins spéciaux et n'apparaissent pas sur ces diagrammes. Malgré cela, cette procédure a le mérite de systématiser le choix des procédés et constitue la base d'une approche plus sophistiquée assistée par ordinateur, décrite plus loin.

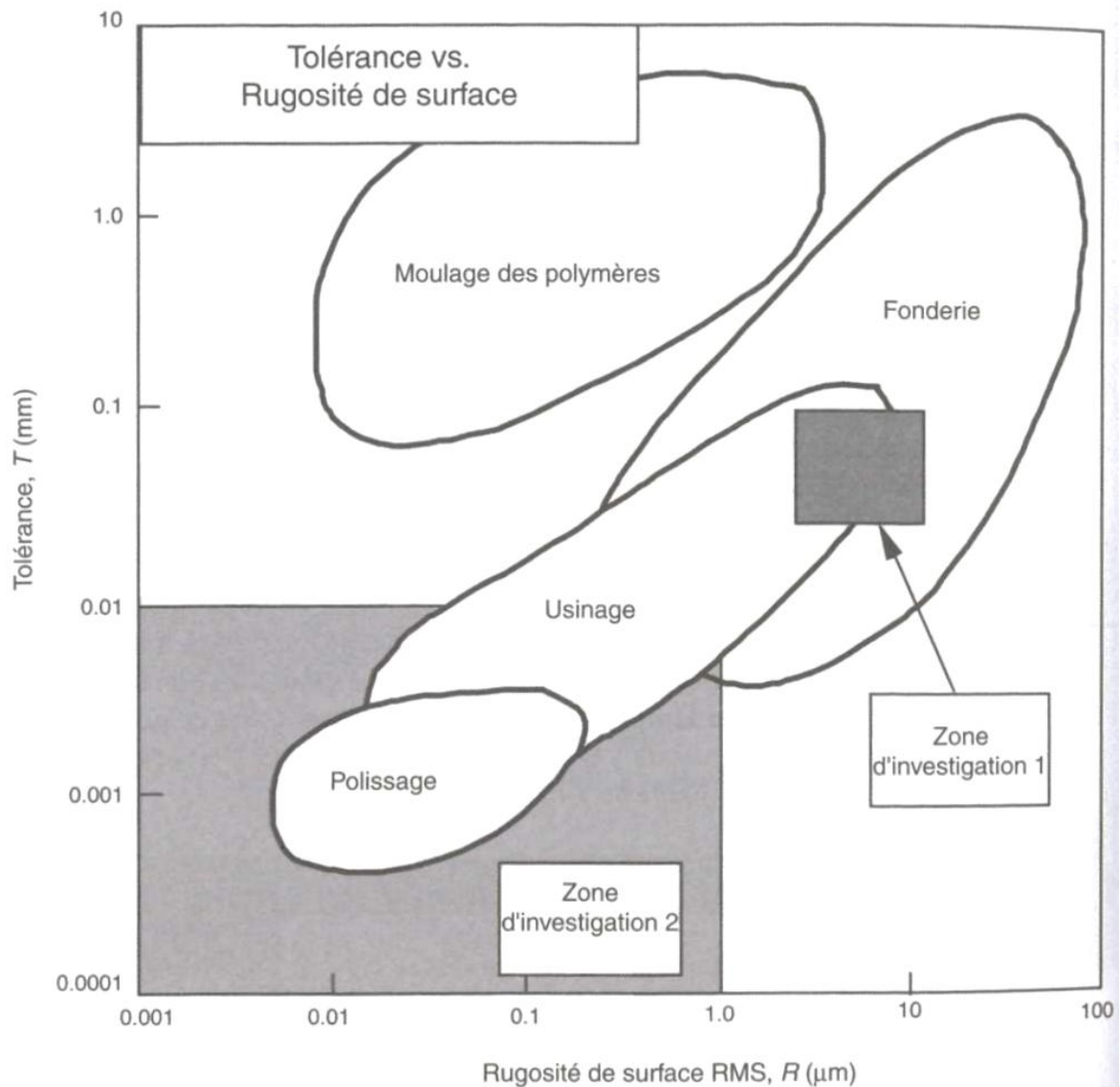


Figure V.28 – Schéma d'un diagramme de choix de procédé.

V.4.1.2 Compatibilité avec le matériau

L'accord entre le procédé et le matériau se fait par le biais des familles de matériaux et l'utilisation du diagramme de compatibilité de la figure V.29. Les grandeurs des axes sont le point de fusion et la dureté.

Le point de fusion impose des limites sur la fabrication des matériaux par les méthodes de fonderie traditionnelles. Les métaux à bas point de fusion peuvent être coulés par n'importe laquelle des nombreuses techniques. Pour ceux fondant au-dessus de 2000 K, les méthodes conventionnelles ne conviennent plus, et il faut avoir recours à des techniques spéciales comme la fusion par faisceau d'électrons.

De même, la limite d'élasticité ou la dureté d'un matériau impose des limites sur les procédés de déformation ou d'usinage. Les pressions de forgeage et de laminage sont proportionnelles à la résistance à l'écoulement et la chaleur générée pendant l'usinage, qui limite la durée de vie de l'outil, est également proportionnelle à la résistance à la

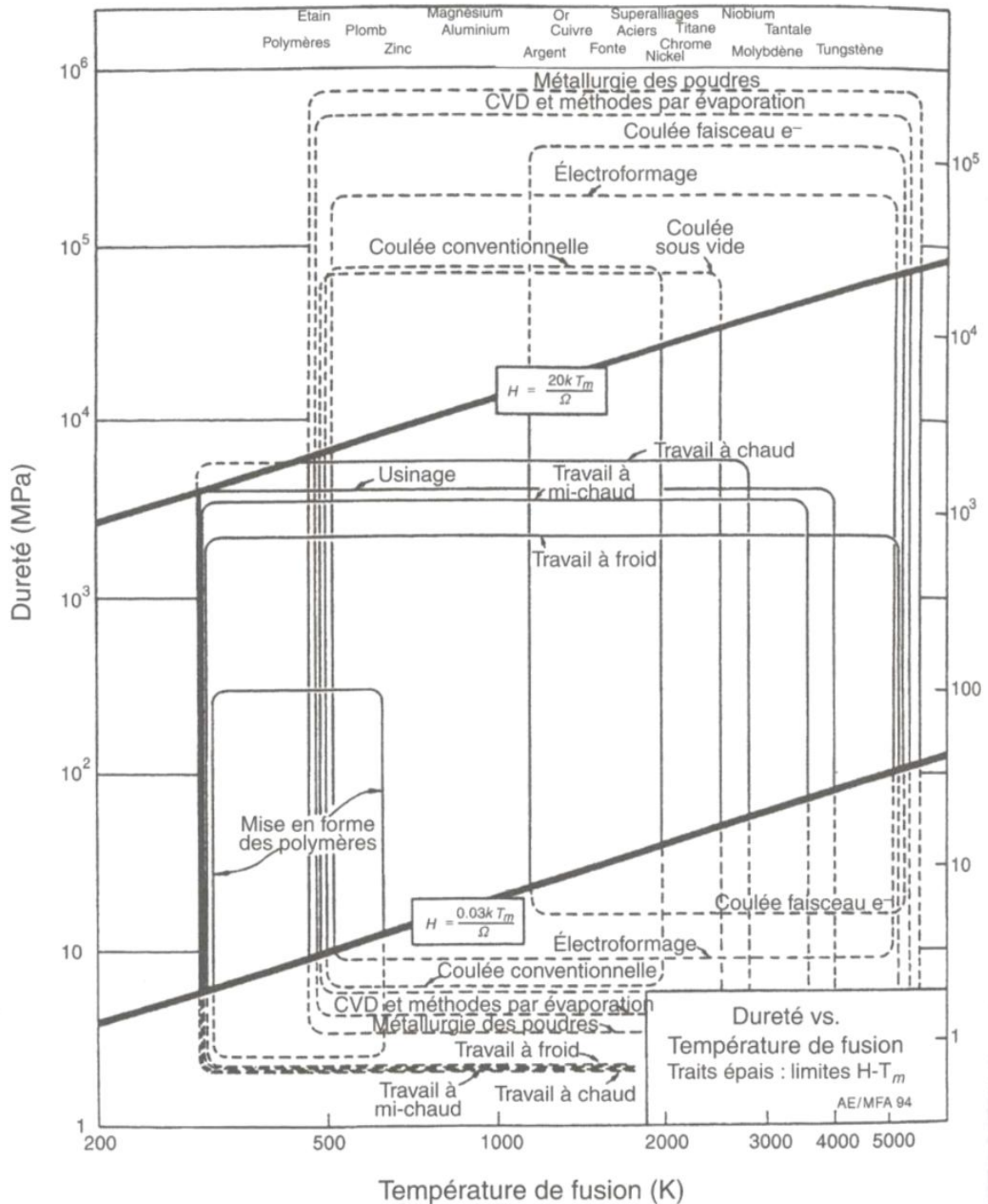


Figure V.29 – Diagramme dureté-point de fusion.

traction ou à la dureté. De façon générale, on peut dire que les procédés de déformation sont réservés aux matériaux ayant une dureté inférieure à 3 GPa. Il existe d'autres procédés de fabrication qui ne sont limités ni par le point de fusion, ni par la dureté comme par exemple la métallurgie des poudres, le CVD et les techniques de vaporisation ou l'électroformage.

La figure V.29 présente ces informations sous forme graphique. En réalité, seule la

partie du diagramme comprise entre les deux lignes épaisses est accessible. En effet, la dureté et le point de fusion des matériaux ne sont pas indépendants :

- les matériaux à bas point de fusion ont tendance à être mous (polymères, plombs) ;
- les matériaux à haut point de fusion sont durs (le diamant en est l'exemple extrême).

Les deux droites limites sont définies par l'équation :

$$0.03 < \frac{H\Omega}{kT_f} < 20 \quad (\text{V.1})$$

avec H la dureté, Ω le volume atomique ou moléculaire et k , la constante de Boltzmann.

V.4.1.3 Complexité - Diagramme taille-géométrie

La géométrie et la complexité sont les caractéristiques les plus difficiles à quantifier. Essayons en effet d'imaginer un moyen de quantifier la complexité, pour illustrer cette difficulté. On peut caractériser la géométrie et la complexité par le contenu informatif, qui revêt deux aspects :

- Le plus immédiat est le nombre n de dimensions indépendantes qui doivent être spécifiées afin de décrire la géométrie : 1 pour une sphère (son rayon), 2 pour un cylindre, 3 pour un tube... Une pièce de fonderie peut avoir jusqu'à 100 spécifications de dimension, voire plus.
- Le deuxième est la précision avec laquelle ces dimensions sont spécifiées. Une sphère de rayon $r = 10 \text{ mm} \pm 0.01\text{mm}$ est plus "compliquée", en terme de fabrication, qu'une de rayon $r = 10 \text{ mm} \pm 1\text{mm}$, car elle est plus difficile à fabriquer.

On peut rendre compte de ces deux aspects de la complexité par le contenu informatif :

$$C = n \log \left(\frac{l}{\Delta l} \right) \quad (\text{V.2})$$

où l est la dimension moyenne et Δl la tolérance moyenne. Cette expression est cohérente : le contenu informatif augmente linéairement avec le nombre de dimensions n et de façon logarithmique avec la précision relative moyenne $l/\Delta l$. Les dimensions ne veulent plus rien dire si $\Delta l = l$, car alors le contenu informatif est nul.

Jusque-là, tout va bien. Mais comparons maintenant une sphère (une seule dimension) avec un cylindre (deux dimensions). Les sphères sont difficiles à fabriquer mais pas les cylindres même s'ils requièrent deux fois plus d'informations. Les sphères creuses (deux dimensions) sont encore plus difficiles à faire mais pas les tubes creux. Le contenu informatif n'est donc pas directement relié à la façon dont les procédés de fabrication fonctionnent en réalité. Les tours sont bien adaptés à la fabrication de géométries axisymétriques (cylindres, tubes) ; le laminage, l'étirage et l'extrusion sont bien adaptés pour les formes prismatiques (tôles, rectangles...). Il suffit d'ajouter un simple élément transversal pour que tout à coup, les choses se compliquent. Une mesure de la géométrie, pour être utile, doit prendre en compte les possibilités et les limites des procédés.

Cela nous amène à penser en termes de symétrie axiale, symétrie de translation, uniformité de section... Comme on l'a dit, un tour permet d'obtenir des

géométries axisymétriques ; l'extrusion, l'étirage et le laminage donnent des géométries prismatiques. L'indexage donne des géométries à symétrie de translation ou de rotation, comme un engrenage. Les procédés de formage de tôles donnent des géométries plates ou embouties. Certains procédés peuvent fabriquer des géométries tridimensionnelles et parmi ceux-ci, certains permettent d'obtenir des formes creuses alors que d'autres non. La figure V.30 illustre ce schéma de classification, en s'appuyant sur ceux de Kusy (1976) et de Schey (1977). Les géométries sont disposées sur la figure de telle sorte que la complexité, définie ici comme la difficulté à fabriquer une géométrie augmente lorsqu'on se déplace vers le bas et vers la droite.

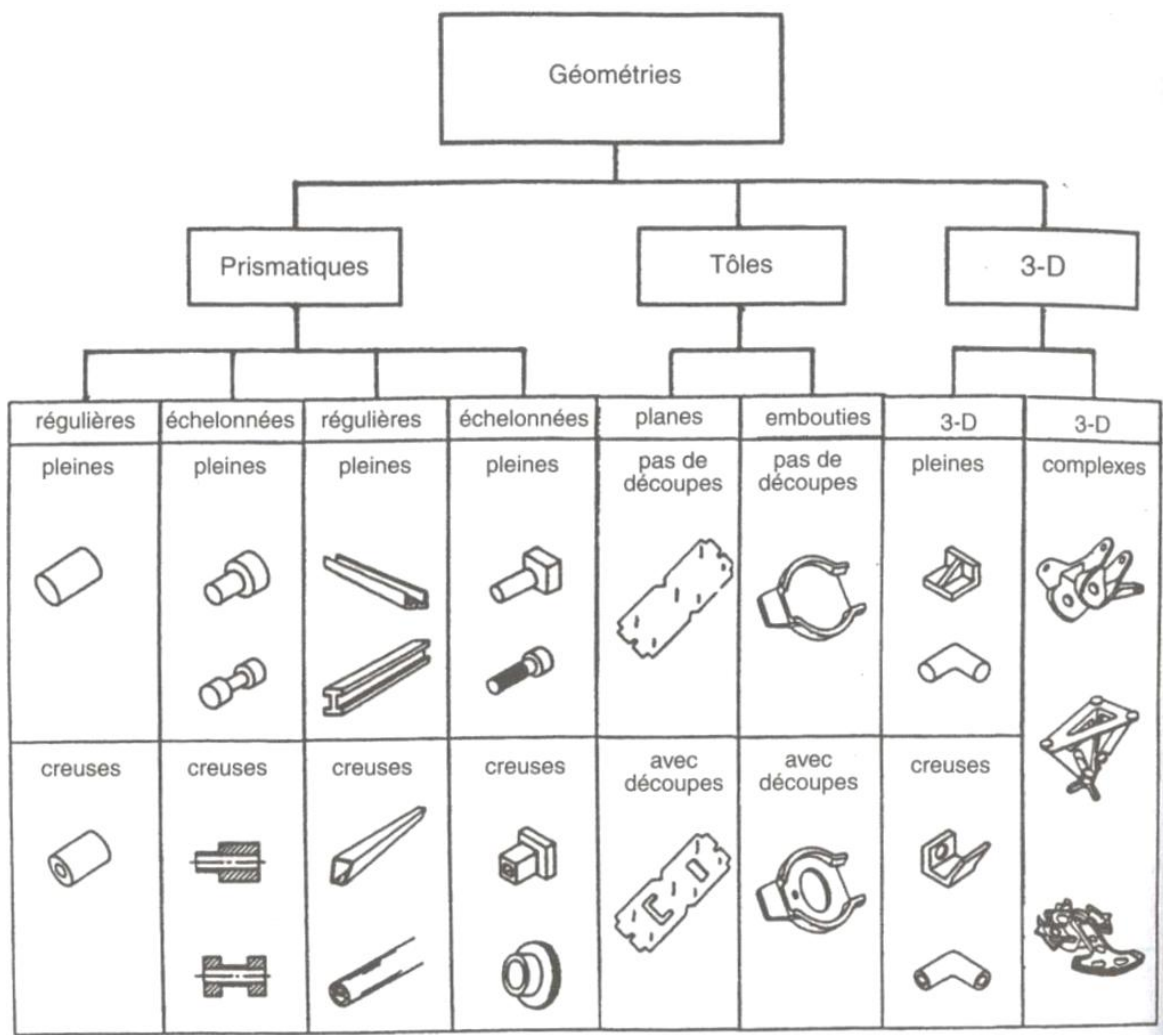


Figure V.30 – Classification des géométries : d'après les possibilités des procédés.

Il existe d'autres moyens de caractériser la géométrie. L'un d'eux, utile dans choix d'un procédé, est le facteur d'aspect, ou ce que l'on appelle l'élanement S . Les procédés de fabrication varient beaucoup selon leur capacité à faire des sections fines. Ici, on évaluera l'élanement par le rapport t/l , avec t , la plus petite section et l , la plus grande longueur de la forme. Pour les géométries plates, l vaut environ \sqrt{A} , avec A , l'aire projetée perpendiculairement à t . Ainsi :

$$S = \frac{t}{\sqrt{A}} \quad (\text{V.3})$$

La taille est définie par le plus grand et le plus petit volume que le procédé est capable de fabriquer. Le volume V , pour les sections uniformes, est à un facteur 2 près :

$$V = At \tag{V.4}$$

Le volume peut être converti de façon approchée en poids par l'intermédiaire de la densité "moyenne" de matériau égale à $5\,000\text{ kg.m}^{-3}$; la plupart des matériaux techniques ont une densité comprise dans un facteur 2 de cette valeur. Les polymères sont une exception, qui ont des densités autour de $1\,000\text{ kg.m}^{-3}$.

Le diagramme taille-élancement est représenté à la figure V.31. Les valeurs de A et de t sont représentées par un faisceau de droites diagonales.

Les procédés de fonderie occupent un espace caractéristique sur ce diagramme. La tension de surface et l'écoulement de chaleur limitent la section minimale et l'élancement que l'on peut obtenir pour les pièces coulées par gravité. L'intervalle peut être élargi si l'on applique une pression, comme c'est le cas pour la coulée centrifuge ou la coulée sous pression, ou bien en préchauffant le moule. Mais il y aura toujours des limites inférieures et supérieures pour la taille et la géométrie que l'on peut obtenir en fonderie.

Les procédés par déformation plastique (à froid, à chaud et à haute température) couvrent un intervalle important. Les limites sur les pressions de forgeage fixent une limite inférieure sur l'épaisseur et l'élancement, qui n'est toutefois pas aussi sévère qu'en fonderie. Les tôles, les fils et les barres peuvent avoir des longueurs très importantes, et alors l'aire de surface devient très grande.

L'usinage donne des formes élancées en enlevant la matière indésirable.

La métallurgie des poudres occupe un domaine plus petit, déjà couvert par les procédés de fonderie et de déformation, mais elle s'applique aux céramiques et aux métaux très durs qui ne peuvent être mis en forme autrement. C'est la même chose pour les procédés de mise en forme des polymères (injection-moulage, pressage, soufflage...).

Les techniques spéciales, comme l'électroformage, la vaporisation par plasma et les différentes méthodes de dépôts en phase vapeur, permettent d'obtenir des formes très élancées. Les microtechnologies, dans la partie basse du diagramme, concernent les toutes dernières techniques de déposition submicronique et de fraisage ; chimique ou par faisceau d'électrons.

L'assemblage permet d'élargir le champ de taille et de complexité presque à l'infini.

Lors de la conception, on définit des valeurs spécifiques de S et V ou de A et t , que l'on utilise pour sélectionner un groupe de procédés.

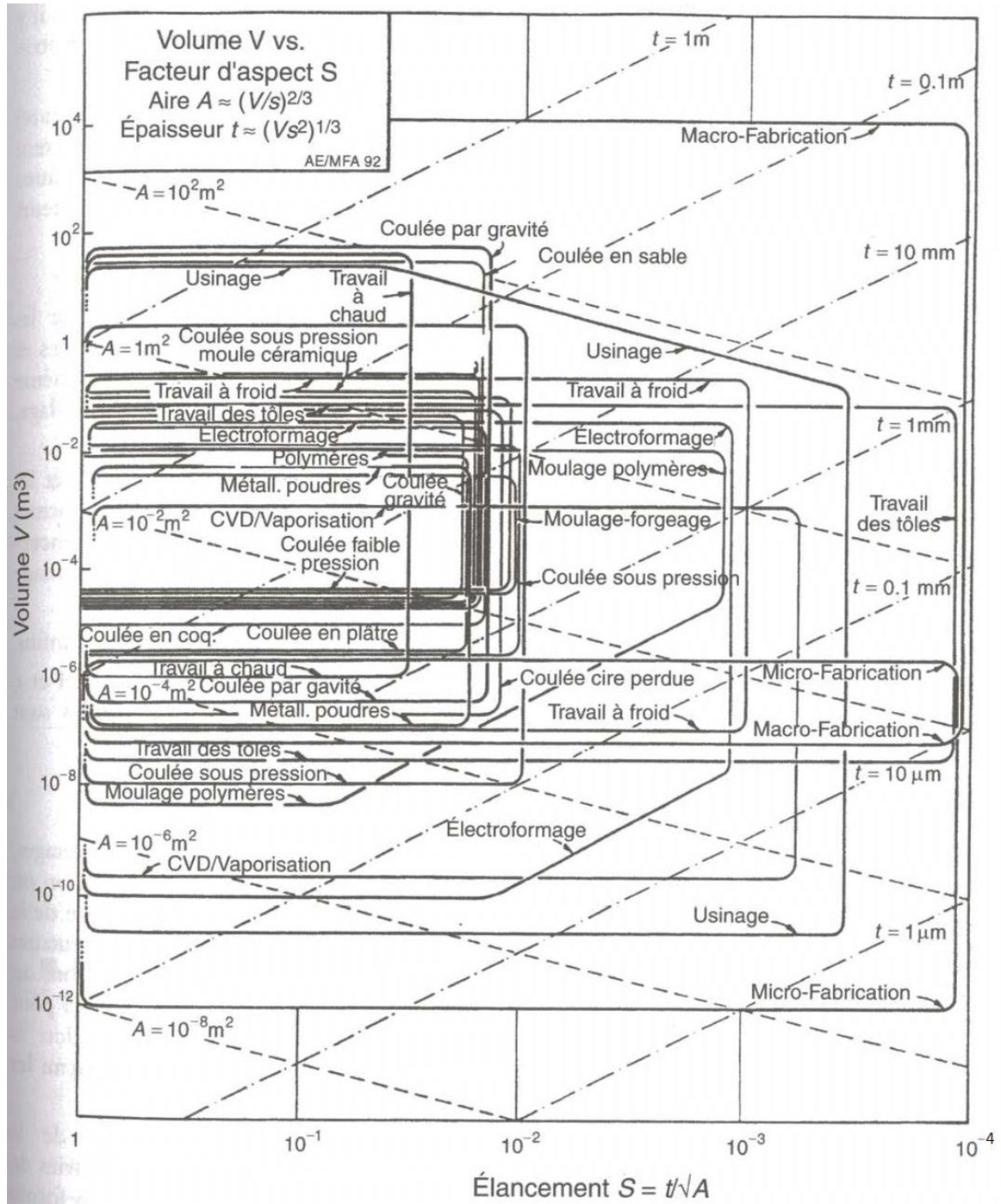


Figure V.31 – Diagramme taille-élancement. Les droites diagonales indiquent les valeurs approchées de l'aire A et de l'épaisseur t .

V.4.1.4 Diagramme complexité-taille

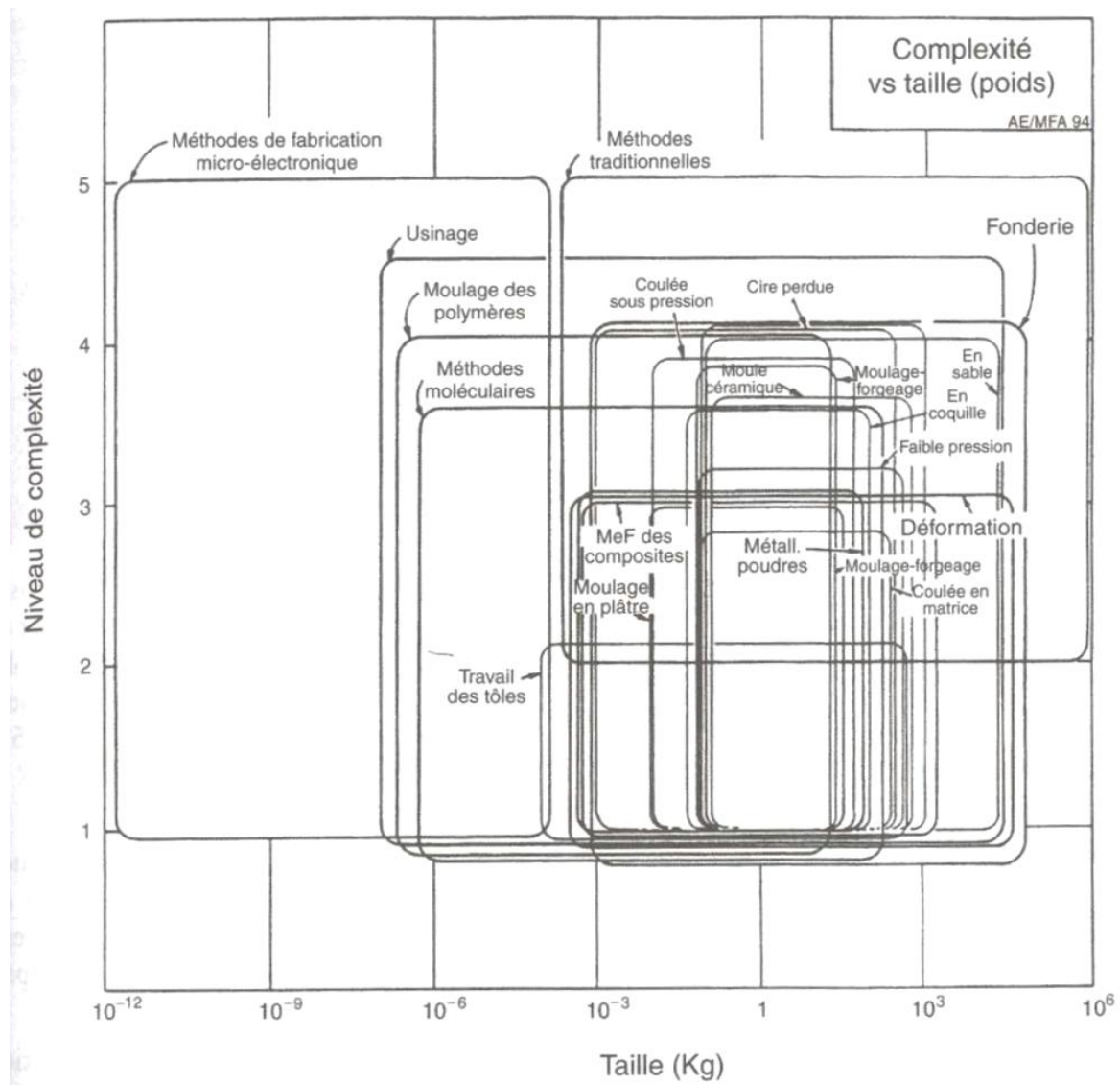


Figure V.32 – Diagramme complexité-taille.

La complexité est définie par la présence d'éléments comme les trous, les filetages, les creux, les bosses, les formes rentrantes... qui compliquent la fabrication si nécessitent des opérations supplémentaires. Si la figure V.31 rend compte de la géométrie générale, la complexité décrit les caractéristiques supplémentaires nécessaires pour produire la géométrie finale. A des fins de comparaison, on utilise une échelle allant de 1 à 5, 1 pour les géométries les plus simples et 5 pour les plus compliquées. Une note est attribuée à chaque procédé selon complexité maximale dont il est capable, qui correspond à sa position parmi les différentes géométries de la figure V.30.

Cette information est portée sur le diagramme complexité-taille de la figure V.32. En général, les procédés par déformation donnent des géométries de complexité limitée. La métallurgie des poudres et les méthodes de mise en forme des composites sont également limitées, en comparaison aux autres procédés. Le moulage des polymères est meilleur. Les procédés de fonderie donnent les plus grandes complexités de tous :

un bloc-cylindres de voitures, par exemple, est une pièce extrêmement compliquée. Les procédés d'usinage augmentent encore le niveau de complexité en ajoutant des éléments nouveaux à un composant L'assemblage élargit le champ de complexité jusqu'au plus haut niveau.

V.4.1.5 Diagramme tolérance-rugosité de surface

Aucun procédé ne permet de mettre en forme une pièce avec la dimension exacte spécifiée. On s'autorise un écart Δx par rapport à la dimension x voulue, que l'on appelle la tolérance T exprimée par exemple ainsi :

$$x = 100 \pm 0.1 \text{ mm}, \quad \text{ou} \quad x = 50_{-0.001}^{+0.01} \text{ mm} \quad (\text{V.5})$$

Cette grandeur est fortement reliée à une autre qui est la rugosité de surface R , qui est la valeur quadratique moyenne de l'amplitude des irrégularités de surface. On l'exprime par exemple ainsi : $R < 100 \mu\text{m}$ (surface rugueuse d'une pièce de moulage au sable) ou $R < 0.01 \mu\text{m}$ (surface rodée). Le tableau V.1 donne des ordres de grandeur de rugosité obtenue par différents procédés.

Table V.1 – Niveaux de finition.

Finition R (μm)	Procédé	Application type
0,01	Rodage	Miroirs
0,1	Rectification de précision ou rodage	Paliers haute précision
0,2 – 0,5	Rectification de précision	Cylindres, pistons, cames, paliers
0,5 – 2	Usinage de précision	Engrenages, pièces de machines courantes,
2 – 10	Usinage	Paliers à faible charge, composants non critiques
3 – 100	Pièces brutes de fonderie	Surfaces autres que paliers

Les procédés de fabrication diffèrent par les niveaux de tolérance et de rugosité qu'ils peuvent atteindre de façon économique. Les valeurs de ces tolérances et de ces rugosités sont indiquées à la figure V.33. Pour des raisons évidentes, la tolérance T est supérieure à $2R$ (bande grisée) : en effet, comme R est la valeur quadratique moyenne de la rugosité, la plus grande rugosité est supérieure à $5R$. Les procédés existants donnent des tolérances comprises entre environ $10R$ et $1\,000R$.

Le moulage en sable donne des surfaces rugueuses ; avec des moules métallique la finition est meilleure. Les polymères moulés reproduisent l'état de surface du moule et peuvent par conséquent être très lisses, mais des tolérances supérieures à $\pm 0.2 \text{ mm}$

sont rarement atteintes à cause des contraintes internes résiduelles après moulage et également parce que les polymères sont sujets au fluage.

L'usinage, qui permet une précision dimensionnelle élevée et une bonne finition de surface, est couramment utilisé après l'étape de moulage ou de déformation pour amener la tolérance et la rugosité aux niveaux désirés. Les métaux et céramiques peuvent être rectifiés en surface et rodés pour obtenir une tolérance élevée et une surface lisse : un grand réflecteur de télescope a une tolérance proche de $5\ \mu\text{m}$ pour une taille d'un mètre ou plus, et une rugosité d'environ $1/100^{\text{e}}$ cette valeur. Cependant, de tels niveaux de tolérance et de finition coûtent cher : les coûts de fabrication augmentent de façon quasi exponentielle quand les spécifications de tolérance et de finition sont de plus en plus serrées. Le diagramme donne les valeurs de coût relatif (droites diagonales). Sur-spécifier la précision est une erreur qui peut coûter cher.

Les tolérances qu'il est possible d'atteindre dépendent évidemment du matériau et des dimensions de la pièce (les valeurs du diagramme correspondent à une dimension de 25 mm). Toutefois, au niveau qui nous intéresse, les intervalles typiques de tolérance et de finition sont suffisants et permettent de différencier clairement les différents procédés.

V.4.1.6 Utilisation des diagrammes

Les diagrammes présentés dans cette section donnent une vue d'ensemble, permettant de comparer graphiquement en un coup d'œil les possibilités de chaque famille de procédés. Ils ne doivent pas être utilisés aveuglément, mais pour donner des indications quant au choix et une idée des possibilités et des limites des différents procédés, en gardant à l'esprit que certaines caractéristiques (la précision, par exemple) peuvent être ajoutées dans un deuxième temps en utilisant des procédés secondaires. C'est à peu près tout ce que l'on peut faire avec ces diagrammes sous forme papier. Le nombre de procédés qui peuvent y figurer est évidemment limité et la résolution est mauvaise car beaucoup se chevauchent. Cette procédure se prête bien à une implantation informatique, qui permet de surmonter ces défauts.

V.4.2 Diagrammes sous forme numériques

V.4.2.1 Principe

Si on enregistre les caractéristiques des procédés dans une base de données avec une interface utilisateur appropriée, on peut créer des diagrammes de choix et manipuler les zones d'investigation avec une plus grande liberté. Le *Cambridge Engineering Selectar* (CES3) est un exemple d'un tel système.

La base de données contient des articles qui détaillent les caractéristiques de chaque procédé. La figure V.34 montre l'exemple d'un membre particulier de la classe des procédés de moulage en sable. Un schéma indique comment le procédé fonctionne, appuyé par une courte description. Vient ensuite une liste des caractéristiques : les matériaux possibles, les caractéristiques physiques et celles concernant la géométrie, enfin les paramètres économiques. L'article contient également une courte description des applications typiques, des références et des notes. Toutes les caractéristiques chiffrées sont enregistrées sous forme d'intervalles correspondant aux possibilités du procédé. L'article se termine par un ensemble de références dont ont été extraites

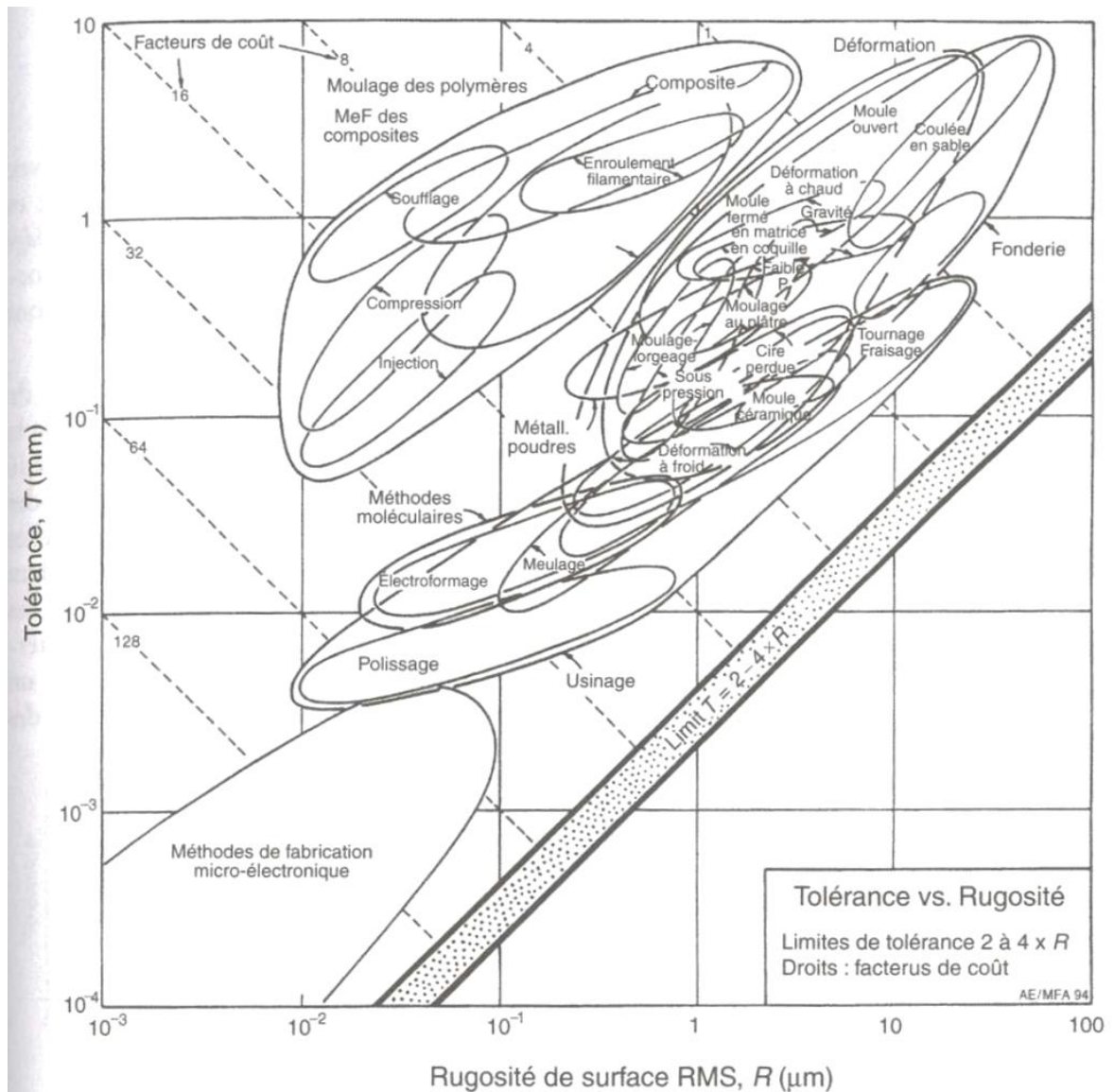


Figure V.33 – Diagramme tolérance-rugosité.

les données et qui fournissent des informations complémentaires, indispensables pour effectuer le choix final.

V.4.2.2 Utilisation

On prend comme postulat de départ, comme à la figure V.27, l'idée que tous les procédés sont des candidats potentiels jusqu'à ce que le contraire soit prouvé. On établit la liste des procédés possibles en deux étapes : on passe en revue pour éliminer les procédés qui ne répondent pas aux spécifications de conception, puis on classe les procédés restants suivant des critères économiques.

Un passage en revue typique comprend trois étapes, comme le montre la figure V.35. Elle montre trois histogrammes sur chacun desquels une propriété numérique est représentée pour une propriété donnée d'un certain aspect de la conception (procédé, matériau, géométrie). Tous les procédés apparaissent sur les diagrammes,

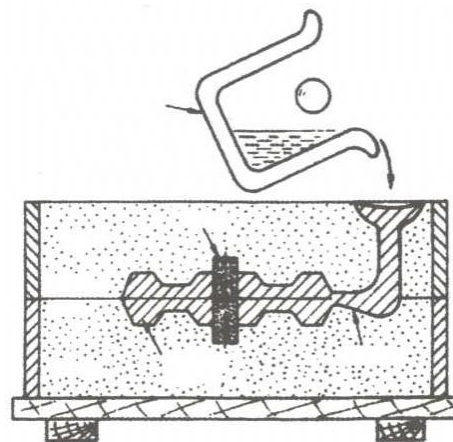


Figure V.34 – Exemple d'article tiré d'un logiciel de choix de procédé : membre Moulage au sable de la famille Procédés de fonderie.

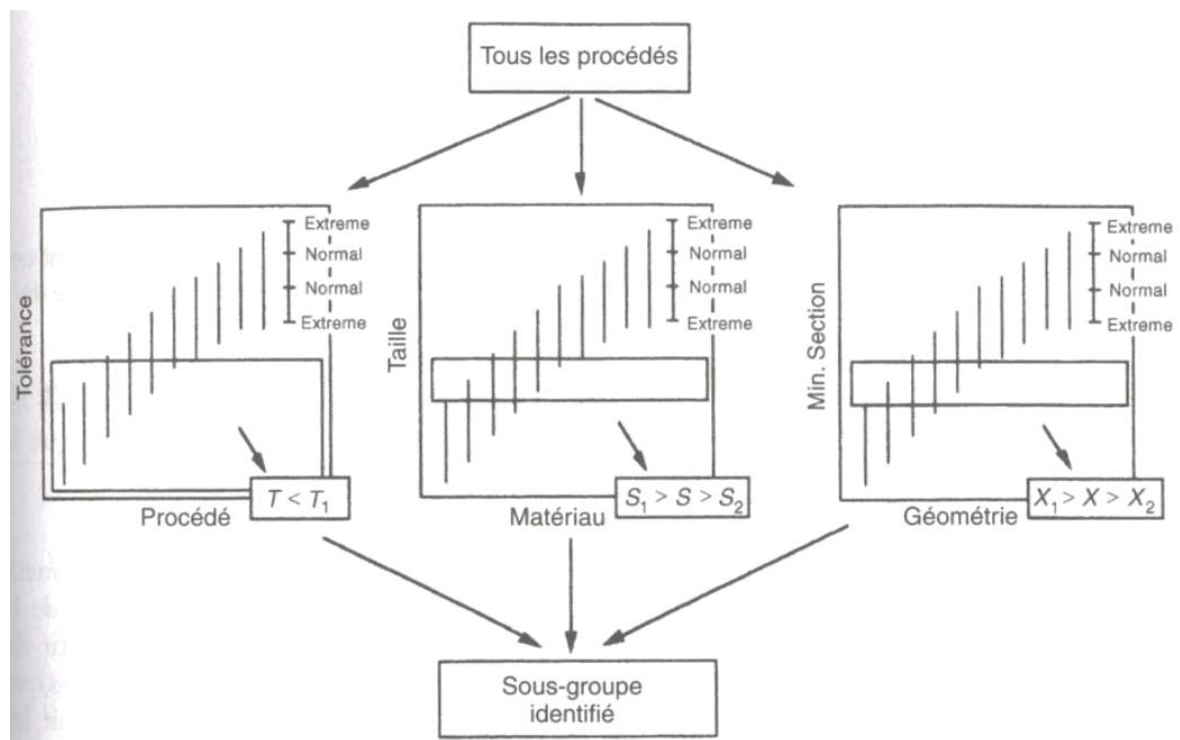


Figure V.35 – Passage en revue assisté par ordinateur.

rangés par ordre croissant de valeur de cette propriété numérique, représentée par une barre pour matérialiser l'intervalle de valeurs. Le diagramme de gauche permet de choisir un procédé d'un certain type (par exemple, procédé primaire) qui donne une tolérance supérieure à $\pm T_1$ mm. Le deuxième diagramme restreint le choix à ceux qui peuvent mettre en forme une classe de matériaux donnée (par exemple, les polymères thermoplastiques) avec une taille comprise entre S_1 , et S_2 kg. Le troisième isole le groupe de ceux qui sont capables de produire une géométrie donnée (par exemple, forme pleine en 3D) avec une épaisseur de section minimale de X_1 mm. Il est possible de rajouter des étapes supplémentaires. La sélection s'opère en positionnant un rectangle

sur chaque diagramme, matérialisant les intervalles de tolérance, de taille, de section minimale... spécifiés par la conception. On élimine ainsi les procédés qui ne répondent pas aux spécifications.

L'étape suivante consiste à classer les procédés restants suivant des critères économiques (Figure V.36). Pour cela, il faut étudier le coût d'un procédé.

V.5 Classement : coût d'un procédé

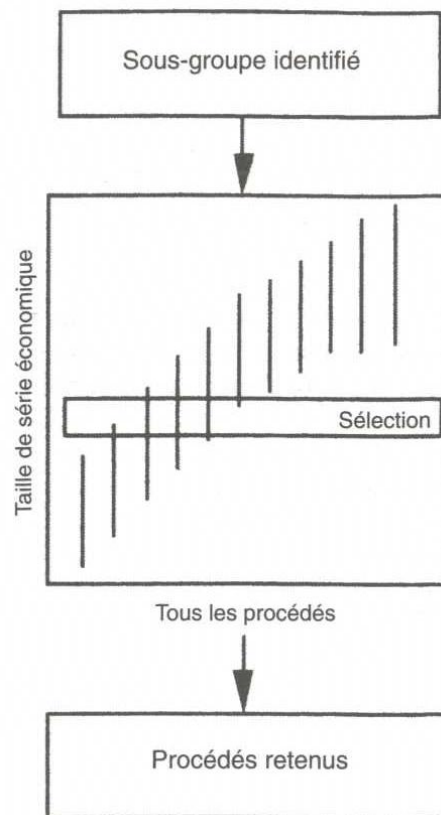


Figure V.36 – Classement suivant un critère économique (ici, la taille de série).

Une partie du coût d'une pièce est constitué par le coût du matériau dans laquelle elle est faite, le reste étant le coût de fabrication, c'est-à-dire celui de la mise en forme puis de l'assemblage pour obtenir le produit fini. Avant d'entrer dans les détails, rappelons trois règles élémentaires qui aident à minimiser le coût et que le concepteur devra garder en tête.

Règle V.2 (Faîtes les choses de façon standard) *Si quelqu'un fabrique déjà la pièce que vous voulez, il sera presque certainement moins cher de l'acheter que de la fabriquer. Sinon, il sera moins coûteux de la concevoir à partir d'éléments standard (tôle, barre, tube) plutôt qu'à partir de géométries non standard ou de pièces de fonderie ou de forge spéciales. Essayez d'utiliser des matériaux standard et le moins de sortes possible : cela réduit les coûts de stocks et la gamme d'outils nécessaires à*

la fabrication.

Règle V.3 (Faîtes les choses de façon simple) *Si on doit usiner une pièce, il faudra la serrer. Le coût augmentera avec le nombre de de fois qu'il faudra la tourner et la réorienter, particulièrement si des outils spéciaux sont nécessaires. Si on doit souder ou braser une pièce, le soudeur doit pouvoir atteindre la pièce avec son chalumeau tout en continuant à voir ce qu'il fait. Si on doit couler, mouler ou forger une pièce, il faut se souvenir que des pressions élevées (donc chères) sont requises pour faire s'écouler les fluides dans des canaux étroits, et que les formes rentrantes compliquent grandement la conception des moules. Tout cela a l'air évident, pourtant on l'oublie souvent. Imaginez-vous en train de fabriquer vous-même la pièce : est-ce pratique ? Est-ce que de légères modifications de conception peuvent rendre les choses plus faciles ?*

Règle V.4 (Ne spécifiez pas des performantes supérieures à vos besoins) *Les performances ont un coût. Les métaux à haute résistance contiennent plus d'éléments d'addition plus coûteux. Les polymères à haute performance ont une composition chimique plus complexe. Les céramiques à haute performance nécessitent plus de contrôle qualité lors de leur fabrication. Tout cela accroît les coûts dus au matériau. De surcroît, les matériaux à haute performance coûtent plus cher à fabriquer. Les pressions de mise en forme (pour un métal aussi bien que pour un polymère) sont plus élevées; l'usure des outils est plus importante; leur ductilité est moindre et par conséquent les procédés par déformation s'avèrent difficiles voire impossibles. Cela peut vouloir dire qu'il faut utiliser de nouveaux modes de fabrication : moulage à la cire perdue ou métallurgie des poudres au lieu des moulages traditionnels ou du travail des métaux; des équipements de moulage plus chers fonctionnant à des températures et des pressions plus élevées. . .*

Le gain en performance des matériaux à haute résistance se paye non seulement par une augmentation du coût du matériau, mais également par des coûts de fabrication plus élevés. Enfin, il y a le problème de la tolérance et de l'état de surface. Les droites de coût de la figure V.33 sont un avertissement : le coût augmente exponentiellement avec la précision et l'état de surface. L'erreur consistant à spécifier des tolérances plus faibles ou des surfaces plus lisses que nécessaires coûte cher. Le message est clair : les performances coûtent de l'argent, il ne faut pas sur-spécifier.

Afin d'aller plus loin, examinons maintenant l'origine des différentes contributions du coût de fabrication.

V.5.1 Critères économiques de sélection

Si vous devez tailler un crayon, vous pouvez le faire avec un taille-crayon. Si, par contre, vous devez en tailler mille, cela vaut le coût d'acheter un taille-crayon électrique. Et si vous devez en tailler un million, vous ressentirez peut-être le besoin de vous équiper d'un système permettant d'alimenter automatiquement le taille-crayon. Pour pouvoir manier des crayons de diamètres et de longueurs différents, vous pouvez aller plus loin et mettre au point un système à microprocesseur avec des capteurs pour mesurer les dimensions, les pressions de taille. . . ; en somme, vous créez un système "intelligent"

capable de reconnaître et de s'adapter à la taille du crayon. Le choix du procédé dépend alors du nombre de crayons que vous avez à tailler, c'est-à-dire de la taille de la série. Le meilleur choix est celui qui coûte le moins cher par crayon taillé.

Le schéma de la figure V.37 représente les variations du coût de la taille d'un crayon en fonction de la taille de la série. Un taille-crayon ne coûte presque rien mais n'est pas rapide et par conséquent le coût de la main d'œuvre est important. Les autres procédés nécessitent un investissement de plus en plus important mais font le travail plus vite, ce qui réduit le coût de main d'œuvre. L'équilibre entre le coût d'investissement et la cadence donne des courbes de la forme de celles de la figure. Le meilleur choix correspond à la courbe la plus basse : le taille-crayon jusqu'à 100 unités ; un système mécanisé de 100 à 10 000, un système automatisé de 10 000 à 1 000 000... .

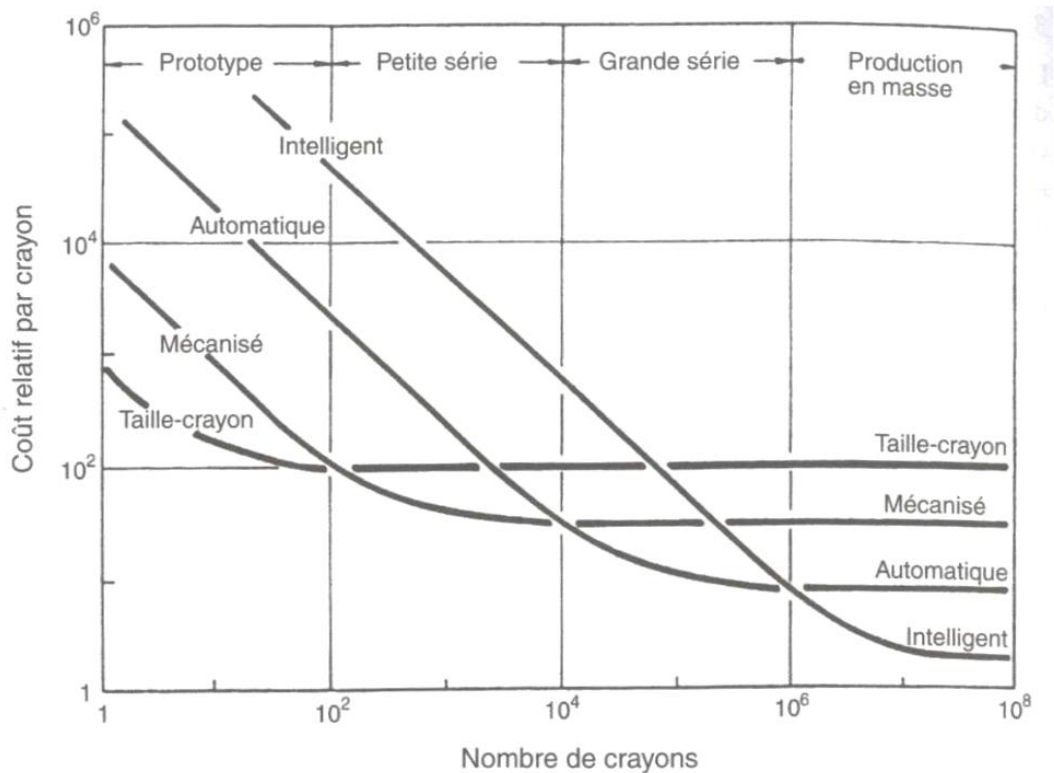


Figure V.37 – Graphe du coût (pour tailler un crayon) en fonction de la taille de série, pour quatre procédés (équation V.9).

V.5.2 Taille de série économique

Il peut sembler facile de modéliser un coût, mais ça ne l'est pas. Le coût d'un procédé dépend d'un grand nombre de variables indépendantes, que l'on ne peut pas toutes contrôler. La modélisation du coût fait l'objet du paragraphe suivant, mais il est cependant toujours pratique de disposer d'une méthode simple, bien qu'approximative.

L'influence de nombreux paramètres entrant dans le coût d'un procédé peut s'exprimer par un seul paramètre : la taille de série économique. Un procédé ayant une taille de série économique entre B_1 et B_2 est par expérience compétitif au niveau coût quand le nombre de pièces fabriquées se situe dans cet intervalle. Cette grandeur

est généralement indiquée pour chaque procédé. Un moyen simple de prendre en compte l'aspect économique dans le choix est de classer les procédés par taille de série économique, puis de choisir ceux qui sont économiques pour l'intervalle désiré, comme le montre la figure V.36. Mais attention à ne pas se faire de fausses illusions : on ne peut pas concentrer un grand nombre de variables en une seule sans perdre en précision et il est préférable de mettre en place un modèle de coût.

V.5.3 Modélisation du coût

La fabrication d'un composant consomme des ressources (tableau V.2). Le coût du procédé est la somme des coûts de ces ressources. L'approche par ressource de l'analyse du coût est particulièrement utile au niveau d'approximation qui nous intéresse, puisque tous les procédés, bien que très divers, consomment les ressources listées dans le tableau. Ainsi, le coût d'un composant de masse m comprend le coût du matériau C_m , ($\$.kg^{-1}$) et le coût de l'outillage dédié C_t qui doit être amorti sur la taille de la série n . En plus, il demande du temps, facturé à un taux de frais généraux C_L (en $\$.h^{-1}$ ou équivalent), de la puissance P (kW) à un coût énergétique C_e , ($\$/kWh$) et enfin une certaine surface d'aire A , qui implique un coût de location C_S . L'équation de coût est de la forme :

$$C = [mC_m] + \left[\frac{C_t}{n} \right] + \left[\frac{C_L}{\dot{n}} \right] + \left[\frac{PC_e}{\dot{n}} \right] + \left[\frac{AC_S}{\dot{n}} \right] \quad (V.6)$$

matériau outil temps énergie espace

avec \dot{n} , la cadence (nombre d'unités produites par heure).

Table V.2 – Ressources consommées pour la fabrication.

Ressource		Symbole	Unité
Matériau	Consommables inclus	C_m	$\$/kg$
Investissement	Machine	C_c	$\$$
	Coût de l'outillage	C_t	$\$$
Temps	Taux horaire	C_L	$\$/h$
Énergie	Puissance électrique	P	kW
	Coût de l'énergie	C_e	$\$/kWh$
Espace	Surface	A	m^2
	Coût de la surface	C_S	$\$/m^2h$
Information	R & D	C_i	$\$/an$

Où est passé le coût d'investissement C , de l'équipement (différent du coût de l'outillage)? Une machine donnée, une presse par exemple, est en général utilisée pour fabriquer plus d'un produit. On convertit donc le coût d'investissement des machines

non dédiées et le coût de l'emprunt de capital lui-même, en une partie de frais généraux en divisant par un temps t , (mettons, 5 ans) au bout duquel il est amorti. Le taux de frais généraux devient alors :

$$\frac{C_L}{\dot{n}} = \frac{1}{\dot{n}} \left\{ [C_{L_0}] + \left[\frac{C_c}{Lt_c} \right] \right\} \quad (\text{V.7})$$

FG de base Amortissement

avec C_{L_0} , le taux de base de frais généraux et L , le facteur de charge (la fraction de temps pendant laquelle la machine est utilisée pour produire).

Une analyse détaillée permet de décomposer encore l'expression du coût, en distinguant les contributions des déchets, de la maintenance, de l'administratif, du coût de l'investissement (les intérêts qu'il faut payer ou le coût de l'argent immobilisé), ... Les vrais modèles de coût peuvent devenir très compliqués. Simplifions plutôt. Les termes peuvent être rassemblés en trois groupes :

$$C = [mC_m] + \frac{1}{n} [C_t] + \frac{1}{\dot{n}} \left(C_{L_0} + \frac{C_c}{Lt_c} + PC_e + AC_s \right) \quad (\text{V.8})$$

matériau outil temps invest. énergie espace

On regroupe les termes du dernier crochet en seul terme de frais généraux

$$C = [mC_m] \quad + \quad \frac{1}{n} [C_t] \quad + \quad \frac{1}{\dot{n}} [C_{L,brut}] \quad (\text{V.9})$$

matériau coût dédié/unité FG bruts/unité

L'équation montre que le coût provient de trois types de contributions :

- une qui ne dépend pas de la taille de la série ni de la cadence ;
- une qui varie en raison inverse de la taille de la série ;
- une qui varie en raison inverse de la cadence de production.

La première (coûts des matériaux) comprend également la matière consommée pendant la fabrication. La deuxième (investissement dédié) comprend le coût de l'outillage, des matrices, des moules. La dernière, qui dépend du temps, comprend les coûts directs de l'opérateur et les coûts indirects (ou frais associés à l'administration, la maintenance, la sécurité, etc. Il est parfois difficile de décider précisément de quelle façon les coûts doivent être répartis entre ces différents termes, et les sociétés ne procèdent pas toutes de la même façon. Toutefois, le schéma général reste clair : matériau + investissement dédié + frais généraux.

Cette équation donne une courbe pour chaque procédé, qui ont toutes la forme de celles tracées à la figure V.37 pour les crayons à tailler. La figure V.38 donne un deuxième exemple, celui de la fabrication d'une bielle en aluminium par deux procédés différents : coulée en sable et coulée en moule métallique. L'équipement pour le moulage en sable coûte peu mais le procédé est lent. Les moules métalliques coûtent beaucoup plus cher mais permettent d'aller beaucoup plus vite. Les données chiffrées pour les termes de l'équation V.9 pour ces deux procédés sont listés dans le tableau V.3. Elles montrent que le coût d'investissement pour la coulée en moule métallique est 76 fois plus important que pour la coulée en sable, mais que le procédé est 40 fois plus rapide. Le coût du matériau (pour une unité) et le coût horaire de la main d'IJuvre (20 unités)

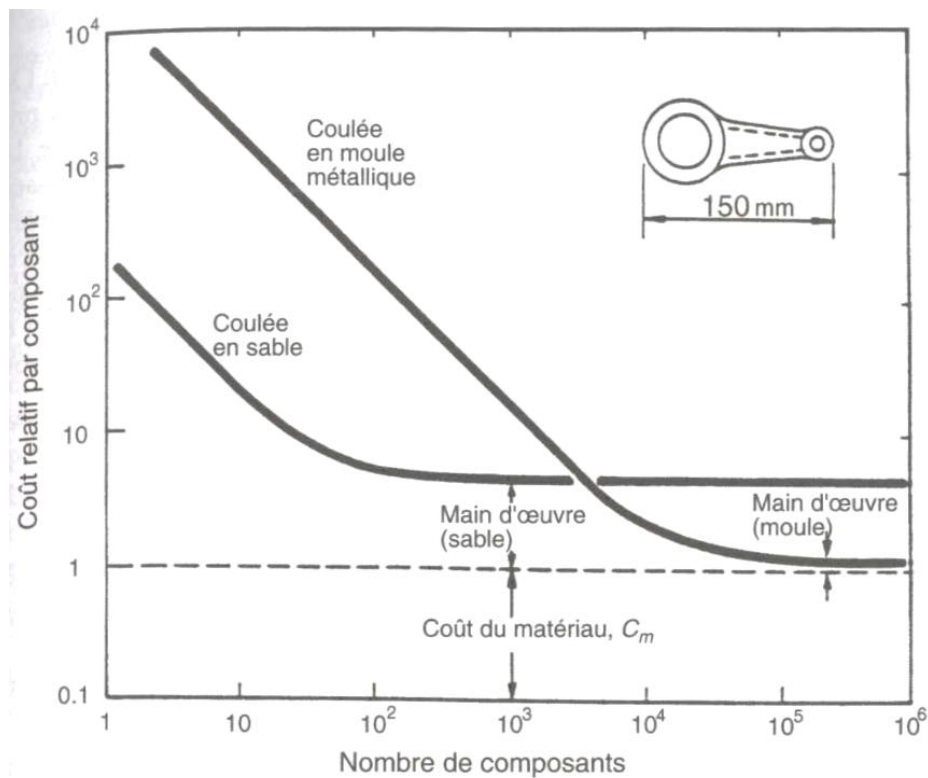


Figure V.38 – Choix d'un procédé de fonderie pour fabriquer une bielle en aluminium.

sont bien sûr les mêmes pour les deux procédés. Les courbes se croisent pour une taille de série de 4 000. La coulée en sable est plus économique pour des séries inférieures, et la coulée en moule métallique pour les plus grandes séries.

Table V.3 – Données pour l'équation de coût.

Coût relatif*	Coulée en sable	Coulée en moule métallique	Commentaire
Matériau C_m	1	1	Indépendants du procédé
FG de base, C_{Lo} (h^{-1})	20	20	
Temps d'amortissement, t_c (année)	5	5	
Coût de l'outillage dédié, C_t	210	16 000	Dépendants du procédé
Coût d'investissement, C_c	10 000	300 000	
Cadence (h^{-1})	5	200	

Remarque V.1 Pour les petites séries, le coût total est dominé par celui du procédé et le coût du matériau ne compte presque pas. Mais à mesure que l'on produit plus, la contribution du second terme de l'équation diminue : si le procédé est rapide, le coût baisse jusqu'à valoir typiquement environ deux fois celui du matériau.

V.5.4 Modélisation technique des coûts

L'équation V.9 constitue le premier pas dans la modélisation du coût. On peut faire de meilleures prévisions avec des modèles techniques de coût qui prennent en compte la façon dont la conception, le procédé et le coût interagissent. Le coût d'investissement de l'équipement dépend de la taille et du degré d'automatisation. Le coût de l'outillage et la cadence de production dépendent de la complexité de la pièce. Ces interactions et beaucoup d'autres encore peuvent être transcrites par des formules théoriques ou empiriques ou des tables de consultation qui peuvent être intégrées au modèle de coût, pour obtenir une meilleure précision dans le classement des procédés.

V.6 Informations complémentaires

Le passage en revue systématique et le classement des procédés, basés sur les caractéristiques communes à tous, permet d'établir une liste de procédés potentiels. Il nous faut maintenant des informations complémentaires : détails, études de cas, expériences, avertissements, tout ce qui peut aider pour le choix final. Où trouve-t-on ces informations ?

On peut commencer par les ouvrages de référence. Ils n'apportent pas d'aide pour la première étape, mais ils sont utiles pour les informations complémentaires. On trouvera les références en bibliographie. L'ouvrage de Bralla (1986) est particulièrement bon, ainsi que celui de Schey (1977), même s'il date un peu. Il existe de nombreux ouvrages spécialisés sur une famille de procédés, et qui fournissent des détails. Par exemple, pour la fonderie, des informations peuvent être trouvées le *Casting Design Handbook* (ASM, 1962) et dans *Precision Casting* (Clegg, 1991).

Ensuite, il faut regarder dans les fiches de données et les notices des fabricants et des fournisseurs d'équipements, et également des fournisseurs de matériaux. Les fournisseurs les plus importants exposent dans les grandes conférences et les salons ; ces lieux sont des sources d'informations très utiles pour les PME-PMI. De plus en plus, l'information relative aux fournisseurs est disponible sur cédérom.

Enfin, il y a Internet. On y trouve de tout, le pire comme le meilleur, c'est vrai, mais c'est devenu incontournable aujourd'hui. Il existe de plus en plus de site web qui proposent des informations sur les procédés, les meilleurs d'entre eux étant vraiment très utiles. On en donne une sélection dans la partie bibliographique.

V.7 Récapitulation

Le concepteur a à sa disposition un grand nombre de procédés de mise en forme et de finition. Chacun possède ses caractéristiques propres qui, prises ensemble conviennent pour certains matériaux et certaines géométries, mais ne s'appliquent pas à d'autres. Confrontés à ce choix, le concepteur s'est dans le passé reposé sur l'expertise qu'il trouvait localement ou sur la pratique commune. Ni l'un ni l'autre ne permettent d'innover, ni ne sont bien adaptés aux méthodes modernes de conception. L'approche structurée et systématique présentée dans ce chapitre permet d'aller de l'avant. Elle garantit que des procédés potentiellement intéressants ne sont pas négligés et guide l'utilisateur rapidement vers les procédés capables de fabriquer la forme voulue.

La méthode est semblable à celle utilisée pour le choix des matériaux, en se servant de diagrammes de choix des procédés pour appliquer la procédure. Sur les axes des diagrammes sont portées les caractéristiques des procédés : taille du produit, précision et certaines propriétés clé des matériaux qui ont une influence sur les opérations de mise en forme. La conception d'un produit spécifie une certaine combinaison de ces caractéristiques. Les spécifications de conception sont portées sur les diagrammes, ce qui permet d'identifier un groupe de procédés possibles.

Le choix d'un procédé va plus loin que ça, bien sûr. Il faut voir cette méthode comme la première étape systématique, qui remplace le recours aveugle à l'expérience locale ou à la pratique passée. La restriction du choix est une aide considérable : il devient beaucoup plus facile de trouver les bonnes sources pour des informations précises et de poser les bonnes questions. Le choix final dépend toujours de facteurs économiques et organisationnels locaux, qu'il faut traiter au cas par cas.

Vocabulaire anglais technique

Français	Anglais
boulon	bolt
collage	loading, sticking, soldering, sticker
encliquetage	lock mechanism, stop
étirage	drawing
extrusion	extrusion
finition	finish
fonderie	foundry
forgeage	forging, forcing
fraisage	milling, trimming
injection-moulage	injection moulding
laminage	rolling
métallurgie des poudres	powder metallurgy
moulage	casting
moulage au sable	sand casting
moulage par transfert	transfer moulding
moulage sous pression	die casting, pressure die casting, pressure casting, press casting
porcédé	process
prototypage	prototyping
rectification	grinding
rivet	pin, rivet
soudage	welding
soudage par friction	friction welding
soufflage	blow-forming, blowing
taille de série	run size
tournage	turning
usinage	machining

Pour en savoir plus

Les ouvrages de références

Pour en savoir plus sur les procédés et le choix des procédés, consulter les ouvrages de référence :

- M. F. Ashby (2004). *Choix des matériaux en conception mécanique*. Dunod (620.11 ASH)
- M. F. Ashby & D. R. H. Jones (2008). *Matériaux. 2. Microstructure, mise en œuvre et conception*. Dunod (620.11 ASH)
- A. Cornet & F. Hlawka (2010). *Métallurgie mécanique : Du microscopique au macroscopique*. Ellipses (620.11 COR)

Les ouvrages, en langue anglais, les plus complet sont :

- ASM (1962) *ASM Casting Design Handbook* American Society for Metals, Metal Parks
- J. G. Bralla (1986) *Handbook of Product Design for Manufacturing* McGraw-Hill
- A. J. Clegg (1991) *Precision Casting Processes*. Pergamon Press
- P.F. Kusy (1976) *Plastic materials selection guide*. SAE Technical Paper 760663
- J. A. Schey (1977) *Introduction to Manufacturing Processes* McGraw-Hill

Vocabulaire anglais

Pour le vocabulaire anglais technique, il est conseillé de consulter le site du Grand Dictionnaire Terminologique (<http://gdt.oqlf.gouv.qc.ca/>)

Sites web

Le nombre de sites web contenant des informations sur les matériaux augmentent toutes les semaines. Aucun contrôle n'est exercé sur le contenu de ces sites, par conséquent la nature et la qualité des informations peut varier du tout au tout. Les meilleurs d'entre eux constituent des sources : d'informations complémentaires potentielles. Les adresses listées ci-dessous étaient correctes à mi-2000, mais il se peut que certaines aient changé depuis et que d'autres soient apparus.

Métaux

- www.usinor.com : site du groupe Usinor (acières). De nombreux autres sites (Sollac, Ugine, etc.) sont listés à la rubrique "Produits".
- www.ascometal.com : site d'Ascométal, producteur d'acières.
- www.aubertduval.fr : site d'Aubert et Duval, producteur d'acières.
- www.britishsteel.co.uk : site de British Steel (acières).
- www.otua.asso.fr : site de l'office technique de l'utilisation de l'acier.
- www.mlc.lib.mi.us/~stewarca : site de Steelynx, du Michigan Information Consortium. Plusieurs milliers de liens sur l'acier et les fontes (production, mise en forme, traitements, corrosion, etc.).
- www.worldsteel.org : site du International Iron and Steel Institute (acier).

- www.casti-publishing.com : information technique en ligne (également offre de livres, de cédéroms...).
- www.pechiney.com : site du groupe Pechiney (aluminium).
- www.copper.org : Copper Page, tout sur le cuivre.
- www.indium.com : site de l'Indium Corporation of America.
- www.iup-onl.ine.com : site de l'entreprise Imphy, pour le nickel.
- www.incoltd.com : site d'Inco, pour le nickel.
- www.timet.com : site de l'entreprise Timet, pour le titane.
- www.titanium.org : le site de l'International Titanium Association.
- www.metaleurop.fr : site de l'entreprise Métaleurop pour le zinc.
- www.cmwinc.com : le site de CMW Inc, pour le tungstène et le molybdène.
- www.engelhard.fr : site de l'Engelhard Corporation, pour les métaux précieux.
- www.corrosionsource.com : portail sur la corrosion.

Plastiques et composites

- www.uic.fr/fr/site-uti.htm : le site de l'Union des industries chimiques, rubrique "Sites utiles", qui donne des liens vers les principaux producteurs : BP Amoco, Elf Atochem, Bayer, Ciba, Du Pont de Nemours... .
- www.smpm.proplast.org : site du Syndicat des producteurs de matières plastiques.
- www.immnet.com : site de l'Injection Molding Magazine On-line (injection-moulage).
- www.hutchinson.fr : le site d'Hutchinson, un des leaders mondiaux de la transformation des élastomères.
- www.imc-asso.com : le site de l'Institut des matériaux composites.
- www.composites-aquitaine.com/francais/sommair.html : le site de l'entreprise Composites Aquitaine.

Céramiques et verres

- <http://pro.wanadoo.fr/sfc/> : le site de la Société française de céramique (recherche documentaire, normes, caractérisation...).
- www.saint-gobain.com : le groupe Saint-Gobain, pour le verre.
- www.idverre.net : site d'informations dans le domaine du verre.

Autres matériaux

- www.woodcenter.net : site portail sur les bois.
- www.sandaur.com : la Matériauthèque du BTP, le moteur de recherche des produits du secteur.

Sites généraux listant d'autres sites

- www.usinenouvelle.com : site du magazine L'Usine nouvelle, rubrique "Les bonnes adresses web".
- www.reseau-cti.com : site du Réseau des Centres techniques industriels, qui regroupe 18 centres (mécanique, fonderie, céramique, bois...).
- www.sous-traiter.net : le portail de la sous-traitance industrielle.

- www.industrie.gouv.fr : site du ministère de l'Industrie. La rubrique "Innovation technologique/Matériaux" permet d'accéder au répertoire des matériaux avancés, qui donne les références de plus de 300 pôles de compétences en matériaux.
- www.pros21.com : banque de sites pour l'entreprise (mécanique, plastiques, emballage, bois. . .).
- www.infodustry.com : dédié aux sites d'informations professionnelles.
- www.industrylink.com : lien vers des sites industriels (automobile, électronique, chimie, métaux. . .).
- www.twi.co.uk : site du Word Centre for Materials Joining Technology, qui traite de l'assemblage, mais également d'autres aspects.
- www.granta.co.uk : site de Granta Design, qui développe et commercialise le logiciel de choix des matériaux CES3, utilisant la méthode développée dans ce Livre. Liens vers d'autres sites intéressants.

Banques de données matériaux

- www.capadoc.com : Capadoc est le représentant français de STN International (Scientific and Technical Network), qui donne accès à plus de 200 banques de données.
- www.rnatweb.com : banque de données matériaux gratuites, qui reprend les données des produits des fournisseurs qui s'y sont inscrits (langue anglaise).

Cours des métaux

- www.usinenouvelle.com : site du magazine L'Usine nouvelle. La rubrique "Indices et cotations" donne les cours des métaux, des matières plastiques, des caoutchoucs, des bois. . .(service payant).
- www.amm.com : site de American Metal Market On-line, rubrique "Pricing".