REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIREMINISTERE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

Université de Oum El Bouaghi

Faculté des Sciences et Sciences Appliquées

Département de Génie Mécanique

Laboratoire des composants actifs et matériaux

Polycopié de cours

Matériaux

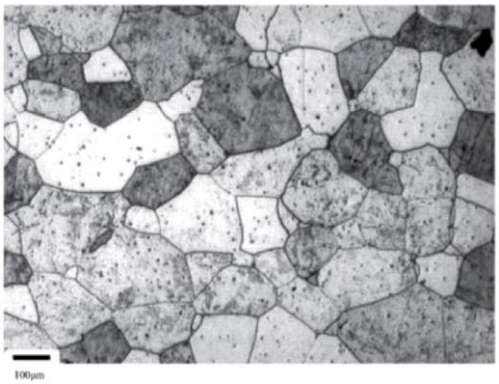
Par

Dr. Said BEROUAL

said.beroual@yahoo.fr

Pour les étudiants de 2ème année Master Construction Mécanique

Filières : Génie Mécanique



Année : 2020/2021

Avant-propos

Ce support de cours est destiné aux étudiants de 2eme année Master en construction mécanique (Semestre 3), filière génie mécanique, faculté des Sciences et Sciences Appliquées de l'université d'Oum El Bouaghi, 2020/2021.

Il fait partie des cours d'unité d'enseignement fondamentale UEF 2.1.1 intitulé « Matériaux ».

Il est rédigé d'une manière pour introduire les étudiants rapidement dans une discipline technologique et ainsi pour leur donner un support indispensable pour leurs études individuelles.

Ce cours fait suite au cours « Science des matériaux » de la 2eme année Licence du tronc commun du domaine des Sciences et Technologie (ST). Il suppose connu les notions élémentaires comme les structures des matériaux, les notions de base de la cristallographie, les diagrammes d'équilibre et les traitements thermiques, etc.

A cette fin, nous nous sommes fixés essentiellement trois objectifs : le premier consiste à fournir aux étudiants les éléments nécessaires pour comprendre comment un composant ou une pièce de structure est réalisé, avec quels matériaux et pourquoi. Le second objectif vise la familiarisation avec les différents types de matériaux (métalliques, polymères, céramiques, composites) et les concepts associés (élaboration, propriétés, conditions de mise en forme, cycles de vie, limitations...etc.), et enfin leur permettre de sélectionner les matériaux en fonction de leurs caractéristiques mécaniques, physiques et chimiques ainsi que leur disponibilité.

Le module « Matériaux » a été intégré dans le nouveau programme lancé dans le cadre du système LMD selon le programme des enseignements Master définit par l'arrêté 562 du 23 Juillet 2014.

Ce travail ne prétende en aucun cas regrouper toute la science des matériaux, mais se place plutôt comme un document permettant une initiation à cette science en présentant quelques-unes de ses multiples facettes. Son élaboration est le fruit d'un travail minutieux de recueil, de lecture et de synthèse de diverses sources documentaires : livres, cours et sites internet.

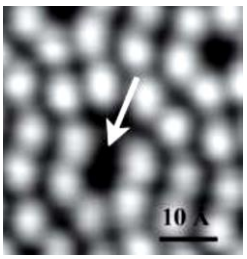
Dr. Said BEROUAL

Table de matière

Avant-propos----------1
I Structures cristallines parfaites et imparfaites----------5
I.1 Introduction----------5
I.2 Les défauts ponctuels----------5
I.2.1 Les lacunes----------5
I.2.2 Les atomes interstitiels----------6
I.2.3 Les atomes de substitution----------7
I.3 Les défauts linéaires----------7
I.3.1 Les dislocations coin----------8
I.3.2 Les dislocations vis----------9
I.3.3 Les dislocations mixtes.----------9
I.3.4 Les joints de grains----------10
I.3.5 Les joints de macles et fautes d'empilement----------11
I.4 Les défauts volumiques----------12
II Matériaux métalliques----------14
II.1 Transformations de phase----------14
II.1.1 Définitions et concepts fondamentaux----------14
II.1.1.1 Phases----------14
II.1.1.2 Règle des phases - de Gibbs - variance----------15
II.1.1.3 Phénomène de la solidification----------16
II.1.2 Solidification d'un corps pur par germination et croissance----------17
II.1.2.1 Diagramme de phase d'une substance pure----------18
II.1.2.2 Solidification d'un métal pur par germination----------19
II.1.2.3 La vitesse de croissance----------21
II.1.2.4 Croissance de phase à l'échelle atomique----------23
II.1.3 Solidification des alliages----------25
II.1.3.1 Diagramme d'alliage eau-sel----------25
II.1.3.2 Croissance des grains----------26
II.1.3.3 Solidification des grains dans les lingots----------26
II.1.3.4 Croissance des dendrites----------27
II.1.3.5 Transformation liquide - solide et solide - solide----------29
II.1.4 Diagrammes d'équilibre binaires----------30
II.1.4.1 Introduction----------30
II.1.4.2 Règle des segments inverses----------30
II.1.4.3 Diagramme idéal : Cuivre/Nickel----------30
II.1.4.4 Réaction eutectique----------32
II.1.4.5 Réaction péritectique----------34
II.1.5 Alliages ferreux----------34
II.1.5.1 Introduction----------34
II.1.5.2 Diagramme Fer-Carbone----------35
II.1.5.3 Diagramme d'équilibre à cémentite----------37
II.1.5.4 Transformations isothermes de l'austénite----------44
II.2 Traitements thermiques----------50
II.2.1 Trempe----------50
II.2.1.1 Diagramme TTT----------50
II.2.1.2 Diagramme TRC----------54
II.2.2 Revenu----------57

II.2.2.1 Revenu à basse température ---- 58
II.2.2.2 Revenu à haute température ---- 58
II.2.3 Recuit ---- 58
II.2.4 Durcissement structural des alliages d'aluminium ---- 60
II.3 Traitements thermochimiques ---- 63
II.3.1 Introduction ---- 63
II.3.2 Diffusion dans les solides ---- 64
II.3.3 Les mécanismes de diffusion ---- 64
II.3.4 Lois de FICK ---- 65
II.3.5 Cémentation ---- 66
II.3.5.1 Les techniques de cémentation ---- 66
II.3.5.2 Profondeur cémentée ---- 67
II.3.5.3 Aciers pour la cémentation ---- 68
II.3.5.4 Traitements thermiques et microstructures ---- 68
II.3.6 Nitruration ---- 68
II.3.6.1 Les techniques de nitruration ---- 68
II.3.6.2 Aciers pour la nitruration ---- 69
II.3.6.3 Microstructures ---- 69
II.4 Traitements mécaniques ---- 69
II.4.1 Grenaillage ---- 69
II.4.1.1 Principe ---- 69
II.4.1.2 Propriétés des couches grenaillées ---- 70
II.4.2 Le galetage ---- 70
II.5 Protection contre la corrosion ---- 71
II.5.1 Mécanismes élémentaire de corrosion ---- 72
II.5.1.1 Les dépôts électrolytiques ---- 72
II.5.1.2 Les dépôts par immersion dans un métal fondu ---- 74
II.5.2 Revêtements ---- 74
III Matériaux non métalliques ---- 76
III.1 Matériaux polymères organiques ---- 76
III.1.1 Introduction ---- 76
III.1.2 Caractères spécifiques aux matières plastiques en relation avec leur structure -- 76
III.1.3 Distinction entre famille de polymère ---- 78
III.1.3.1 Les thermoplastiques ---- 78
III.1.3.2 Les thermodurcissables ---- 80
III.1.3.3 Les élastomères ---- 81
III.1.4 Comportement mécanique ---- 82
III.1.4.1 Importance de rôle de la température et du temps ---- 82
III.1.5 Mise en forme des polymères ---- 87
III.1.5.1 Principaux procédés pour les thermoplastiques ---- 87
III.1.6 Dégradation, vieillissement et sensibilité aux solvants ---- 90
III.1.6.1 Stabilisation des polymères ---- 91
III.1.6.2 Résistance des polymères aux solvants et aux agents chimiques ---- 92
III.2 Matériaux céramiques ---- 92
III.2.1 Introduction ---- 92
III.2.2 Caractères spécifiques aux céramiques en relation avec leur nature ---- 93
III.2.2.1 Les verres ---- 93
III.2.2.2 Les céramiques traditionnelles ---- 95
III.2.2.3 Les céramiques techniques à haut performances (cermet) ---- 95
III.2.2.4 Ciment et béton ---- 96
III.2.2.5 Les roches et minéraux. ---- 96
III.2.3 Comportement mécanique ---- 97

III.2.3.1 Caractérisation des propriétés mécaniques des matériaux céramique ------- 98
III.2.4 Méthodes de mise en œuvre des matériaux céramiques ---------- 99
III.3 Matériaux composites ---------- 101
III.3.1 Introduction ---------- 101
III.3.2 Association de matériaux ---------- 102
III.3.2.1 Les matrices ---------- 102
III.3.2.2 Les renforts ---------- 102
III.3.3 Anisotropie des composites ---------- 104
III.3.3.1 Loi des mélanges : principe ---------- 104
III.3.3.2 Loi des mélanges : calcul densité du composite ---------- 105
III.3.3.3 Loi des mélanges : calcul de ε_C, $r\varepsilon_C$, rm_c et ε_C ---------- 105
III.3.4 Procédé de mise en forme ---------- 106
III.3.5 Problème d'assemblage et d'usinage ---------- 108
III.3.5.1 Assemblage par boulon ou rivet ---------- 108
III.3.5.2 Assemblage par collage ---------- 110
III.3.5.3 Assemblage par stratification ---------- 110
III.3.5.4 Assemblage par soudage ---------- 110
III.3.6 Spécificité du comportement mécanique ---------- 110
IV Critères de sélection des matériaux ---------- 114
IV.1 Introduction ---------- 114
IV.2 Réalisation d'un cahier des charges matériau ---------- 116
IV.2.1 Élément de conception d'un composant industriel ---------- 117
IV.3 Analyse fonctionnelle d'une pièce ---------- 117
IV.3.1 Astreintes ---------- 117
IV.3.2 Objectifs ---------- 118
IV.3.3 Qualités requises ---------- 119
IV.3.4 Caractéristiques et indices de performance ---------- 120
IV.3.4.1 Indices de performances ---------- 120
IV.4 Établissement du cahier des charge ---------- 123
IV.4.1 La transposition ---------- 123
IV.4.2 Le tri ---------- 123
IV.4.3 Le classement ---------- 123
IV.4.4 La documentation ---------- 123
IV.5 Caractéristiques Mécaniques ---------- 123
IV.6 Sources de données sur les matériaux ---------- 125
IV.7 Critères de choix en fonction des coûts, disponibilités et de fabrication ---------- 126
IV.7.1 Critères de choix en fonction des coûts ---------- 126
IV.7.2 La disponibilité des ressources ---------- 127
IV.7.3 Conditions d'utilisation et de fabrication ---------- 127
IV.8 Sélection des matériaux ---------- 128
IV.9 Sensibilisation à l'existence d'outils d'aide à la sélection de matériaux ---------- 129
IV.10 Etude de cas ---------- 130
IV.11 Autres diagrammes d'Ashby ---------- 132
Bibliographie ---------- 133



I Structures cristallines parfaites et imparfaites

I.1 Introduction

Un cristal parfait, formé par la répétition périodique de la maille élémentaire ne se rencontre que rarement. En effet, dans ce cristal parfait l'ensemble des sites du réseau cristallin est occupé par des atomes. Les structures « réelles » comportent de nombreux défauts. Ceci est d'autant plus important, que ces défauts vont jouer un rôle fondamental dans les propriétés des matériaux : diffusion (alliage, traitement thermiques), déformation plastique.

On distingue ainsi :

- les défauts ponctuels,
- les défauts linéaires,
- les défauts surfaciques ou plans,
- les défauts volumiques.

I.2 Les défauts ponctuels

Ce sont des perturbations du réseau à l'échelle atomique. Parmi les défauts atomiques (figure I.1) on trouve :

- Les lacunes (sites vacants sur le réseau), figure I.(a) ;
- Les interstitiels (atomes situés entre les atomes du cristal), figure I.(b) ;
- Les atomes de substitution (d'une espèce chimique différente en solution dans le réseau), figure I.(c-d) .

La figure I.1 montre l'ensemble des défauts ponctuels présents dans la structure cristalline.

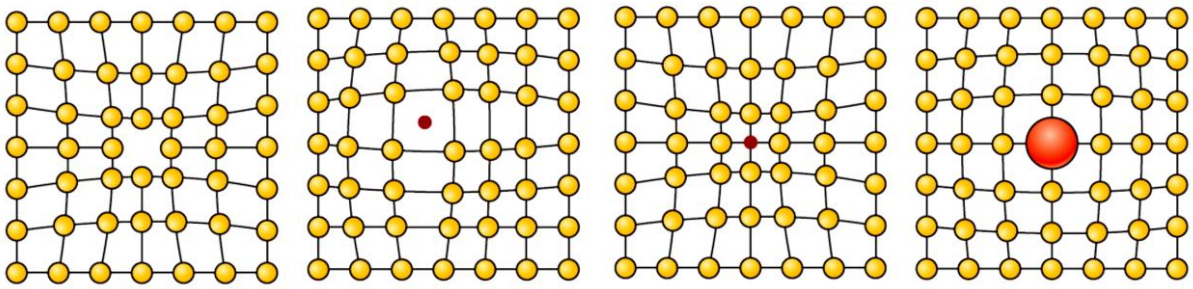


Figure I. 1 **:** Défauts ponctuels.

I.2.1 Les lacunes

Une lacune (figure I.1(a)) est une absence d'atome en un site normal du réseau cristallin. En permettant aux atomes voisins de se déplacer. Les lacunes jouent un rôle prépondérant dans les mécanismes de diffusion.

Le nombre de lacunes est fonction de température suivant une loi de type Arrhenius :

$$n = N \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right) \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots (I.1)$$

n : nombre de lacunes, N est le nombre de sites atomiques par mètre cube, Q enthalpie libre de formation d'une lacune (en J/mol ou eV/atome, env. 1ev = 1,6 10^{-19}J), *k* constante de Boltzman ($1{,}38 \times 10^{-23}$ J/atome.K, ou $8{,}62 \times 10^{-5}$ eV/atome.K) et T la température en (K).

On donne en général une lacune pour 10^4 à 10^8 atomes, ce qui correspond pour le fer à environ 10^{14} à 10^{19} lacunes par cm^3, le nombre de lacunes diminue quand la température s'élève.

Exemple : Calcul du nombre de lacunes à une température donnée

Calculer le nombre de lacunes n par cm^3 à 1000 °C. Connaissant la masse atomique du cuivre A_{cu} = 63,54 g mol^{-1} et la masse volumique ρ = 8,4 g/cm^3. Sachant que le nombre d'Avogadro $N_A = 6{,}02 \cdot 10^{23}$ atomes mol^{-1} et que l'énergie d'activation de formation d'une lacune est Q = 0,9 eV/atome.

Solution

Ce problème peut être résolu à l'aide de l'équation (I.1), mais il faut d'abord déterminer la valeur de N pour le cuivre, à partir de son poids atomique A_{Cu}, de sa densité ρ et du nombre d'Avogadro N_A, selon la formule suivante :

$$N = \frac{N_A \cdot \rho}{A_{Cu}} \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots (I.2)$$

$$= \frac{(6{,}022\times10^{23}\ \text{atomes/mol})(8{,}4\ \text{g/m}^3)(10^6)}{63{,}5\ \text{g/mol}}$$

$$= 8{,}0\times10^{28}\ \text{atomes/m}^3$$

Le nombre de lacunes à 1000°C (1273K) est égal :

$$n = N \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right)$$

$$= (8{,}0\times10^{28}\ \text{atome/m}^3)\ \exp\left[-\frac{(0{,}9\text{eV})}{(8{,}62\times10^{-5}\ \text{eV})/\text{K})(1263\text{K})}\right]$$

$$= 2{,}2\times10^{25}\ \text{lacunes/m}^3$$

I.2.2 Les atomes interstitiels

Un interstitiel (figure I.2(b)) correspond à un atome en position d'insertion dans un site vide du réseau cristallin. Ces sites interstitiels permettent la diffusion des atomes dont le rayon atomique est faible. Le tableau I-1 donne les valeurs (à 0 K) des rayons atomiques des éléments les plus susceptibles d'occuper des sites interstitiels et le nom des composés formés.

Élément	Symbole	Rayon atomique (nm)	Composé
Hydrogène	H	0,046	Hydrure
Carbone	C	0,077	Carbure
Oxygène	O	0,060	Oxyde
Azote	N	0,071	Nitrure

Tableau I. 1 : Rayon atomique des atomes interstitiels.

Dans la formation des alliages on parle de solution solide d'insertion. Le rayon de ces sites interstitiels est fonction du rayon atomique du matériau et du type de site (tétraédrique ou octaédrique dans les structures cubiques). Le tableau I.2 donne pour le fer la dimension des sites en fonction de la structure : Cubique centré (CC) pour la ferrite et Cubique à Faces Centrées (CFC) pour l'austénite. Le calcul du rayon du site est donné pour un rayon atomique du fer de 0,125 nm.

Structure	Site	Rayon du site (nm)
Structure CC	Tétraédrique	0,028
Fer α Ferrite	Octaédrique	0,051
Structure CFC	Tétraédrique	0,036
Fer g Austénite	Octaédrique	0,079

Tableau I. 2 : Rayons des sites atomiques

Dans le cas de l'acier (fer-carbone) la quantité de carbone en insertion peut atteindre 0,02 % en poids dans le fer α et 2 % dans le fer γ.

I.2.3 Les atomes de substitution

Les atomes dans la figure I.1(c-d) se mettent en position à la place d'un atome « normal » du réseau. On forme dans le cas d'un alliage une solution solide de substitution. Suivant la taille des atomes en substitution, la structure cristalline du réseau subit des déformations et contraintes locales.

I.3 Les défauts linéaires

Ces défauts sont appelés dislocations. Ces dislocations ont un rôle important dans les mécanismes de déformation plastique des matériaux. Une dislocation est définie par sa ligne de dislocation et son vecteur de Burgers ($\vec{b}$). On distingue les dislocations :

- Parfaites, la longueur du vecteur de Burgers est égale à n du paramètre cristallin du réseau.
- Imparfaites ou partielles, la longueur du vecteur de Burger n'est pas égale à une période du réseau (dislocations de Franck, Shockley).

Nous nous limiterons au cas des dislocations parfaites qui sont :

a) Les dislocations coin,

b) Les dislocations vis,

c) Les dislocations mixtes.

Au cours de la déformation plastique les dislocations se multiplient et se déplacent. Cette multiplication conduit à l'écrouissage du matériau. Les dislocations ne peuvent pas se « terminer » dans la matière. Elles doivent se terminer :

- dans un joint de grain,
- à la surface du matériau,
- au niveau d'une autre dislocation. On parle d'annihilation de la dislocation si deux dislocations de vecteurs opposés se rencontrent.

L'élévation de température augmente la mobilité des dislocations.

I.3.1 Les dislocations coin

Une dislocation coin résulte de l'absence d'un demi-plan atomique (figure I.2). La notion de dislocation peut être introduite de manière très simple en effectuant une translation des atomes d'une partie d'un cristal idéal parallèlement à un plan de coupe qui est appelé ***plan de glissement***. C'est dans ce plan que la dislocation se déplace dans le cristal. Le déplacement d'une dislocation dans un cristal se traduit par la formation de marche, ce qui change la forme du cristal de manière permanente. Ce phénomène est appelé ***déformation plastique***.

Le vecteur de Burgers est défini comme le défaut de fermeture d'un circuit (circuit de Burgers) tracé autour de la dislocation dans un plan perpendiculaire à celle-ci. Dans la figure I.2, le circuit débute au point *A* et se termine au point *B*. Le vecteur de Burger (b) correspond à la distance *AB*. La dislocation étant parfaite (b) est égal au paramètre cristallin a. Dans le cas d'une dislocation coin la ligne de dislocation est perpendiculaire à (*b*).

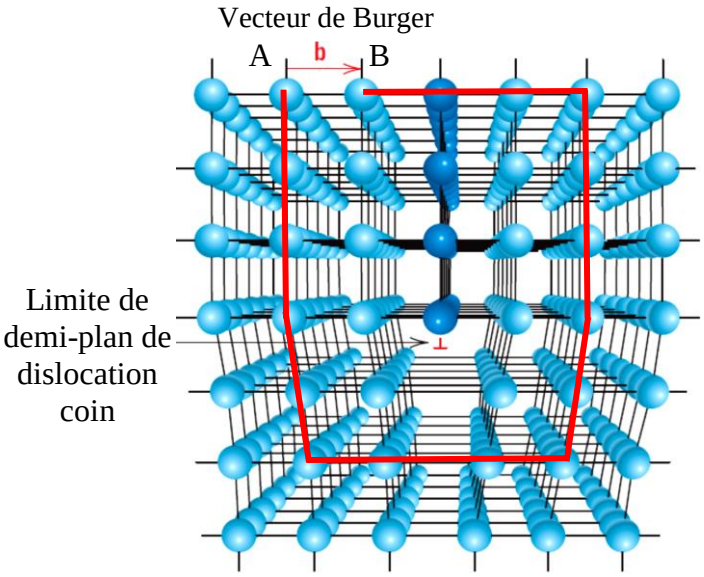


Figure I. 2 : Dislocations coin.

I.3.2 Les dislocations vis

Elle est le résultat d'un cisaillement du réseau parallèle (figure I.3(a)) à la ligne de dislocation. Le tracé du circuit de Burgers montre que sa fermeture conduit à un vecteur Burgers (b) parallèle à la ligne de dislocation. La région frontale supérieure du cristal est décalée d'une distance atomique vers la droite par rapport à la partie inférieure. La ligne de dislocation *AB* est montrée dans la figure I.3(b).

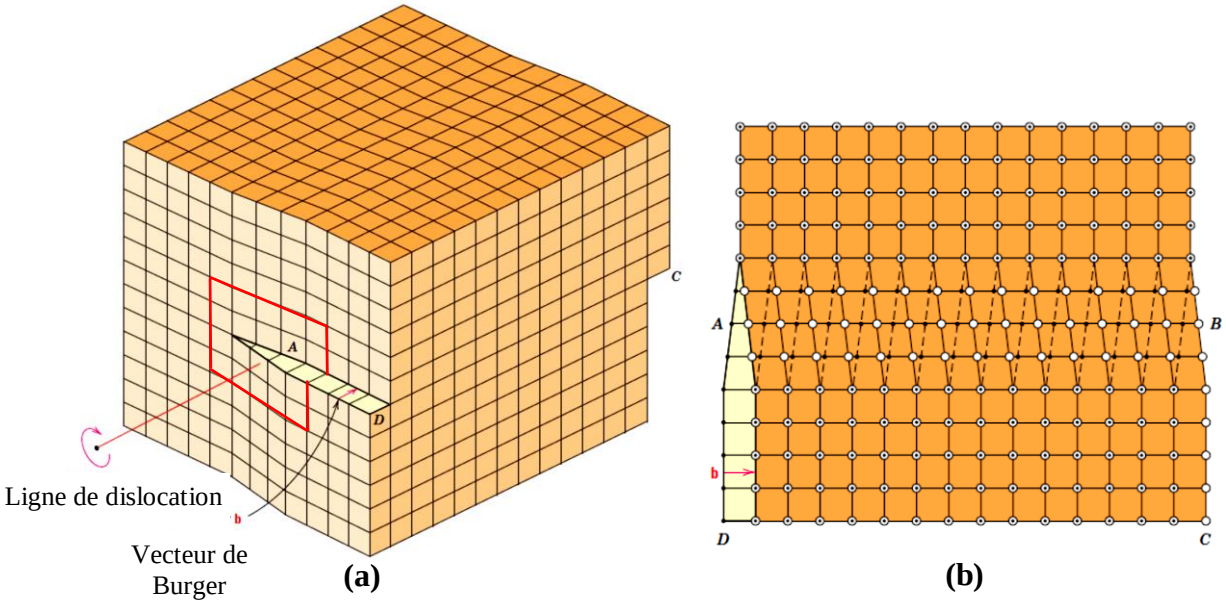


Figure I. 3 : Dislocations vis.

I.3.3 Les dislocations mixtes.

Tout autre déplacement dans le plan *ABCD* formant un angle quelconque avec la ligne AB produit une dislocation mixte, c'est-à-dire une dislocation ayant en même temps une composante-vis et une composante-coin.

Si une dislocation prend la forme d'une boucle elle change de caractère le long de la ligne (figure I.4). Ainsi, on observe qu'en *A*, la dislocation a un caractère exclusivement vis, tandis qu'en *B*, elle a uniquement un caractère coin. Entre *A* et *B* la dislocation est de type ***mixte***, c'est-à-dire intermédiaire entre vis et coin. Il est très important de noter qu'une dislocation ne se termine jamais à l'intérieur d'un cristal. Elle s'étend d'une surface à une autre surface (qui peut être une interface comme un joint de grain). On montre également que le vecteur de Burgers reste constant sur toute la longueur de la dislocation. En effet, le déplacement des atomes est le même, bien que la ligne change de direction.

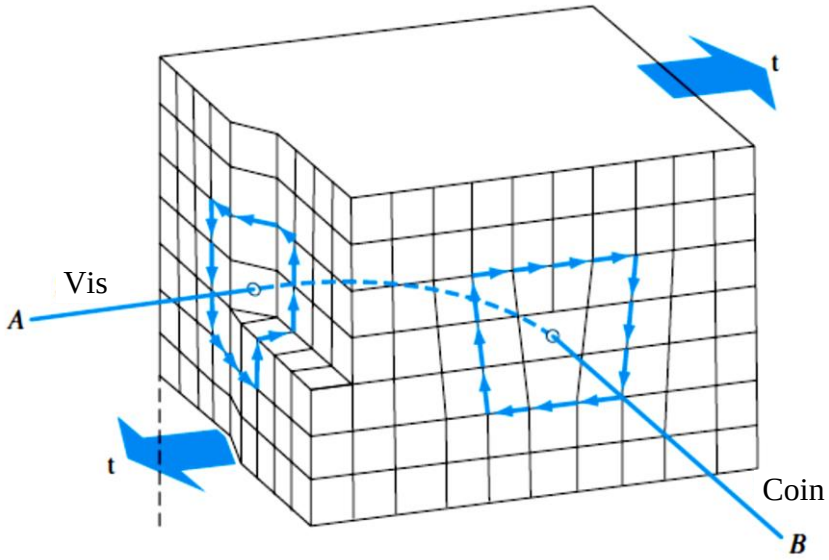


Figure I. 4 : Exemple de dislocation curviligne mixte comportant une composante coin et une vis.

I.3.4 Les joints de grains

Le joint de grain est l'interface entre deux grains d'orientations différentes (figure I.5). Ce sont les zones de grand désordre (ayant une épaisseur de l'ordre de quelques distances interatomiques) séparant les cristaux dans un même solide polycristallin. Ces joints ont une grande importance dans le comportement d'un corps polycristallin car ils constituent des espaces où l'ordre naturel est perturbé et où les atomes ne sont donc pas en position stable ; On parle de joints de grains cohérents, semi-cohérents voire désordonnés.

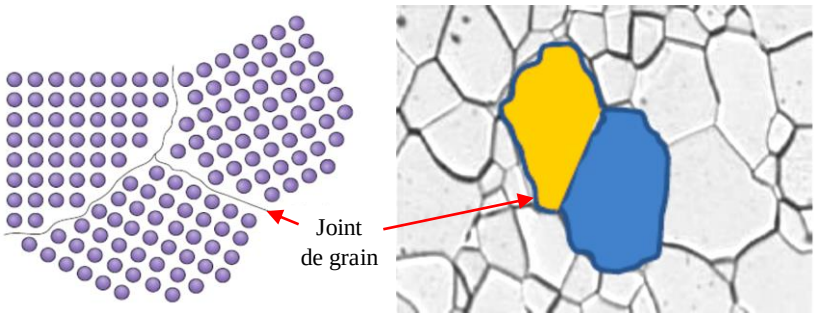


Figure I. 5 : Joint de grain.

Si les grains sont de même nature on parle de joint de grains, dans le cas d'un alliage de grains de nature différente on parle de joint de ***phases***.

On reconnaît qu'il existe les joints de grains, et les ***sous-joints***. La différenciation entre sous joints et joints se fait en général sur la base de la valeur de l'angle de rotation θ entre les grains situés de part et d'autre du joint. Si θ est inférieur à 10°, on considère qu'il s'agit de sous-joints.

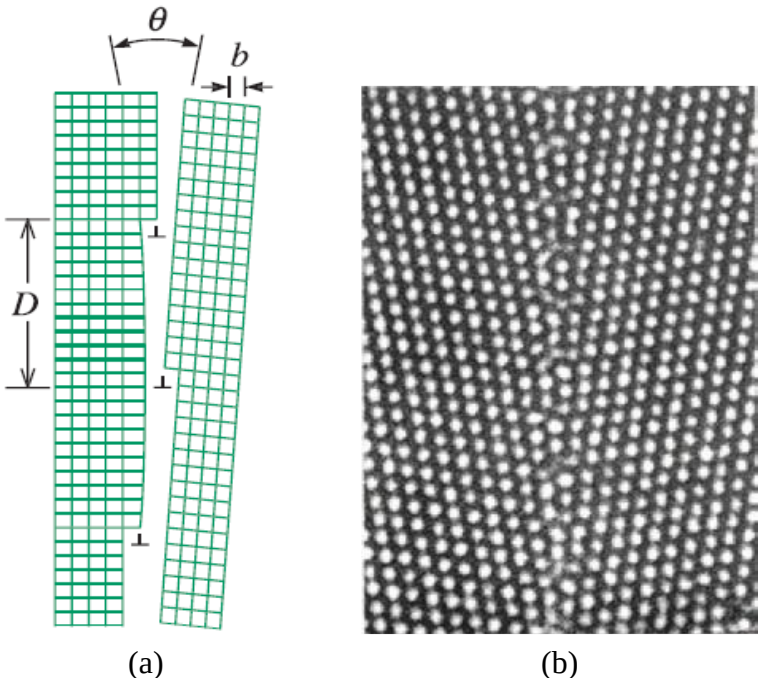
Il existe deux types de joints simples : les ***joints de flexion*** qui contiennent l'axe de rotation des grains et les ***joints de torsion*** qui sont perpendiculaires à cet axe. Les joints peuvent être décrits en termes de réseaux de dislocations.

Nous nous limiterons au cas des joints de flexion (figure I.6). Cette figure décrit la structure cristalline de deux grains à réseau cubique simple faisant entre eux un angle de désorientation θ de quelques degrés. On voit que le raccord entre les grains se fait par l'intermédiaire d'une série régulière de dislocations-coin.

Tant que l'angle θ entre les grains reste petit, il est possible d'identifier les dislocations individuelles qui sont séparées d'une distance D donnée par :

$$D = \frac{b}{2\,sin\theta/2} \approx \frac{b}{\theta} \quad \text{(I. 3)}$$

Dans cette expression, b représente la valeur absolue du vecteur de Burgers θ et l'angle de désorientation.

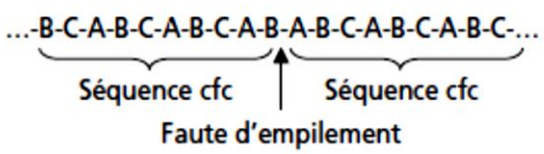


(a) (b)

Figure I. 6 : Joint de grains simple (flexion) dans un réseau cubique : (a) répartition régulière de dislocations-coin dans la zone de transition entre deux cristaux d'orientation θ, (b) micrographie électronique à transmission d'un joint de grain à petit angle dans l'aluminium.

I.3.5 Les joints de macles et fautes d'empilement

Les macles sont des défauts d'empilement, c'est-à-dire une erreur dans la séquence de superposition des plans atomiques. Le cas le plus simple est celui des structures CFC comme le montre l'exemple suivant :



Les macles peuvent être produites lorsqu'une force de cisaillement, agissant le long de la jointure de macle entraîne un décalage des atomes.

Le maclage se produit pendant la déformation ou le traitement thermique de certains métaux. Les joints de macle interfèrent avec le processus de glissement et augmentent la résistance du métal. Le maclage se produit dans certains matériaux céramiques tels que la zircone monoclinique et le silicate dicalcique. La figure I.7 montre que l'application d'une contrainte sur le cristal parfait (figure I.7(a)) peut provoquer un déplacement des atomes, (figure I.7(b)) entraînant la formation d'une macle. La figure I.7(c) présente une micrographie de joint de macle dans un grain de laiton.

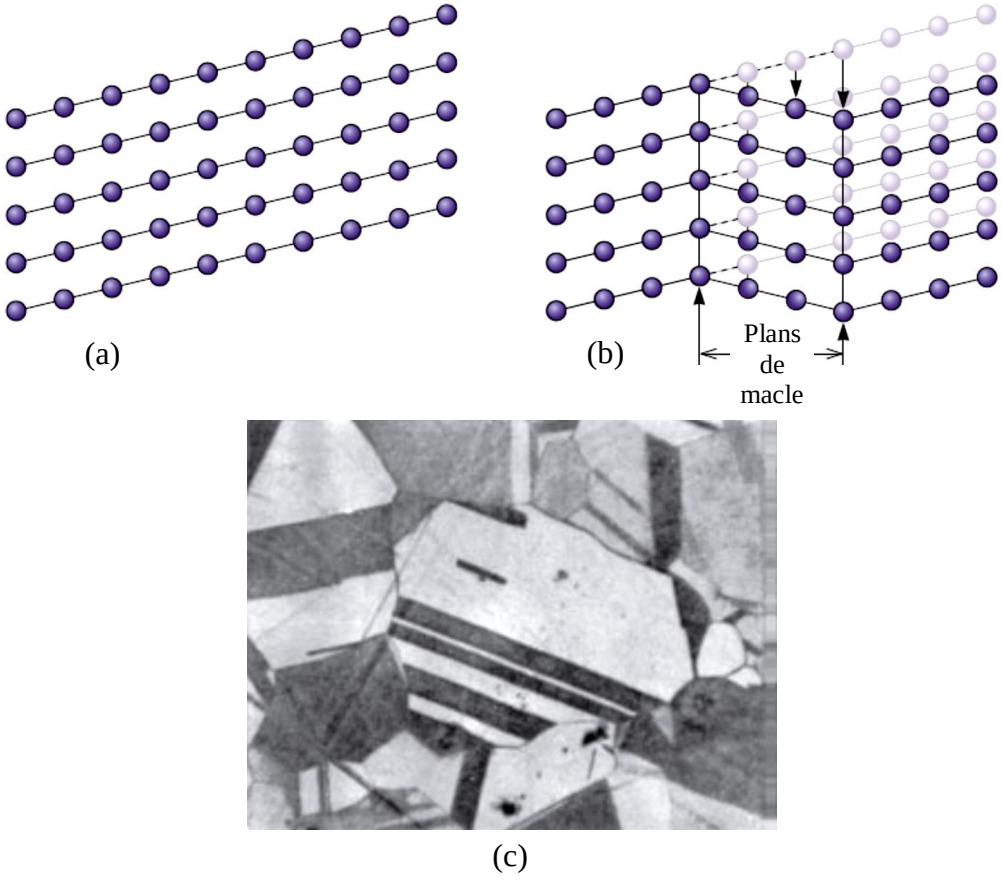


Figure I. 7 : (a) Schéma montrant le plan de macle, (b) micrographie de joint de macle dans un grain de laiton (x 250).

I.4 Les défauts volumiques

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

On distingue : les « précipités » qui sont formés volontairement pour agir sur les propriétés d'un métal et que l'on classe en :

- précipités **incohérents** : La structure cristalline et l'orientation cristallographique de la particule sont différentes de celles de la matrice. Les plans cristallins ne sont pas continus à travers les interfaces et la configuration atomique dans la zone de transition à l'interface est analogue à celle d'un joint de grain de désorientation à grand angle (figure I.6(a)),
- précipités **cohérents** pour lesquels il existe une relation d'orientation cristallographique définie entre la particule précipitée et la matrice environnante (le précipité a la même structure que la matrice et il y a continuité des plans cristallins (Figure I.6(b)),
- précipités **partiellement cohérents** : la continuité des plans cristallins subsiste seulement pour un nombre limité de familles de plans dans les deux réseaux cristallins (figure I.6(c)) et les interfaces correspondantes sont cohérentes ou semi-cohérentes. Sur les autres familles de plans, la continuité est interrompue et les interfaces sont incohérentes.
- les « **inclusions** » qui sont formées involontairement et sont constituées, généralement, par des résidus de l'élaboration du métal (ces inclusions sont donc souvent des oxydes, des sulfures…).
- Parmi les défauts en volume on compte aussi des porosités et cavités diverses : on retrouve sous cette étiquette différents défauts :
- des **bulles de gaz** formées au cours de la solidification d'un métal sursaturé en ce gaz et non refermées par une déformation à chaud ;
- des **pores** subsistant entre les grains d'un mélange soumis au frittage ;
- des **cavités** engendrées par une agglomération de lacunes (notamment sous irradiation).

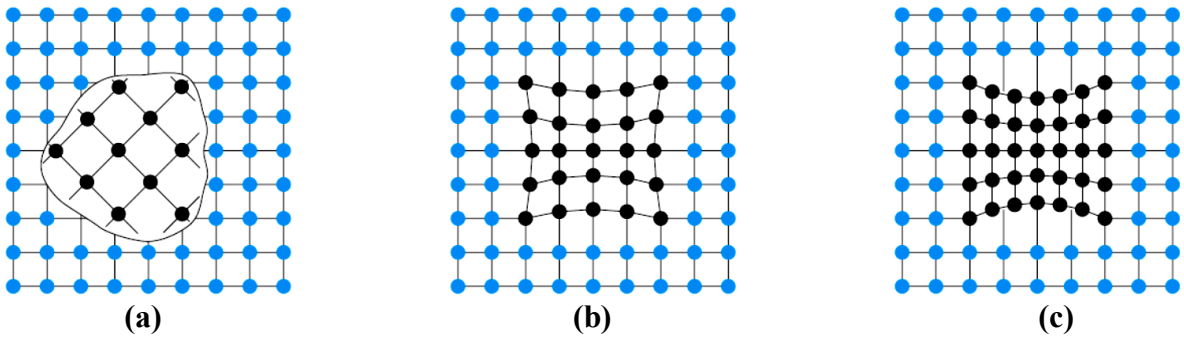


Figure I. 8 : Description des états des précipités : (a) précipité incohérent, (b) précipité cohérent et (c) précipité semi-cohérente.

II Matériaux métalliques

II.1 Transformations de phase

Les transformations entraînent la formation d'au moins une nouvelle phase dont la composition ou la structure cristalline diffère de celle de la phase parente, certains réarrangements atomiques par diffusion deviennent nécessaires. A l'échelle microstructurale, une transformation de phase s'accompagne d'abord d'une **germination**, c'est-à-dire la formation d'une nouvelle phase de particules très petites, appelées germes, qui sont susceptibles de croître. La formation de ces germes est favorisée par la présence de sites d'imperfection et notamment les joints de grains. La transformation de phases passe ensuite par une **croissance** de la taille des germes, lors de laquelle une partie de la phase initiale disparaît.

Bien entendu, le fait que la vitesse de transformation soit fonction du temps ce phénomène (souvent appelé ***cinétique d'une transformation***) est un facteur important qui doit être pris en compte lors du traitement thermique des matériaux.

Toute transformation de phases, comme par exemple la cristallisation, met en jeu une réorganisation des atomes ou des molécules et c'est la mobilité des atomes ou des molécules à l'état liquide et à l'état solide qui contrôle la formation des microstructures. La transformation s'achève lorsque la croissance de ces nouvelles particules de phase peut se poursuivre jusqu'à ce que soit atteinte la fraction d'équilibre.

II.1.1 Définitions et concepts fondamentaux

II.1.1.1 Phases

L'état d'un système qui apparaît comme homogène constitue ce que l'on nomme une phase (du Grec *Phasis* : apparition d'une étoile). On peut ainsi dire qu'une phase est la partie homogène (même composition chimique et mêmes propriétés en tout point) d'un ensemble hétérogène. Les alliages s'obtiennent généralement, soit par fusion, soit par frittage de deux ou plusieurs éléments. L'addition à un métal pur, d'un ou de plusieurs éléments, métalliques ou non, peut modifier profondément ses propriétés. Les substances qui forment les alliages sont appelées : « composants ». Selon le nombre de composants, un alliage peut être :

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

Parmi les phases, on distingue :

- Les solutions solides,
- Les solutions liquides,

- Les combinaisons chimiques (type AnBn).

On notera aussi que les phases sont fonction du mode d'observation.

Si on prend l'exemple suivant (Figure II.2) :

- Un verre d'eau pure (a) : 1 phase liquide.
- Un verre d'eau légèrement salée (b) : 1 phase liquide (une seule apparence).
- Un verre d'eau avec un glaçon (c) : 2 phases (liquide et solide).
- Un verre d'eau avec de l'huile (d) : 2 phases (liquide).
- Un verre d'eau avec de l'huile et un glaçon (e) : 3 phases.

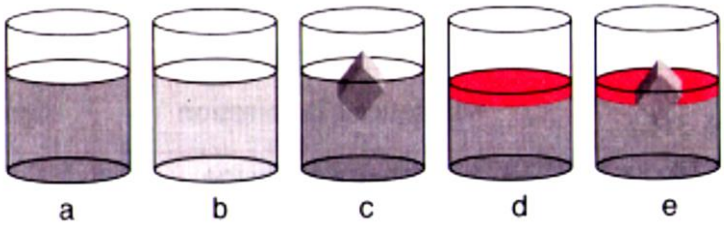


Figure II. 1 : Illustration des phases et de la solubilité.

Dans le cas de la figure II.2(b) l'apparence montre une seule phase, mais si on examine avec un microscope cette solution on s'aperçoit qu'elle est composée de plusieurs composés. L'apparence est donc liée à l'échelle de l'observation. On peut, par exemple appliquer cette remarque à l'observation d'un verre de lait.

II.1.1.2 Règle des phases - de Gibbs - variance

À l'équilibre, la variance caractérise le nombre de variables indépendantes (température, pression, nombre de constituants) que l'on peut modifier sans changer l'état (solide, liquide, gazeux) ou le nombre de phases du système.

Dans le domaine des matériaux, on néglige la pression car dans une grande majorité des cas son influence est négligeable. Les variations du système n'est donc fonction que de deux variables : la température et la concentration. Ce sont ces deux variables qui constituent l'ordonnée et l'abscisse des diagrammes d'équilibre.

La règle (ou relation) de Gibbs (ou règle des phases ou de la variance) montre que la variance (v) est reliée au nombre de constituants (C), aux variables intensives (p) et aux nombres de phases en présence (φ) par la formule :

$\nu = C + p - \varphi$, si on néglige la pression on obtient : $\nu = C + 1 - \varphi$

Une variable intensive est une grandeur qui ne dépend pas de la quantité de matière en présence dans le système considéré : exemple : température, densité, pression.

Remarque

Un seul corps pur (C = 1, un seul corps), la variance peut prendre les valeurs de 1 ou 0

Un alliage binaire (C = 2, deux corps), la variance peut prendre les valeurs de 2, 1 ou 0

En aucun cas la variance peut être inférieure à 0.

Exemple :

Cas d'un système à deux constituants (Cu et Ni) dans lequel deux phases sont présentes (liquide + solide dans le diagramme) :

$\nu = C + 1 - \varphi = 2 + 1 - 2 = 1$: On peut donc faire varier la concentration ou la température sans modifier l'état du système.

II.1.1.3 Phénomène de la solidification

Pour l'étude des transformations de phases, il suffit de représenter la variation de la température en fonction du temps sous forme de courbes de refroidissement. Cette méthode est introduite par TAMMAN et désignée par l'analyse thermique.

Pour la détermination des lignes de phases dans le diagramme d'équilibre, une série d'alliages, avec différentes compositions du système à étudier, sont fondus et successivement refroidis avec l'enregistrement des courbes de refroidissement correspondantes dans un intervalle de temps déterminé. La courbe observée de la variation de la température du corps en fonction du temps est une loi de Fourier de type exponentiel (figure II.1). Si le corps étudié subit une transformation avec changement de phase, un dégagement de chaleur se produit et modifie l'allure de la courbe de refroidissement.

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

Pour un corps pur qui passe de l'état solide à l'état liquide au cours du chauffage, la courbe de refroidissement présente (dans le cas idéal) un palier à la température de solidification $\theta_i = \theta_f$.

La durée du palier dépend de la quantité de matière à transformer. Pendant ce palier, la transformation s'effectue, selon la réaction réversible :

$$\text{Liquide} \leftrightarrows \text{Solide} + \Delta H$$

où ΔH (en joules ou en calories) est l'**enthalpie de transformation**, appelée ici **chaleur latente de fusion ou de solidification**.

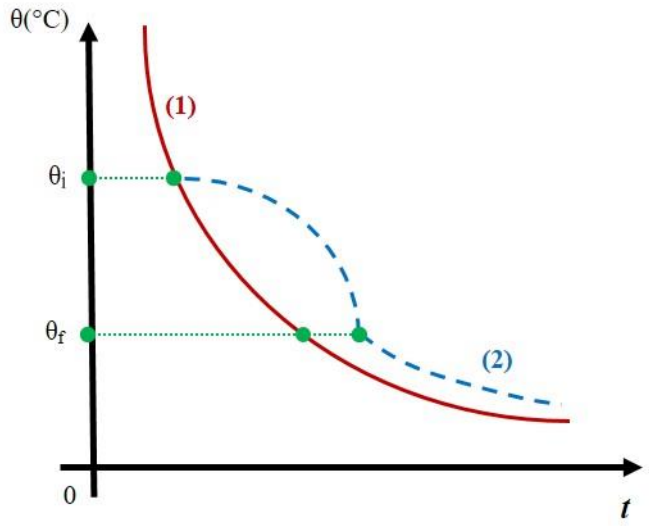


Figure II. 2 : Courbes de solidification des matériaux.

La courbe de refroidissement θ = f(t) représente : (1) : transformation sans changement de phase ; (2) : avec changement de phase entre θ_i et θ_f ; θ_i : indique le début de la transformation ; θ_f : indique la fin de cette transformation.

II.1.2 Solidification d'un corps pur par germination et croissance

Lors de la solidification réelle d'un corps pur, la courbe d'analyse thermique enregistrée descend en général au-dessous de la température théorique de solidification, avant d'y remonter lorsque la cristallisation commence (figure II.3). Pendant une période d'**incubation**, une **surfusion** ΔT est nécessaire avant qu'apparaissent les premiers germes stables, premiers agglomérats d'atomes structurés sous forme cristalline. Ceux-ci croissent ensuite (pour les minéraux, généralement sous forme de cristaux facettés ; pour les métaux, plutôt sous forme de cristaux arborescents ou **dendrites**) en rejoignant la température d'équilibre. Après consommation complète du liquide, les cristaux se rejoignent pour former les grains du polycristal.

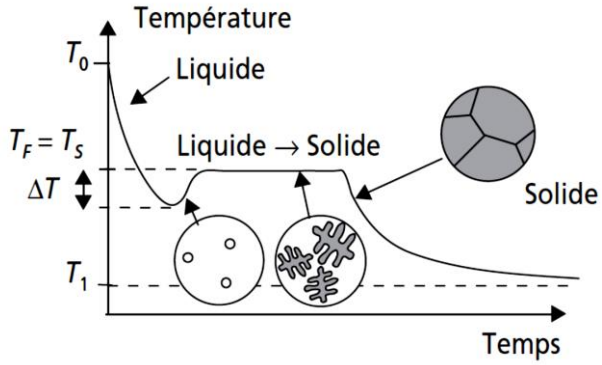


Figure II. 3: Diagramme d'analyse thermique de la solidification réelle d'un corps pur.

II.1.2.1 Diagramme de phase d'une substance pure

Un corps pur peut se présenter sous trois états : ***solide***, ***liquide*** ou ***gazeux***. Il peut en principe exister sous ces trois formes en fonction de la température et de la pression. Un schéma du diagramme d'équilibre des phases d'une substance pure est représenté à la figure II.4. Ce diagramme présente les trois états d'une substance pure en fonction de la pression et de la température. À une température (ou une pression) fixée, le changement d'état ne peut se réaliser qu'à une pression ou température unique. Le point triple « *o* » correspond à la coexistence des 3 états. On observe que le diagramme de phases est divisé en trois zones correspondant au domaine de stabilité du solide cristallin, du liquide et de la vapeur. Les trois courbes représentées sur le graphique (marquées *ao*, *bo* et *co*) sont des limites de phase. L'équilibre entre les phases solide et vapeur se fait le long de la courbe *ao* ; il en est de même pour la frontière solide-liquide, courbe *bo*, et la frontière liquide-vapeur, courbe *co*. Les courbes délimitant les domaines déterminent les températures ou deux phases coexistent.

Au point critique « *c* », liquide et vapeur deviennent indiscernables. Au-dessus de la cette température critique, un gaz n'est plus liquéfiable. Lorsqu'on augmente la pression, la densité augmente considérablement et atteint des valeurs proches de celles des liquides. Généralement, le point de fusion augmente très peu avec la pression. Il existe quelques substances comme l'eau, le Bi et le Ga qui augmentent de volume lors de la cristallisation. Dans ce cas, on observe un abaissement du point de fusion lorsqu'on élève la pression. Notons que la pression a peu d'influence sur les équilibres entre phases condensées c'est pourquoi on peut négliger son influence dans la plupart des cas. La ligne discontinue dans la figure II.4 montre le diagramme de phase pression-température pour l'eau H_2O. L'intersection de la ligne horizontale en pointillés à une pression de 1 *atm* avec la limite de phase solide-liquide (point 2) correspond au point de fusion T = 0°C. De même, pour le point 3, l'intersection avec la frontière liquide-vapeur, représente le point d'ébullition T = 100°C.

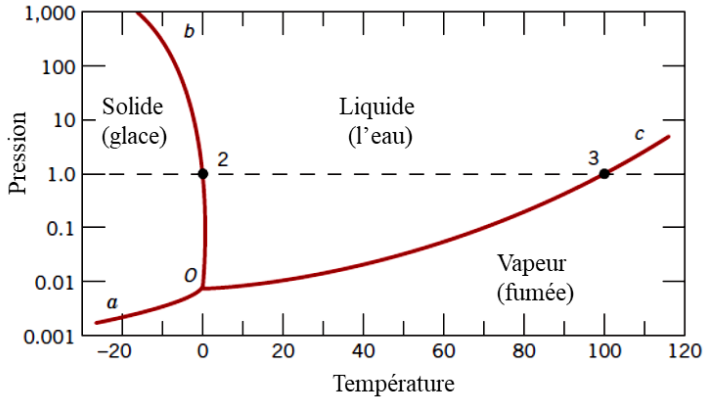


Figure II. 4 : Diagramme de phase d'une substance pure (application à H_2O).

II.1.2.2 Solidification d'un métal pur par germination

Pour qu'une transformation de phases puisse s'effectuer, il est nécessaire que l'enthalpie libre du système diminue lors de la transformation ($\Delta G < 0$). Cette condition est cependant loin d'être suffisante. En effet, la transformation d'une phase dans une autre se fait en général par un mécanisme de germination et de croissance. Lors de l'amorçage de la transformation, il y a formation de germes de la nouvelle phase, qui sont séparés de la phase non transformée par une interface à énergie élevée. Ces germes, qui sont caractérisés par un rapport surface sur volume élevé, possèdent initialement une enthalpie libre de formation plus élevée que celle de la phase en transformation.

La transformation de phases qui s'effectue de préférence est celle qui est caractérisée par la cinétique la plus rapide, et la microstructure qui se forme est rarement celle qui possède l'enthalpie libre la plus basse. C'est le cas pour la ***cristallisation*** qui constitue la transformation physique la plus importante pour l'étude des matériaux.

L'amorçage d'une nouvelle phase est, en général, facilitée par la présence des particules étrangères de taille microscopique (impuretés) qui sont toujours présentes en quantité plus ou moins importante dans la phase en transformation. Au voisinage de la surface d'une autre phase cristalline (une inclusion par exemple), l'enthalpie libre de formation du germe est réduite. Dès que les conditions thermodynamiques sont favorables, le démarrage de la transformation de phase se fait à la surface de la particule étrangère. On dit alors que la ***germination*** est ***hétérogène***.

Le mécanisme exact de la germination induite par des particules étrangères n'est pas connu avec précision. À chaque température, il n'y a qu'une fraction très petite des impuretés qui soit active. Dès le début de la transformation, la croissance cristalline se produit sur ces germes actifs : la germination hétérogène est en général instantanée. La figure II.5, nous décrit, à titre d'exemple la transformation de phases, le mécanisme de la cristallisation d'un métal et d'un polymère organique fondus. La cristallisation démarre dans les deux cas sur des particules hétérogènes microscopiques. Les germes croissent progressivement pour former des grains. Dans le cas des métaux, on observe généralement la formation de dendrites ((a), t4) qui, dans les métaux purs, ne sont plus visibles en fin de solidification ((a), t5). Dans ce cas, les grains formés sont des monocristaux dont la taille finale est fonction du nombre de particules hétérogènes initiales. Dans le cas de polymères, on observe la formation de sphérolithes qui entrent en contact les unes avec les autres à la fin de la transformation.

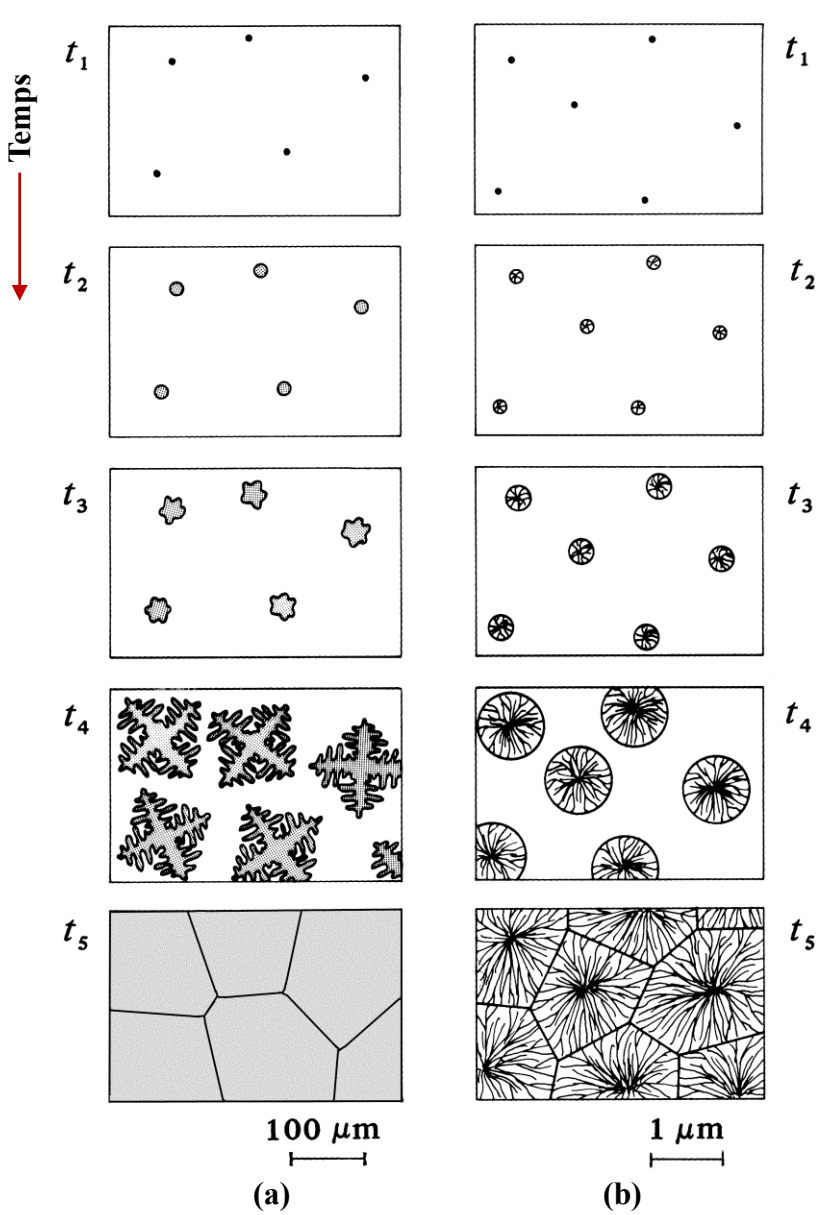


Figure II. 5 : (a) Cristallisation d'un métal et (b) d'un polymère organique.

La transformation de phase peut également se dérouler de manière homogène. Ce mécanisme porte le nom de la ***germination homogène***. La formation d'un germe au départ d'une phase homogène est un processus moins favorisé d'un point de vue énergétique vis-à-vis du processus de germination hétérogène. C'est pour cette raison que la plupart des transformations de phases, qui se produisent par un mécanisme de germination-croissance, font intervenir un processus de germination hétérogène. Pour cela, nous nous limiterons à la description du mécanisme de la germination hétérogène.

Les germes solides se forment aléatoirement par agitation thermique des atomes au sein du liquide ; leur probabilité de formation est évidemment d'autant plus grande que leur taille est petite. Mais ils ne peuvent survivre à l'agitation thermique que si le bilan énergétique ΔG de

leur apparition conduit à un abaissement de l'énergie interne du système liquide + solide + interface solide/liquide (figure II.3). Pour un germe sphérique de rayon r :

$$\Delta G = -4/3\ \pi r^3 \cdot \Delta G_V + 4\ \pi r^2 \cdot \gamma \quad \text{(II.1)}$$

où ΔG_V représente la différence d'énergie entre l'état solide et l'état liquide dans le volume du matériau, et γ l'énergie d'interface solide/liquide par unité de surface. L'expression (I.4) passe par un maximum pour :

$$r = r_c = 2\gamma/\Delta G_V \quad \text{(II.2)}$$

Les germes sont donc instables ou stables suivant qu'ils se forment avec un rayon inférieur ou supérieur à la valeur critique r_c (figure II.6).

- Lorsque $r < r_c$: l'énergie libre de Gibbs est minimisée par la dissolution de la nouvelle phase. Le germe est instable.
- Lorsque $r > r_c$: la croissance de la nouvelle phase permet de minimiser l'énergie libre de Gibbs. Le germe est stable.

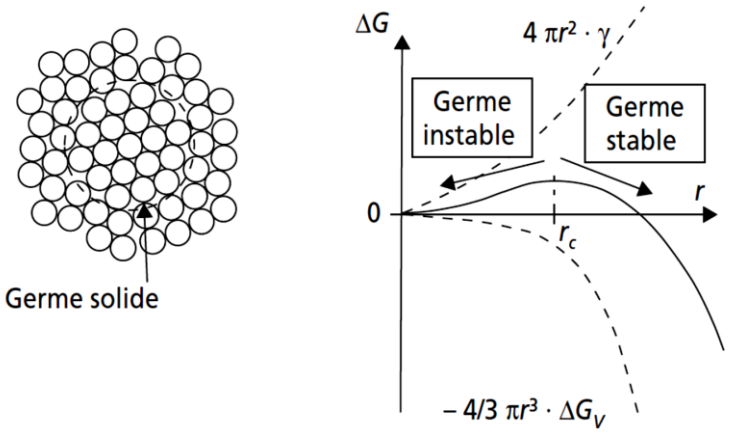


Figure II. 6 : Bilan énergétique de l'apparition d'un germe de solide au sein d'un liquide.

Pour des raisons analogues, la transformation solide → liquide en sens inverse peut également présenter un léger retard avec un suréchauffement au-delà de la température théorique de fusion.

II.1.2.3 La vitesse de croissance

Après formation d'un germe stable, la croissance de la nouvelle phase se fait par adjonction d'atomes ou de molécules à l'interface qui délimite la phase mère de la phase en formation. Il se produit un flux d'atomes ou de molécules de la phase mère vers la phase en développement, mais il y a également un flux d'atomes ou de molécules en sens inverse. Il n'y a croissance que si le flux d'atomes ou de molécules vers la phase en formation est plus élevé. La vitesse de croissance est en grande partie fonction de la probabilité qu'ont les atomes ou les molécules de venir se fixer (s'absorber) sur l'interface de la phase en développement.

Pendant la croissance, il y a adsorption des atomes ou des molécules à l'interface entre les phases en transformation. Les trois classes de matériaux se comportent différemment : les métaux ont une grande facilité de croissance à partir d'une phase condensée parce que leur interface est rugueuse à l'échelle atomique et qu'elle présente de nombreux sites d'accrochage, augmentant le nombre de liaisons offertes à l'atome qui se fixe. Leur cristallisation est facile et rapide. Les céramiques et les polymères possèdent, par contre, des structures cristallines plus complexes rendant l'adsorption d'atomes ou de molécules plus difficile. Les polymères en particulier, caractérisées par une entropie de fusion très élevée forment des ***interfaces lisses***. L'attachement de molécules ou de segments de molécules sur des interfaces de ce type est très difficile.

Lorsqu'un atome, une molécule, ou un segment de macromolécule se fixe sur le germe en croissance, il se déplace et doit franchir une barrière de potentiel ΔG_t. La vitesse de germination dépend à la fois d'un terme de transport et d'un facteur thermodynamique (figure II.7). D'une manière générale, la vitesse de germination est représentée par l'expression suivante :

$$I = \text{cste} \times \exp\left(\frac{\Delta G_g^* + \Delta G_t}{RT}\right) \dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots (II.3)$$

Où I : la vitesse de germination qui représente le nombre de germes stables formés par unité de volume et par unité de temps [$m^{-3}s^{-1}$].

ΔGg^* : le terme thermodynamique exprimant la force motrice de la transformation et dont la valeur dépend de l'enthalpie libre critique de formation du germe.

ΔG_t : le terme thermodynamique de transport, il est nul lorsque le degré de surfusion $\Delta T = 0$ et il augmente lorsque ΔT s'élargit, c'est-à-dire lorsque la température diminue.

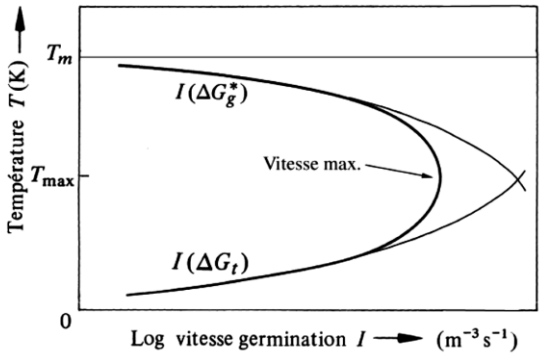


Figure II. 7 : Vitesse de germination *I* en fonction de la température *T*. Celle-ci est nulle à T_m et passe par un maximum entre T_m et $T = 0$ *K*.

Comme la vitesse de germination, la vitesse de croissance peut être limitée par des phénomènes de diffusion. Lorsque le taux de surfusion est élevé, c'est le terme de transport qui est dominant et la vitesse de croissance passe par un maximum pour une certaine température $T'_{max} < T_m$. En

général, le maximum de vitesse de croissance se produit à une température plus élevée que la température T_{max} où la germination est la plus rapide, c'est-à-dire que : $T_m > T'_{max} > T_{max}$.

II.1.2.4 Croissance de phase à l'échelle atomique

Dans les matériaux comme les métaux qui cristallisent rapidement, les phénomènes d'adsorption qui se déroulent à l'échelle atomique ne sont en général pas limitatifs de vitesse, et ils ne représentent qu'une partie du processus de transformation de phase. L'autre partie du processus est constituée par les phénomènes de la structuration de la matière à une échelle plus grande.

Ces phénomènes produisent des grains cristallins de microstructure variée, dont les dimensions varient, en général, d'une fraction de μm au mm et qui sont visibles au microscope optique ou électronique : dendrites, grains eutectiques, structures en plaquettes formées lors de transformations de phases à l'état solide ou par la cristallisation des polymères.

Nous nous limiterons dans cette section à présenter la solidification des eutectiques produisant une structure biphasée lamellaire ou fibreuse. Le deuxième cas important de la croissance conduisant à la formation de dendrites sera présenté dans la section suivante.

Dans les métaux, la croissance se produit dans toutes les directions de l'espace (croissance équiaxe) lorsque la croissance est planaire. Le liquide bien inoculé (c'est-à-dire un liquide contenant des agents de nucléation) ne présente pas une surfusion puisque la nucléation hétérogène peut se produire. Par conséquent, la température du liquide en amont du front de solidification (c'est-à-dire l'interface solide-liquide) est supérieure à la température de solidification. Pendant la solidification, la chaleur résultante de la transformation est évacuée par conduction de l'interface solide-liquide à une vitesse plus rapide (figure II.8(a)). Toute petite protubérance qui commence à se développer sur l'interface est entourée de liquide au-dessus de la température de solidification. La croissance de la protubérance s'arrête jusqu'à ce que le reste de l'interface le rejoigne (figure II.8(b)).

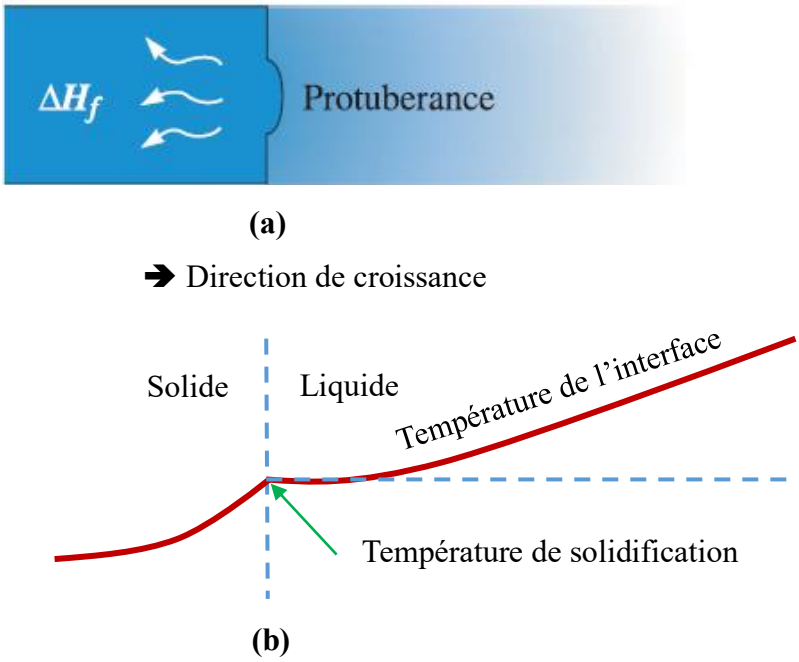


Figure II. 8 : Mécanisme de développement d'une protubérance a l'interface solide-liquide lorsque la croissance est planaire : (a) formation d'une protubérance, (b) courbe de distribution de température.

Dans la croissance eutectique normale comme celle de l'alliage Ag-Cu, il y a formation simultanée de deux phases solides α et β aux dépens de la phase liquide. La microstructure la plus courante dans le cas de la solidification eutectique a une morphologie lamellaire qui résulte du mécanisme de croissance schématisé à la figure II.9. Celui-ci implique un échange constant d'atomes entre les fronts de croissance des lamelles α et β des constituants *A* et *B* du système. Le carré de la vitesse de croissance v et la distance interlamellaire λ sont inversement proportionnels ($\lambda^2 v$ = cste). La vitesse de croissance augmente fortement avec le degré de surfusion jusqu'au moment où les phénomènes de diffusion ralentissent le processus. Les flux d'atomes *A* et *B* entre les lamelles à travers le liquide sont indiqués par les flèches J_A et J_B. Ces flux se développent à la suite du rejet par α des atomes *B* dans le liquide. De manière similaire, β rejette des atomes *A*.

D'une manière générale, on peut dire que toutes ces microstructures deviennent plus fines à mesure que la vitesse de transformation augmente.

L'accélération de la transformation n'est possible que si les transferts de chaleur et de matières sont rapides, c'est-à-dire que si les distances à parcourir sont petites. C'est pour cette raison que les cristaux se forment presque toujours avec des morphologies favorables aux phénomènes de transfert, ce qui explique l'apparition de cristaux en forme d'aiguilles, de dendrites, de lamelles eutectiques.

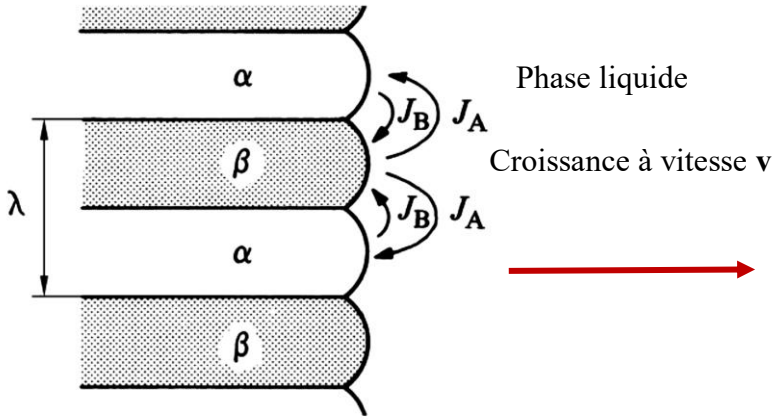


Figure II. 9 : Mécanisme de développement d'une structure eutectique.

II.1.3 Solidification des alliages

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

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

Un alliage est un assemblage de plusieurs métaux (cuivre + zinc pour les laitons) ou d'un métal et d'un ou plusieurs éléments. On réalise un alliage pour modifier les propriétés du métal de base. Lorsqu'on associe deux corps on parle d'alliage binaire, trois corps alliage ternaire.

Le tableau II.1 présente quelques exemples d'alliages avec leurs propriétés.

Alliage	Propriétés améliorées	Application
Or + (Ag, Cu)	Propriétés mécaniques Couleur	Alliage de bijouterie
Fer + (Cr, Ni, Mo) Acier inox (304,316,)	Résistance à la corrosion	Agroalimentaire, Pharmacie
Ni + (Cr, Fe, Ti)	Résistance au fluage	Turbine de réacteurs
Ti + (Al, V)	Biocompatibilité	Prothèse de hanche
Fe 64% - Ni 36% INVAR	Très faible coefficient de diffusion	Cuve de méthanier Bilame
Cu + (10 à 30 % Sn)	Fonderie	Hélice, Cloche

Tableau II. 1 : Exemples d'alliages avec leurs propriétés.

II.1.3.1 Diagramme d'alliage eau-sel

Le diagramme eau (H_2O)/sel (NaCl) est intéressant puisqu'il est utilisé chaque hiver pour la fonte de la glace sur les routes. Dans un premiers temps, on va considérer l'étude de ce

diagramme à la température ambiante. La figure II.10(a) représente un verre d'eau pure. Si on ajoute progressivement du sel (II.10(b)) on obtient une solution (saumure) dans laque le sel va précipiter (II.10(c)) sous forme solide (saumure + sel) : le point **C1** correspond : limite de solubilité du sel dans l'eau (env. 364 g/litre à 20 °C). Si on continue à rajouté du sel, on va observer une seule phase composée de NaCl saturée en eau (II.10(d)), puis du sel pur déshydraté.

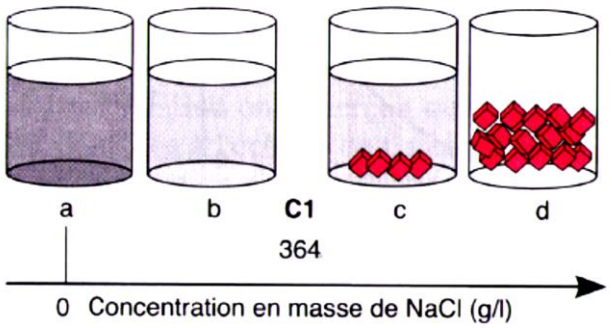


Figure II. 10 : Illustration de la limite de solubilité du sel dans l'eau.

La figure II. 11 présente le diagramme d'équilibre eau /sel en fonction de la température et de la concentration. Ce diagramme montre un point particulier (**E**) nommé eutectique (du grec : qui fond bien). Ce point eutectique est intéressant car il montre que si l'on met 23,31 % de sel (en masse) sur de la glace on a encore une phase liquide jusqu'à – 21 °C (au lieu de 0 °C pour l'eau). C'est cette concentration qui est utilisée l'hiver sur les routes.

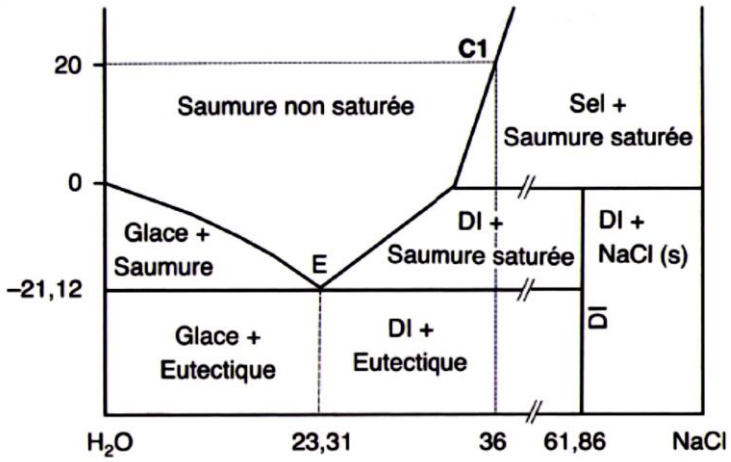


Figure II. 11 : Digramme de phase du système H_2O-NaCl.

II.1.3.2 Croissance des grains

II.1.3.3 Solidification des grains dans les lingots

Les essais mécaniques ont montrés qu'il y a une relation importante entre la morphologie et la taille des grains, et les propriétés mécaniques des alliages métalliques.

La figure II.12 montre la structure en grains d'une pièce solidifiée après la coulée. On voit que les grains ont des formes et des tailles différentes selon leur emplacement dans la pièce. Ces emplacements se modifient pendant le processus de solidification. Après la formation des grains équiaxes, les grains colonnaires se sont développés perpendiculairement à chaque face du moule. En effet, au cours de refroidissement, il se produit des déplacements de matières dans le lingot. Une plus grande densité des grains solides par rapport au liquide entraîne une certaine décantation des grains en formation. Les mouvements de convection résultent de la différence de densité du liquide en fonction de sa température et de sa composition. Ceux-ci induisent des mouvements tourbillonnaires des grains semblables à ceux observés dans une tempête de neige.

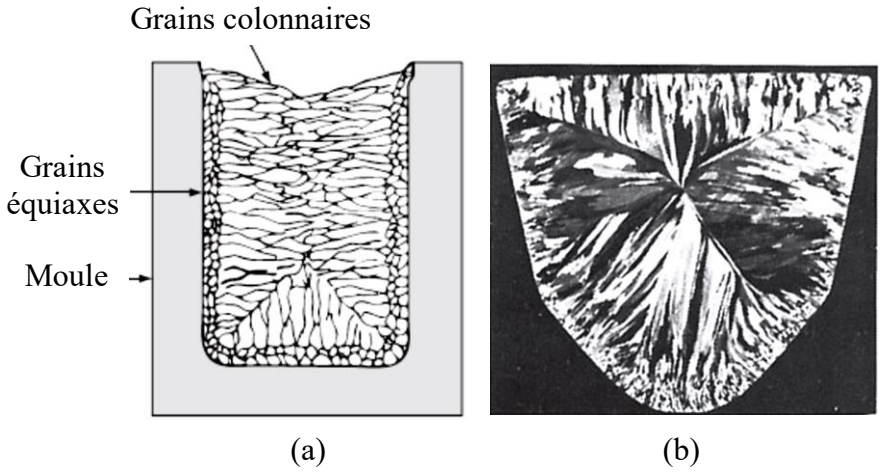


Figure II. 12 : (a) Dessin schématique d'une structure de grain métallique solidifiée dans un moule métallique. (b) Coupe transversale d'un lingot d'alliage d'aluminium 1100 (99,0% Al).

II.1.3.4 Croissance des dendrites

De nombreuses pièces industrielles depuis les couvercles de bouche d'égout en fonte jusqu'aux carters de moteurs de voitures en alliage d'aluminium sont obtenus par moulage. Quand la coulée touche le moule froid, elle se refroidit brutalement et devient hautement sursaturée. L'alliage cristallise de façon hétérogène sur les parois du moule et une fine couche de petits cristaux équiaxes recouvre les bords du moule. La croissance dendritique équiaxe commence au départ par des germes cristallins sphériques suivant le mécanisme schématisé à la figure II.13. On observe que les branches de dendrites se développent suivant des directions cristallographiques bien déterminées : [100] pour les métaux cubiques.

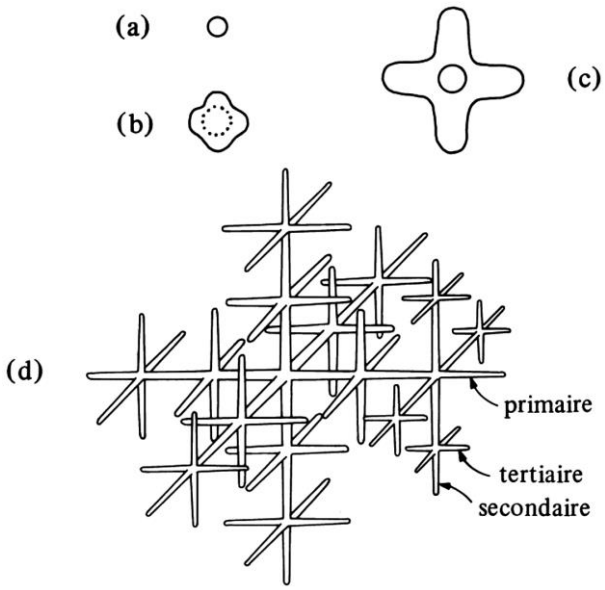


Figure II. 13 : Mécanismes de développement d'une dendrite : (a) germe cristallin sphérique ; (b) développement d'instabilités a la surface du cristal ; (c) premier stade de formation de la dendrite ; (d) dendrite en cours de développement.

Ces cristaux croissent en compétition les uns avec les autres et finalement les grains colonnaires, beaucoup plus grands, l'emportent (figure II.14). Après un moment la surface de la solution s'est refroidie en dessous de la température de saturation et les germes cristallins se forment de manière hétérogène sur des particules de poussière. Les cristaux de la zone corticale germent avec des orientations aléatoires. Ils croissent sous forme de dendrites. Les dendrites se développent toujours le long de directions cristallographiques. Les cristaux orientés selon (a) croissent plus vite que les cristaux orientés selon (b) ; les cristaux (b) seront donc éliminés et les cristaux (a) finiront par dominer et deviendront les grains colonnaires.

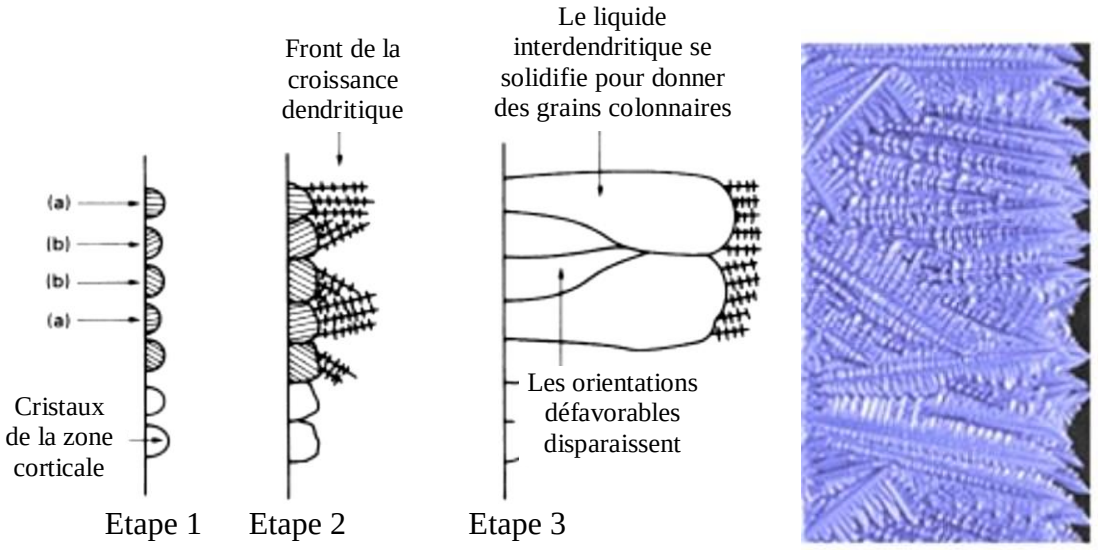


Figure II. 14 : Cristallisation des germes corticaux avec des orientations aléatoires.

II.1.3.5 Transformation liquide - solide et solide - solide

La cinétique de transformation de phases (liquide-solide et solide-solide) qui procède par un mécanisme de germination-croissance obéit généralement à une loi de transformation proposée par ***Johnson-Mehl Avrami*** qui fournit une équation permettant de calculer le degré d'avancement de la transformation de phases en fonction du temps.

Le développement d'une nouvelle phase β au sein d'une phase α préexistante est imaginé de la manière suivante. Initialement, des germes, qui constituent un élément de la phase β, apparaissent au sein de la phase mère α. Dans la deuxième étape, les germes croissent aux dépens de la phase α et contribuent à l'avancement de la transformation.

La figure II.15 représente la progression de la transformation de phase dont les données sont sous forme d'une fraction volumique de matière transformée en fonction du logarithme du temps ; cette courbe en forme de *S* semblable représente le comportement cinétique typique de la plupart des réactions à l'état solide. Les étapes de nucléation et de croissance sont également indiquées sur la figure. En se basant sur les lois de germination et de croissance, on obtient une équation générale qui donne le taux de conversion (fraction volumique y) en fonction du temps de transformation comme suit :

$$y = 1 - \exp(-(kt)^n) \quad \text{(II. 4)}$$

où *k* et *n* sont des constantes indépendantes du temps.

Cette expression est souvent appelée ***l'équation d'Avrami***. Par convention, la vitesse d'une transformation *I* est considérée comme l'inverse du temps nécessaire pour que la transformation se déroule à mi-chemin de son terme, $t_{0,5}$, soit :

$$I = \frac{1}{t_{0,5}} \quad \text{(II. 5)}$$

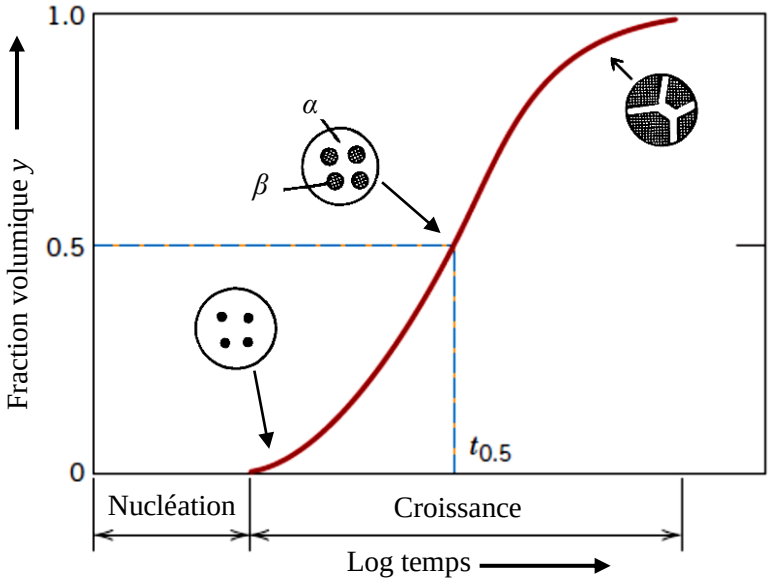


Figure II. 15 : Variation isotherme de la fraction volumique *y* en fonction du logarithme du temps *t*.

II.1.4 Diagrammes d'équilibre binaires

II.1.4.1 Introduction

Les diagrammes d'équilibres permettent de connaître la nature et la composition des phases et constituants présents dans des conditions d'équilibre, à une température et composition fixées, et dans de nombreux cas de prévoir la microstructure d'un alliage à la température ambiante. Ils sont utilisés dans tous les domaines des matériaux (soudage, alliage, oxydation, traitements thermiques). Ils font appel aux lois de la diffusion. On les nomme diagramme d'équilibre ou diagramme de phases. Dans les deux cas, ils traduisent l'état d'un alliage lorsqu'il est proche de l'état d'équilibre (exemple refroidissement très lent pour permettre la diffusion des atomes). Lorsque l'on refroidit au-delà d'une certaine vitesse les matériaux, la structure obtenue est dite hors équilibre (exemple la martensite dans les aciers). Dans ce cas on utilise d'autres types de diagrammes (TTT, TRC).

II.1.4.2 Règle des segments inverses

La règle des segments inverses permet de déterminer à une température fixée pour alliage donné la quantité des phases en présence. La figure II.16 donne deux exemples de calculs :
Pour un alliage à 20 % de B (Figure II.16(a)) à la température de 400 °C la proportion des phases en présence (liquide et solide).

$$\%\,\text{Liquide} = \frac{\text{AS}}{\text{LS}}.100 = \frac{(60 - 20)}{(60 - 10)}.100\% = \frac{40}{50}.100\% = 80\,\%$$

$$\%\,\text{Solide} = \frac{\text{AL}}{\text{LS}}.100 = \frac{(20 - 10)}{(60 - 10)}.100\% = \frac{10}{50}.100\% = 20\,\%$$

Dans un alliage triphasé (Figure II.16(b)) la proportion de α et β présente à 200 °C un alliage à 70 % de B.

$$\%\,\alpha = \frac{80 - 70}{80 - 15}.100\% = \frac{10}{65}.100\% \approx 16\,\%$$

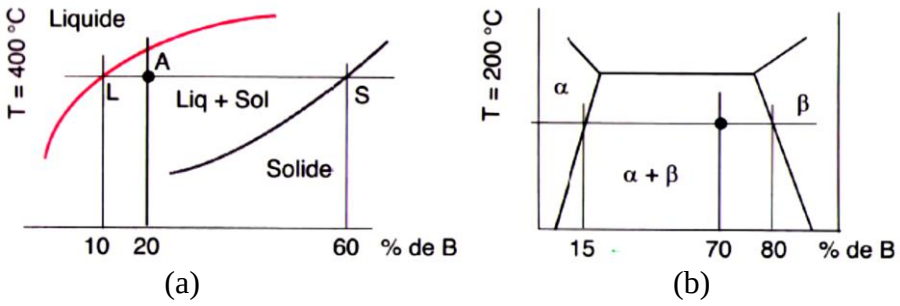


Figure II. 16 : Règle de l'horizontale et des segments inverses.

II.1.4.3 Diagramme idéal : Cuivre/Nickel

On trouve sur les diagrammes d'équilibres binaires :

- en abscisse, la concentration du soluté (situé à gauche : ici le nickel). La concentration peut être exprimée en pourcentage massique ou en pourcentage atomique. Par convention, les diagrammes sont donnés par ordre alphabétique : exemple, Cu/Ni, Ag/Cu…etc. Toutefois certains ne respectent pas cette convention : exemple Fe/C pour les aciers.
- en ordonnée, la température exprimée en degrés Celsius (°C).

La figure II.17 présente le diagramme Cuivre/Nickel. Ce diagramme est appelé diagramme idéal ou en fuseau car la solubilité est continue entre les deux métaux. Ce type de diagramme n'est obtenu que si les deux métaux de base respectent les règles de Hume-Rothery :

- le système cristallin doit être le même,
- la valence des deux matériaux doit être identique,
- l'électronégativité doit être proche.

Le Liquidus (rouge) est une ligne au-dessus de laquelle on ne trouve que du liquide.

Le Solidus (noir) est une ligne en dessous de laquelle on ne trouve que du solide.

Les températures de 1083 et 1453 °C représentent respectivement les températures de fusion du cuivre et du nickel.

Contrairement aux corps purs, on observe pour les alliages entre le liquidus et le solidus un domaine biphasé (liquide + solide).

Le solide situé sous le solidus est une solution solide composée de cuivre et de nickel.

Les atomes de nickel remplacent progressivement les atomes de cuivre pour former une solution solide de substitution.

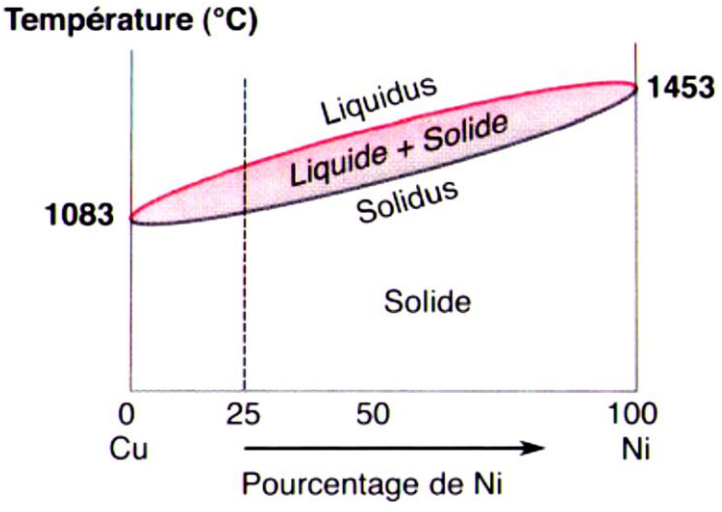


Figure II. 17 : Diagramme de phase du système Cu-Ni.

La figure II.18 représente les courbes de refroidissement temporel du nickel pur (a) et d'un alliage à 25 % de Ni(b).

La solidification du nickel pur est caractérisée par un palier isotherme à 1453 °C, alors que celle de l'alliage par la présence d'un domaine biphasé qui débute à l'intersection du liquidas (point rouge) pour se terminer après avoir franchi le solidus (point gris).

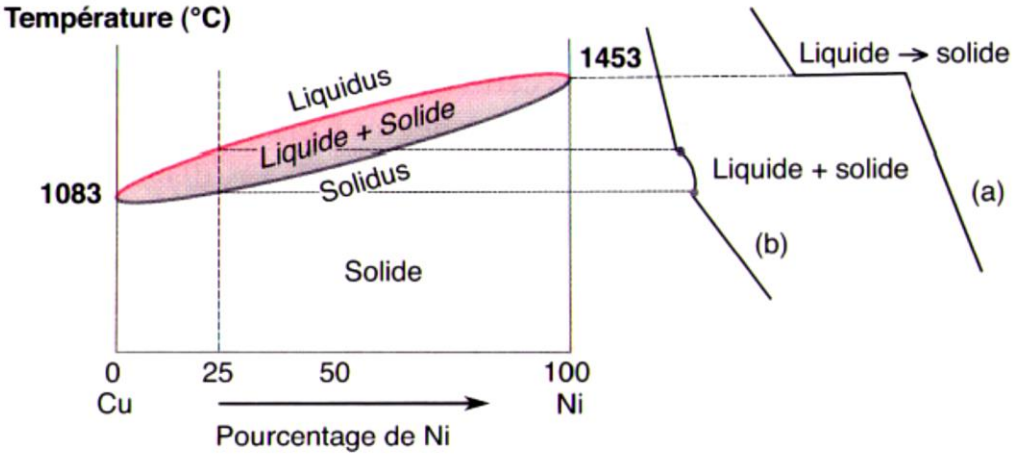


Figure II. 18 : Diagramme de phase Cu-Ni (courbes de refroidissement).

II.1.4.4 Réaction eutectique

Un eutectique est un point du diagramme (définie par une température et une concentration) pour lequel la température de fusion (ou de solidification) est inférieure à la température de fusion des corps purs (A et B). Cet alliage (nommé alliage eutectique) présente des applications industrielles intéressantes notamment en brasage et fonderie. Il se comporte comme un corps pur (présence d'un palier isotherme). La figure II.19 présente un hypothétique diagramme binaire A-B avec un point eutectique (E) à une température T_E pour une concentration fixée X_E. Au point E le liquidus (rouge) solidus (gris) forment un point de rebroussement. Les domaines α et β correspondent aux solutions solides : α solution solide de B dans A et β solution solide de A dans B. Les lignes verticales sont les limites de solubilité respectives. Les solutions solides α et β sont considérées comme des phases. Le diagramme présente trois domaines biphasés dont le domaine α + β. Les alliages dont la teneur est inférieure à X_E sont appelés hypoeutectique et au-delà de X_E hypereutectique.

La réaction eutectique est donnée par la formule :

$$\text{Liquide} \rightleftharpoons \text{Solide A} + \text{Solide B}$$

soit pour le diagramme : $\text{Liquide} \rightleftharpoons \alpha + \beta$

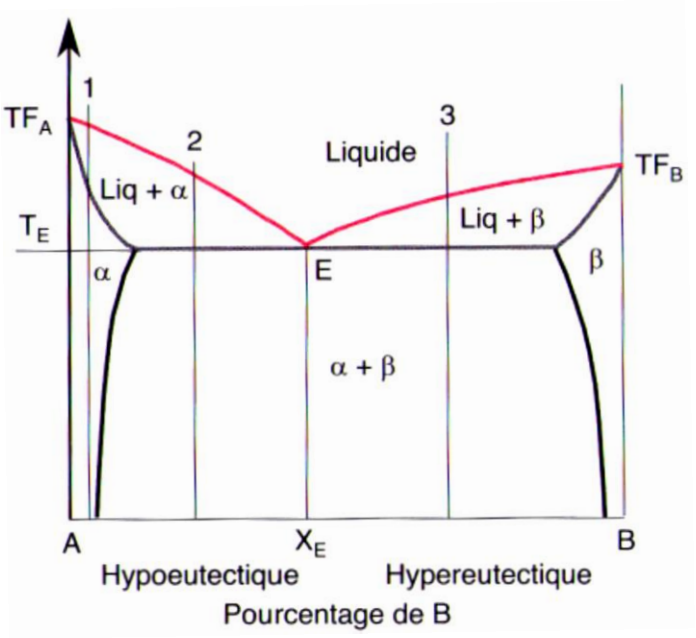


Figure II. 19 : Diagramme de transformation eutectique.

La figure II.20 caractérise les courbes de refroidissement temporel des alliages 1 à 3 et l'eutectique.

- La courbe 1 présente un domaine biphasé. La courbe ne coupe pas le palier eutectique.
- Les courbes 2 et 3 présente un domaine biphasé durant lequel le liquide se transforme en α ou β. Le palier isotherme correspond à la réaction eutectique. Le liquide restant se transforme en α + β.

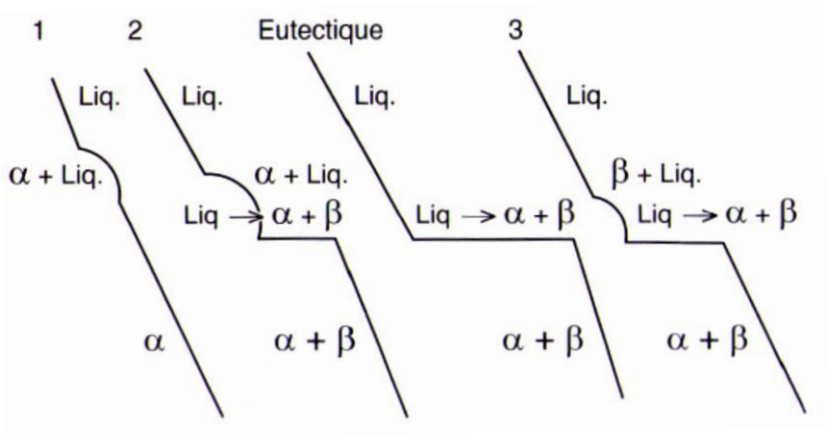


Figure II. 20 : Courbes d'analyses thermiques.

- La courbe de l'alliage eutectique présente uniquement le palier isotherme de la réaction eutectique. L'alliage eutectique aura le palier temporellement le plus important. Il est à noter que pour de nombreux cas les diagrammes d'équilibre sont tracés à partir des courbes d'analyse thermiques.

II.1.4.5 Réaction péritectique

La réaction péritectique est une réaction isotherme pour laquelle, une phase liquide et une phase solide (S1) donnent à une température et une concentration fixées un solide S2.

$$\text{Liquide} + S1 \rightarrow S2$$

La figure II.21 représente le diagramme argent (Ag)-platine (Pt), lequel possède une réaction péritectique (P) à 1185 °C pour une concentration de 55 % de platine. Le tracé du liquidus (rouge) et du solidus (gris) permettent de déterminer les domaines. La réaction péritectique est donnée par :

$$\text{Liquide} + \beta \rightarrow \alpha$$

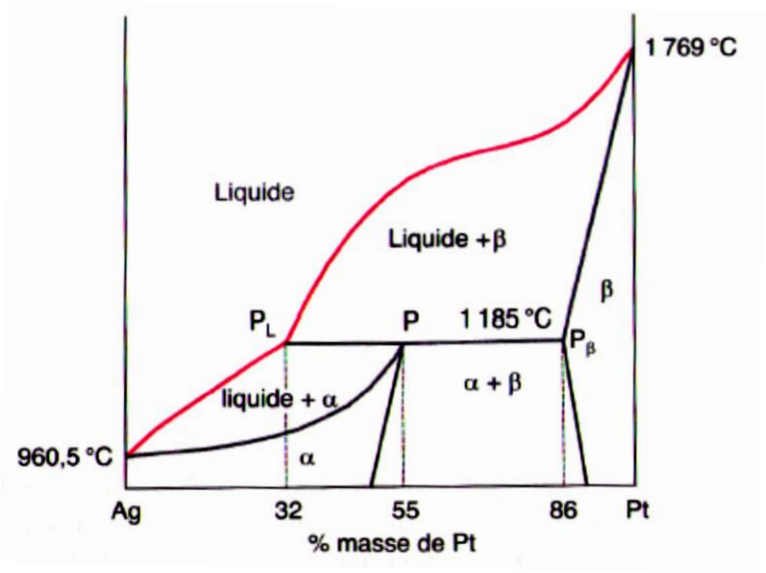


Figure II. 21 : Réaction péritectique.

La réaction **eutectoïde** est traitée dans la section du diagramme Fer-Carbone suivante.

II.1.5 Alliages ferreux

II.1.5.1 Introduction

Le diagramme d'équilibre ferreux (Fer-Carbone) correspond aux aciers et fontes. Il présenté de nombreuses réactions et transformations :

- réaction péritectique,
- réaction eutectique,
- réaction eutectoïde,
- deux transformations allotropiques,

Il possède en outre un composé défini : la cémentite.

Les micrographies correspondantes aux différents domaines sont présentées dans la section sur les aciers et les fontes.

II.1.5.2 Diagramme Fer-Carbone

La figure II.22 présente la vue générale du diagramme fer-cémentite nommé souvent diagramme fer-carbone. La différence entre ces deux diagrammes conduit à de petites différences de composition et de température (exemple eutectoïde est à 0,77 % au lieu de 0.8 % de C). Par convention, on parlera de diagramme fer-carbone. Trois domaines du diagramme sont étudiés :

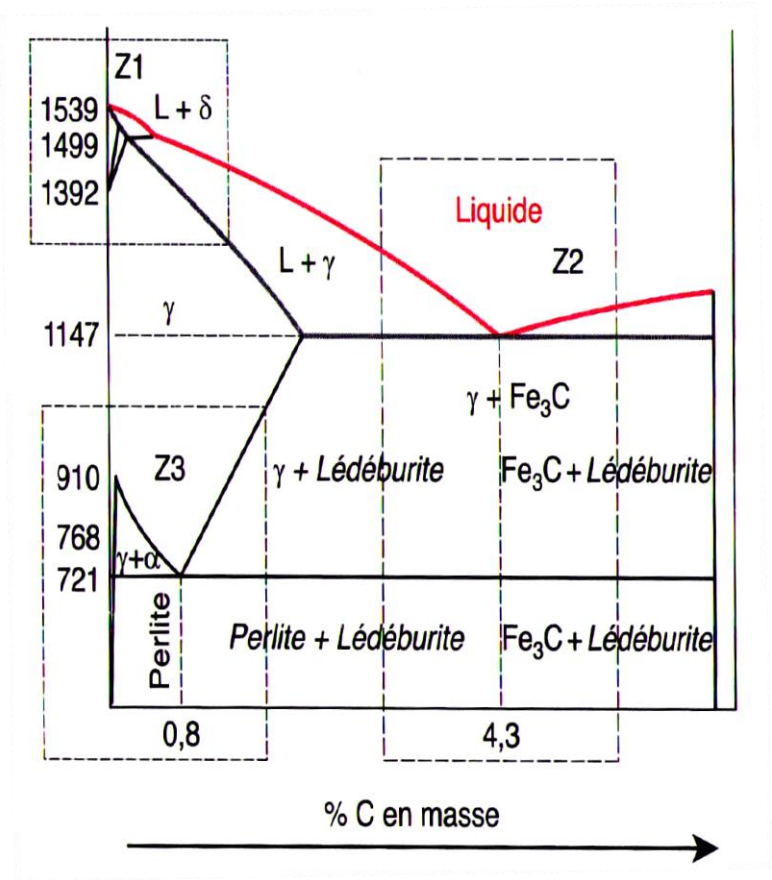


Figure II. 22 : Diagramme d'équilibre Fer-Carbone

- Zi correspond au péritectique et à la transformation allotropique,
- Z2 correspond à l'eutectique,
- Z3 correspond à l'eutectoïde et la transformation allotropique

II.1.5.2.1 Zone Z1, réactions péritectique et allotropique

La zone supérieure Z1 (figure II. 23) est caractérisée par :

- à 1 538 °C par la fusion du fer pur.
- à 1 499 °C par la réaction péritectique. Å cette température, le liquide à 0.51% de carbone (en masse) + la phase δ à 0,09% de C donne, lors du refroidissement la phase (Austénite) à 0.17% de C suivant la réaction : Liq +δ → γ

- à 1392 °C par la transformation allotropique γ ↔ δ. La phase γ de structure Cubique Faces Centrées se transforme en fer δ de structure Cubique Centrée.

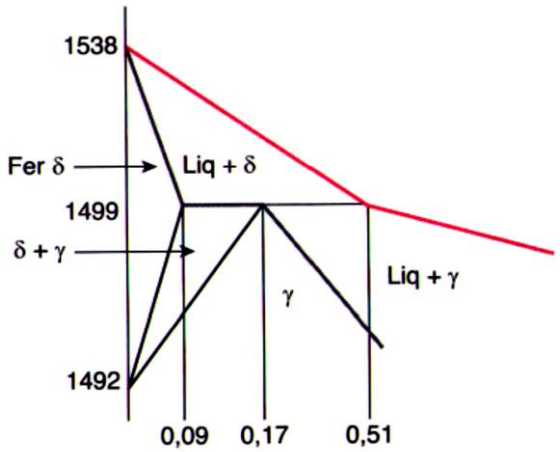


Figure II. 23 : Réaction péritectique et allotropique.

II.1.5.2.2 Zone Z2 réaction eutectique

La zone Z2 (figure II.24) correspond au domaine des fontes, elle est caractérisée par :

- à 1147 °C par la réaction eutectique. A cette température, le liquide à 4,3 % de C se décompose pour donner simultanément la phase γ à 2,06 % de C et de la cémentite (Fe_3C) a 6,67 % de C suivant la réaction : Liq → γ + Fe_3C. Le constituant formé au cours de cette réaction isotherme réversible est nommé lédéburite.
- En dessous de 721 °C (palier eutectoïde) on retrouve le domaine α + Fe_3C.

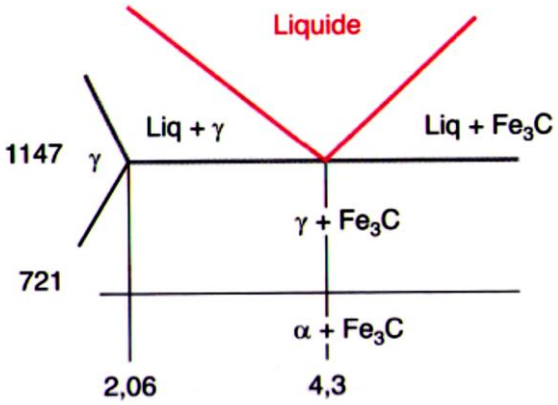


Figure II. 24 : Réaction eutectique.

II.1.5.2.3 Zone Z3, réactions eutectoïde et allotropique

La zone Z3 (Figure II.25) correspond au domaine des aciers, elle est caractérisée par :

- à 721 °C par la réaction eutectoïde. A cette température, la phase γ à 0.8 % de C se décompose, lors du refroidissement, pour donner simultanément la phase α (ferrite) à 0,02 % de C et de la cémentite (Fe_3C) à 6,67 % de C suivant la réaction: γ → α + Fe_3C. Le

constituant lamellaire formé au cours de cette réaction isotherme réversible est nommé perlite.

- à 910 °C par la transformation allotropique γ ↔ α. La phase γ de structure Cubique Faces Centrées se transforme en fer α de structure Cubique Centrée.

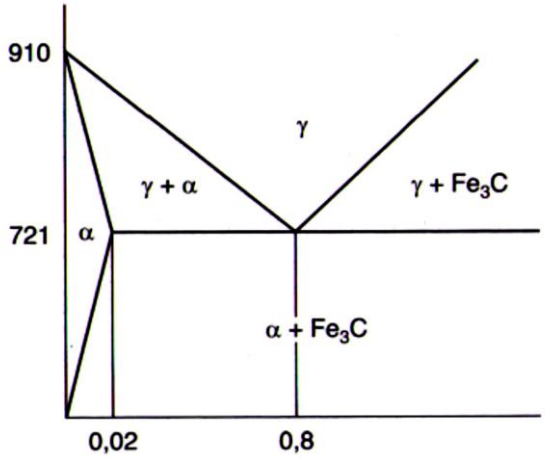


Figure II. 25 : Réactions eutectoïde.

II.1.5.3 Diagramme d'équilibre à cémentite

Les alliages Fer-carbone sont de deux types ; les uns contiennent du carbone libre (graphite) et correspond à un état stable ; les autres contiennent le carbone sous forme de carbure essentiellement la cémentite et correspondent à un état métastable. On doit donc considérer que le diagramme Fer-cémentite dans la suite du cours (figure II.26), car il est très utile pour décrire l'état de microstructure à la température ambiante des fontes et des aciers ordinaires.

Le diagramme d'équilibre Fe-Fe_3C métastable, possède une structure analogue à celle du système eutectique plomb-antimoine. Les complications qui existent dans le fer sont les différentes modifications allotropiques du fer et les différentes capacités de dissolution du carbone. Les aciers et aciers de moulage se solidifient selon le système métastable, tandis que la solidification des fontes de moulage s'effectue, le plus souvent, suivant la forme stable et métastable suite à la haute teneur en carbone et en refroidissement lent.

Ce diagramme est limité à droite par la cémentite Fe_3C (6.67 %C) est fait apparaître les deux grandes familles de métaux ferreux : les aciers (entre 0.008 %C et 2 %C) et les fontes (de 2 %C à 6.67 %C).

Les points et températures caractéristiques du diagramme :

- 1538 °C : correspond à la température de fusion du fer pur.
- 1394 °C : correspond à la température de fission de la cémentite.
- 1495 °C et 0,51 % C correspond à la phase liquide en équilibre de la ferrite δ et l'austénite γ à la température péritectique.
- 0,10 % C teneur limite du carbone dans la ferrite δ à 1495°C.

- 0,16 % C dans l'austénite à la température péritectique 1495°C.
- 1394°C et 912°C marquent la transformation polymorphe réciproque ferrite-austénite (δ ⇆ γ).
- 2,11 % C : teneur limite du carbone dans l'austénite à la température eutectique 1147°C.
- 0,77 % C dans l'austénite à la température eutectoïde 727°C.
- 0,022 % C teneur limite dans la ferrite à la température eutectoïde 727°C.
- 4,3 % C transformation eutectique à la température 1147°C.

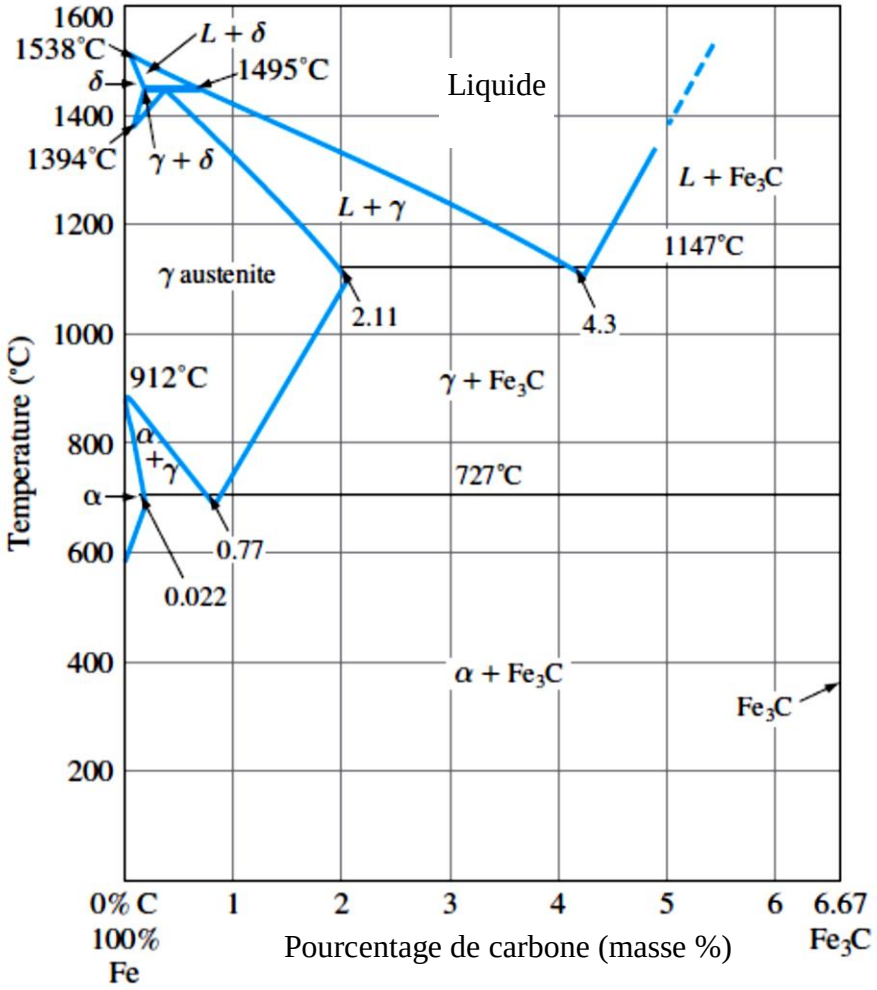


Figure II. 26 : Diagramme d'équilibre à cémentite.

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

Désignation	**Désignation % de carbone**
Acier hypoeutectoïde	0.02 à 0.77
Acier eutectoïde	0.77
Acier hypereutectoïde	0.77 à 2,11
Fonte hypoeutectique	2,11 à 4.3
Fonte eutectique	4.3
Fonte hypereutectique	4.3 à 6.67

Tableau II. 2 : Désignation des aciers et fontes selon le pourcentage de carbone.

II.1.5.3.1 Définitions des constituants micrographiques

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

- **La ferrite (F)**

C'est une solution solide de carbone dans le fer α, c'est à dire la ferrite est constituée par du fer α renfermant des traces de carbone (faible teneur en carbone, inférieure à 0,02 %), ainsi que d'autres inclusions. On distingue la ferrite α à basse température et à solubilité du carbone allant jusqu'à 0,02 % et la ferrite δ à haute température et à solubilité limite en carbone allant jusqu'à 0,1 %. La ferrite est peu tendre et très ductile (HV = 90, Rm = 300 N/mm², K = 300 J/cm²), Elle est magnétique à la température ordinaire, au microscope la ferrite à l'aspect de grains homogènes polyédriques. Elle possède un réseau cubique centré et elle est ferromagnétique jusqu'à 760°C (figure II.27(a)).

- **L'austénite (A)**

C'est une solution solide de carbone et d'autres inclusions dans le fer γ, La solubilité limite du carbone dans le fer γ est de 2,14 %. L'austénite est stable à haute température, elle est peu dure est relativement malléable (HB = 300). La microstructure de l'austénite est composée de gains polyédriques. Elle peut exister à la température ambiante que dans un état métastable. Elle est antiferromagnétique (figure II.27(b)).

- **La cémentite (C)**

Carbure de Fer, Fe3c ; la limite de solubilité du carbone dans la cémentite est de 6.67%C. D'un point de vue morphologique la cémentite se présente sous forme de lamelles ou de globules dans la perlite ou d'aiguilles dans les fontes blanche hypereutectique. On la trouve sous trois formes : primaire (au-dessus de 1147°C), secondaire (entre 1147°C et 723°C) et tertiaire (au-dessous de 723°C). Magnétique jusqu'à 210°C. Ce constituant est très dur (HB=700) et très fragile. On doit à ce composé défini les grandes performances des aciers de point de vue dureté et résistance.

- **La perlite (P)**

Agrégat eutectoïde (88% ferrite + 12% cémentite) pouvant se présenter sous deux morphologies différentes ; Lamellaire (lamelles alternées de ferrite et de cémentite) ((figure II.27(d)) ou globulaire (globule de cémentite sur un fond ferritique) (figure II.27(f)). Provient de la transformation eutectoïde de l'austénite. Ce constituant contient 0.8%C. La perlite est dure (HV≈200), résistante (Rm≈850 MPa) et assez ductile (A%≈10).

- **La troostite (T)**

C'est une perlite extrêmement fine obtenue pour des vitesses de refroidissement assez importantes (huile). Les nodules de troostite qui se développent à partir des joints de grains sont

constitués par des lamelles de ferrite-cémentite non séparables en microscopie optique. Cette microstructure est caractérisée d'une trempe douce. Les caractéristiques mécaniques de la troostite sont assez importantes (HV ≈ 450).

- **La bainite (B)**

Ce constituant qui présente une morphologie aciculaire est obtenu après des vitesses de refroidissement élevées. On distingue des bainites supérieures qui peuvent être considérées comme étant des plaquettes de ferrite contenant des carbures apparaissant parallèlement à l'axe de la plaquette, et des bainites inférieures qui s'assimilent à des plaquettes de ferrite contenant une fine précipitation de carbures dispersés dans la plaquette de ferrite. Ces carbures ne sont discernables qu'en microscopie électronique. Les caractéristiques mécaniques associées à une texture bainitique approchent celles d'une structure martensitique (figure II.27(e)).

- **La martensite (M)**

Cette phase cristallise dans le système quadratique. On peut la considérer comme une solution solide de carbone dans le réseau distordu de la ferrite. Cette distorsion est la caractéristique d'un acier refroidi rapidement depuis la température de l'austénitisation, et elle coexiste souvent avec la bainite et la troostite. La martensite possède une grande dureté (HV = 700 à 900), mais présente l'inconvénient d'être très fragile. Elle est ferromagnétique comme la ferrite. La martensite peut se présenter sous différentes morphologies : massive ou aciculaire. Cette dernière forme est de loin la plus répandue dans le cas des aciers faiblement alliés.

Toutes ces micro-textures ou microstructures sont toutes des produits de décomposition de l'austénite (figure II.27(c)).

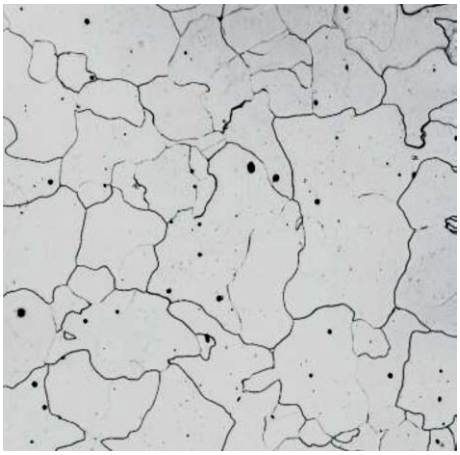
- **Le lédéburite I**

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

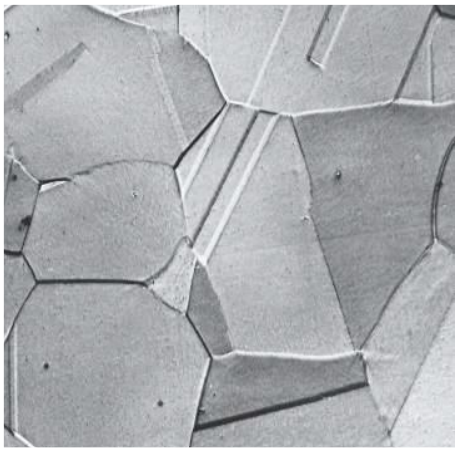
- **Le lédéburite II**

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

La figure II.23 représente les divers constituants micrographiques des aciers :

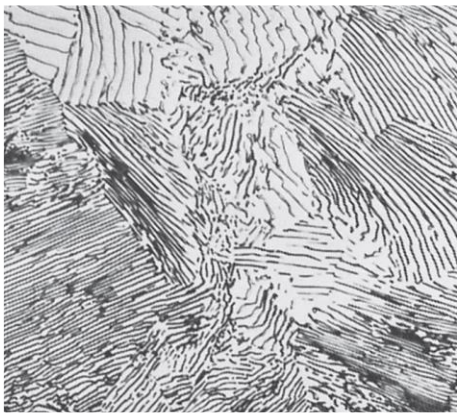


(a) : α-ferrite

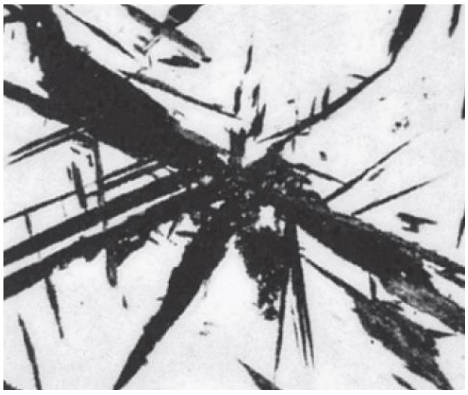


(b) : Austénite

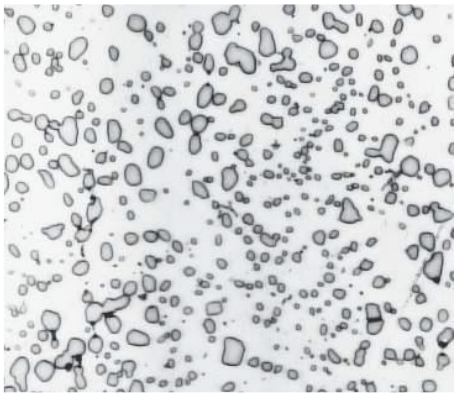
(c) : Martensitique en aiguilles sur fond d'austénite



(d) : Perlite lamellaire composée de lamelles alternées de ferrite (blanche) et de cémentite (sombre)



(e) : Bainite (aiguilles noires)



(f) : Sphéroïdisation de la cémentite dans la phase mère α-ferrite.

Figure II. 27 : Structure micrographiques des aciers.

II.1.5.3.2 Transformation isothermique dans le diagramme Fer-cémentite

Durant la solidification des alliages de fer et de carbone, il y a lieu de trois types de transformations isothermique, il s'agit des réactions caractérisées par les paliers suivants :

- Eutectique à 1147°C,
- Eutectoïde à 727°C,

- Péritectique à 1495°C, mais d'importance négligeable de point de vue industrielle.

- **Réaction eutectique**

A la température eutectique de 1147°C, se décompose le liquide eutectique restant (4,3%C) en austénite (2,11 % C) et cémentite (6,67 % C) selon la réaction eutectique suivante :

$$\text{Liquide (4.3 \% C)} \xrightarrow{1148°C} \underbrace{\gamma \text{ austénite (2,11 \% C)} + \text{Fe}_3\text{C (6.67\% C)}}_{Lédéburite}$$

- **Réaction eutectoïde**

A la température eutectoïde de 727°C se décompose l'austénite eutectoïde titrant 0,77 %C en formant la ferrite avec 0,022 % C et la cémentite secondaire avec 6,67 %C (Fe_3C) suivant la réaction eutectoïde :

$$\gamma \text{ austénite (0.77 \% C)} \xrightarrow{727\,°C} \underbrace{\alpha \text{ ferrite (0.022 \% C)} + \text{Fe}_3\text{C (6.67\% C)}}_{Perlite}$$

- **Réaction péritectique**

A la température de 1495°C, il y a interaction péritectique des cristaux δ (0,09 % C) avec le reste du liquide de composition (0,53 % C), en formant l'austénite de composition (0,17 % C) selon la réaction péritectique suivante :

$$\text{Liquide (0.53\% C)} + \delta \text{ (0.09\% C)} \xrightarrow{1495°C} \underbrace{\gamma \text{ (0.17\% C)}}_{Austénite}$$

II.1.5.3.3 Cas d'un Acier hypoeutectoïde à 0.4%C

Si un échantillon d'un acier hypoeutectoïde à 0,4 % C est chauffé à 900°C (point *a* de la figure II.28) pendant un temps suffisant, sa structure deviendra de l'austénite homogène. Alors, si cet acier est lentement refroidie à la température *b* sur la figure II.28 (environ 775°C), la ferrite proeutectoïde va nucléer et croître principalement aux joints de grains austénitiques. Si cet alliage est lentement refroidi de la température *b* à *c*, la quantité de ferrite proeutectoïde formée continuera d'augmenter jusqu'à que 50 % de l'austénite soit transformé. Tandis que le l'acier refroidit de *b* à *c*, la teneur en carbone de l'austénite restante passera de 0,4 à 0,77 %. A 727°C l'austénite restante se transformera de manière isotherme en perlite par la réaction eutectoïde (point *d*).

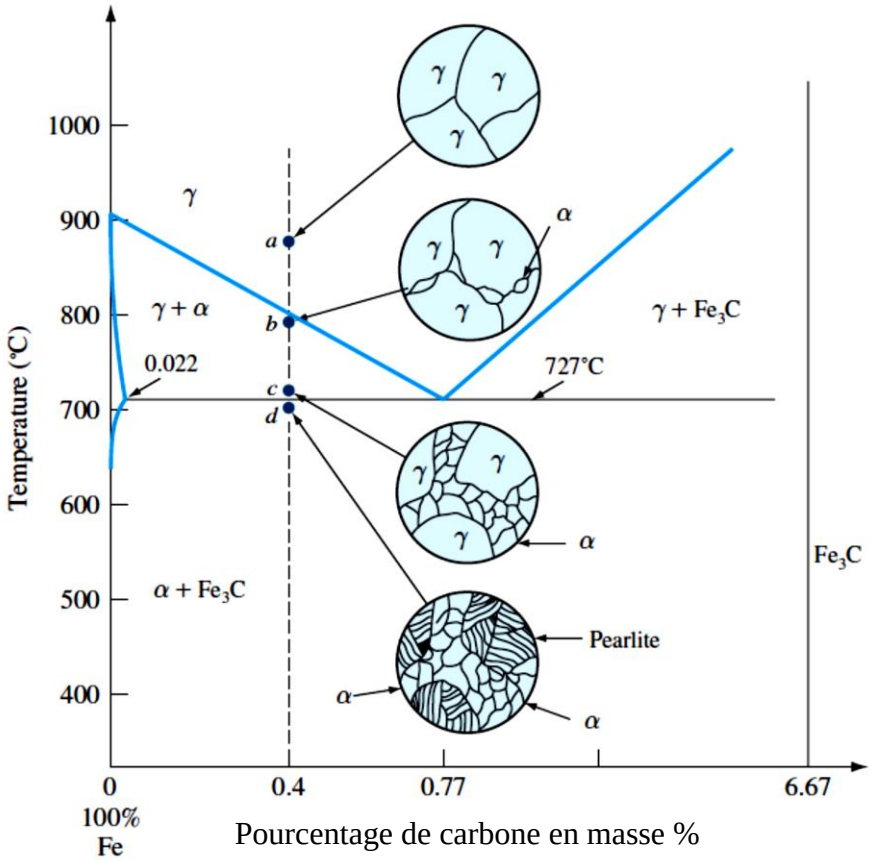


Figure II. 28 : Transformation d'un acier hypoeutectoïde à 0,4 % C.

Exemple d'application : Acier hypereutectoïde à 0,4 %C

a) Un acier au carbone hypoeutectoïde à 0,40 % C est lentement refroidi de 940°C à une température légèrement supérieure à 727°C.

- Calculer le pourcentage d'austénite présent dans l'acier.
- Calculer le pourcentage de ferrite proeutectoïde présent dans l'acier.

b) Un acier au carbone hypoeutectoïde à 0,40 % C est lentement refroidi de 940°C à une température légèrement inférieure à 727°C.

- Calculer le pourcentage de la ferrite proeutectoïde présent dans l'acier.
- Calculer le pourcentage de la ferrite eutectoïde et de la cémentite eutectoïde présents dans l'acier.

Solution

a) En se référant à la figure II.28 et en utilisant la méthode des segments inverses :

- $\%\ \mathrm{l}'austénite = \dfrac{0{,}40 - 0{,}022}{0{,}77 - 0{,}022}.100\% = 50\ \%$
- $\%$ la ferrite proeutectoïde $= \dfrac{0{,}77 - 0{,}40}{0{,}77 - 0{,}022}.100\% = 50\ \%$

b) La ferrite proeutectoïde présente dans l'acier juste en dessous de 727 °C sera la même que celle au-dessus de 727 °C, soit 50%.

- $\%$ la ferrite totale $= \frac{6{,}67 - 0{,}40}{6{,}67 - 0{,}022}.100\% = 94{,}3\ \%$
- $\%$ la sémentite totale $= \frac{0{,}40 - 0{,}022}{6{,}67 - 0{,}022}.100\% = 5{,}7\ \%$

- % de la ferrite eutectoïde = ferrite totale − ferrite proeutectoïde = 94,3 - 49 = 45,3%
- % de la cémentite eutectoïde = le pourcentage de la cémentite totale = 5,7 %.

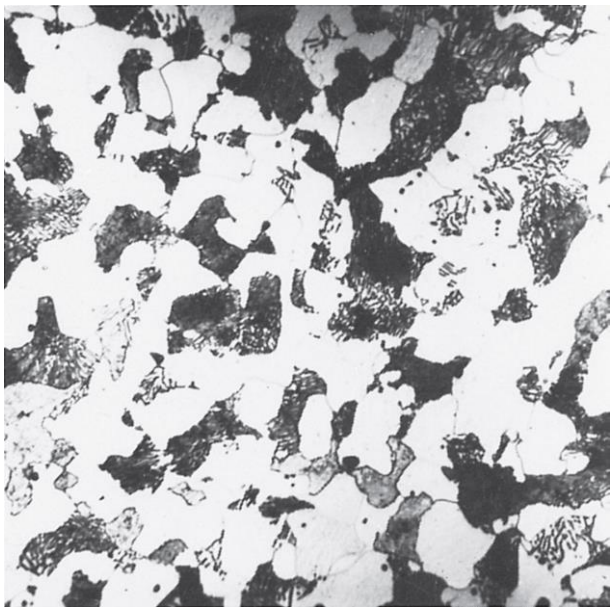


Figure II. 29 : Microstructure d'un acier au carbone hypoeutectoïde à 0,35 % C lentement refroidi à partir de la région de l'austénite. Le constituant blanc est la ferrite proeutectoïde ; le constituant sombre est la perlite. (Réactif de l'attaque chimique : 2 % Nital ; grossissement ×500).

II.1.5.4 Transformations isothermes de l'austénite

L'emploi de cycles de refroidissement comportant des paliers isothermes permet de séparer l'influence du temps et de la température sur les transformations de l'austénite.

Un échantillon de faibles dimensions est austénitisé puis refroidi très rapidement jusqu'à une température $T_i < Ac_1$, puis maintenu à cette température. Lors du passage rapide de T_a à T_i, l'austénite ne subit aucune évolution (figure II.30). Les relations d'Andrew donnent, pour les aciers faiblement alliés avec moins de 0,6 % de carbone, les températures Ac_3, Ac_l et M_s (Martensite Start) comme suit : $Ac_3 = 912 - 203(C°)$; $Ac_l = 727$ (°C) ; $M_s = 539 - 432(°C)$.

Au cours du maintien isotherme à T_i, l'austénite se transforme dans des conditions hors d'équilibre. Des techniques micrographiques et dilatométriques permettent de suivre ces transformations en fonction du temps pour une série de températures de maintien T_i, et de déterminer la nature des constituants formés (Figure II.26).

Les notations suivantes sont utilisées pour désigner les divers constituants présents :

A : austénite hors d'équilibre ; F : ferrite ; M : martensite ;

C : carbures formés lors des transformations de l'austénite ;

c : carbures non dissous au cours de l'austénitisation ;

P : perlite ; B : bainite.

Température d'austénitisation (mise en solution) : Cette température est en générale égale à Ac_3 + 25 à + 50 °C pour les aciers faiblement alliés (ces températures peuvent être remontées de 25 °C pour les aciers non alliés).

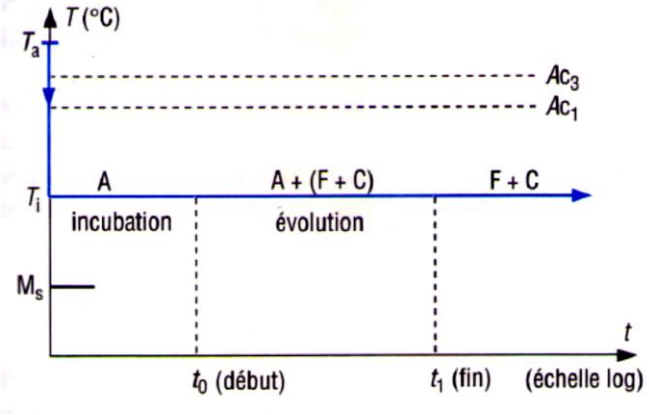


Figure II. 30 : Schéma de principe de l'étude.

II.1.5.4.1 Transformations à l'état solide avec et sans diffusion

Il existe deux classes de transformations : avec ou sans diffusion.

II.1.5.4.2 Transformations avec diffusion

Lorsque la température de maintien T_i ; est comprise entre celle du point Ac_1 et celle du point M_s défini figure II.30, les transformations isothermes de l'austénite conduisent à la formation d'agrégats ferrite-carbures : A → F + C mettant donc en jeu des phénomènes de diffusion qui régissent la cinétique de ce type de transformations.

A une température de maintien isotherme T_i déterminée (figure II.31(a)), la transformation de A débute après un certain temps d'incubation t_0 et est terminée au bout du temps t_1.

Entre t_0 et t_1, l'austénite se transforme progressivement en (F + C) et les moyens expérimentaux permettent d'évaluer le temps t_y, au bout duquel la fraction massique y (équation II.4) d'austénite s'est transformée.

En faisant varier T_i on détermine :

$t_0(T_i)$: début de transformation de A ($y \approx 0$) ;

$t_1(T_i)$: fin de transformation de A ($y \approx 1$) ;

$t_y(T_i)$: fraction massique y de A transformée.

On peut ainsi tracer un faisceau de courbes isoausténitiques (figure II.31(b)) définissant pour chaque valeur de T_i, la cinétique de la transformation de l'austénite.

Tant que T_i, est supérieure au point M_s, cette cinétique est gouvernée par

- la tendance γ (CFC) → α(CC), est plus grande qu'on s'éloigne de Ac_1 ;

- la tendance à la formation corrélative de carbures, est plus difficile que T_i est plus basse (diminution des vitesses de diffusion du carbone et des éléments alliés).

Cette cinétique est plus ou moins complexe et, dans les cas les plus simples (domaine perlitique), peut être décrite par une loi de Avrami (II.4)

Dans cette classe de transformations avec diffusion [A→ F+ C], on a mis en évidence deux types distincts, correspondant à deux mécanismes différents de formation de l'agrégat ferrite + carbure (F + C).

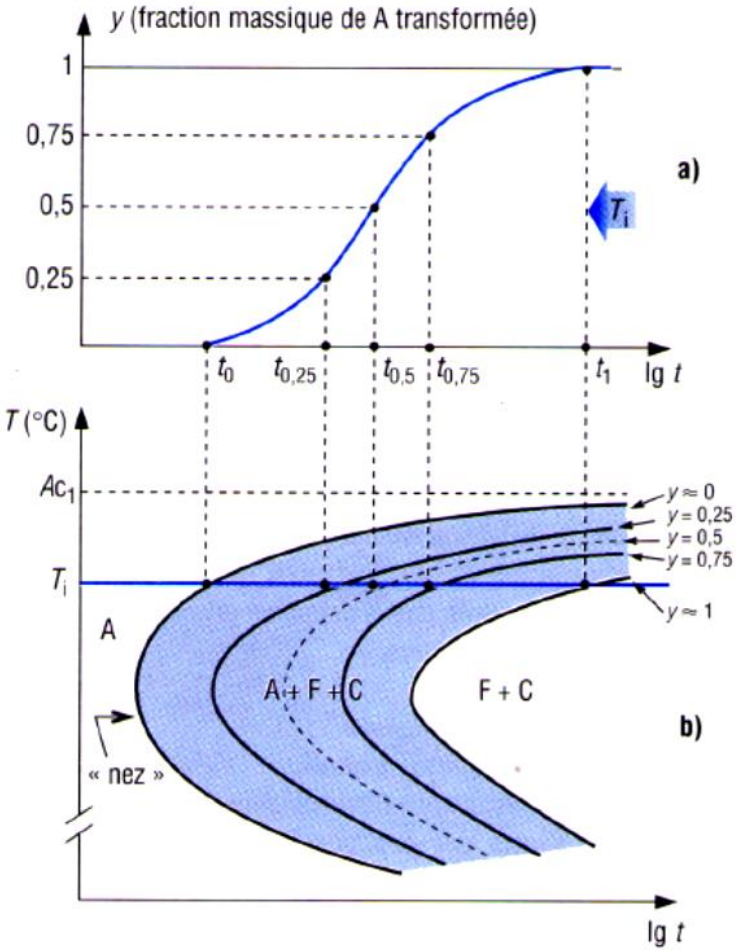


Figure II. 31 : Tracé schématique d'un diagramme TTT (faisceau d'isoausténitiques).

1) Transformation perlitique

Elle intervient pour les températures élevées du domaine des transformations isothermes de l'austénite. L'agrégat (F + C) formé est du type perlitique lamellaire. La phase nucléante est le carbure. La croissance coopérative des lamelles se fait sans relation cristallographique avec la phase mère (A). L'espacement interlamellaire diminue avec la température, conduisant à des microstructures très fines pour des valeurs de T_i situées dans la zone inférieure du domaine perlitique. Il s'ensuit que le constituant formé a une dureté d'autant plus élevée que sa température de formation T_i est plus basse.

La transformation perlitique fait intervenir d'importants phénomènes de diffusion du carbone et des éléments alliés en substitution dans A. Les carbures formés sont soit des cémentites alliées, soit des carbures alliés pour les éléments les plus carburières.

2) Transformations bainitiques

Au fur et à mesure que T_i s'abaisse, la diffusion des éléments alliés en substitution devient plus difficile et la transformation perlitique est progressivement remplacée par une nouvelle transformation, dite bainitique.

Dans la transformation bainitique, la phase nucléante est la ferrite. Elle se forme par cisaillement du réseau de l'austénite par germination selon les plans octaédriques de A.

On distingue deux types principaux de bainite :

- bainite supérieure : dans la zone supérieure du domaine bainitique, la ferrite se forme en « lattes », les plaquettes de carbures de fer précipitant entre ces lattes à peu près parallèlement à elles (Figure II.32(a)). La présence interlattes de la phase carbure fragile confère à la bainite supérieure de mauvaises caractéristiques de résilience ;
- bainite inférieure : dans la zone inférieure du domaine bainitique, la ferrite formée est de plus en plus aciculaire. La température T_i étant relativement basse, la diffusion du carbone devient à son tour difficile. De ce fait, les aiguilles de ferrite sont sursaturées en carbone au moment de leur formation. Les carbures de fer e précipitent à l'intérieur des aiguilles de ferrite sous forme de plaquettes très fines, semi-cohérentes avec la matrice ferritique et formant un angle de 55 à 65° avec l'axe de l'aiguille de ferrite (figure II.32(b)). La présence de ces fins précipités de carbures conduit à un durcissement par précipitation de la matrice ferritique, conférant à la bainite inférieure un excellent compromis entre la limite élastique et la résilience.

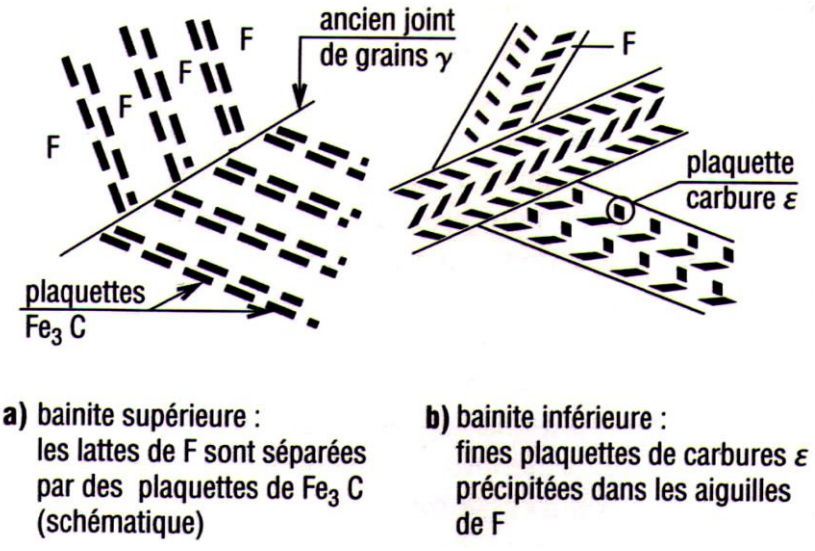


Figure II. 32 : Microstructures bainitiques.

- **Transformations sans diffusion ou martensitique**

Lorsque la température T_i est inférieure à celle du point M_s (*Martensite start*) caractéristique de la nuance et des conditions d'austénitisation, la transformation de l'austénite prend un caractère très différent en donnant naissance à un constituant particulier, la martensite (M).

Caractéristiques de la transformation martensitique **$A \rightarrow M$**

En dessous de M_s, la diffusion du carbone devient très difficile et la transformation martensitique est une transformation sans diffusion. Elle est quasi instantanée et, à chaque température T_i, une fraction déterminée d'austénite se transforme en martensite ; un maintien isotherme ne modifie pas le taux d'avancement de la réaction. Les courbes isoausténitiques sont des parallèles à l'axe des temps (Figure II.33).

Pour un refroidissement très rapide de T_a à $T_i < M_s$, l'évolution de la transformation $A \rightarrow M$ est décrite par la relation empirique proposée par Koistinen et Marburger :

$$y = 1 - \exp[-k\,(M_s - T_i)^n] \quad \text{(II. 5)}$$

où y est la fraction massique de A transformée en M, et k et n sont des coefficients expérimentaux. Pour les aciers hypoeutectoïde non alliés et faiblement alliés, k = 0,011 (valeur statistique moyenne) et n = 1. On peut définir les points M_{50}, M_{90}, M_{95}, etc., pour lesquels les fractions massiques de M formées sont respectivement : 0,5 ; 0,9 ; 0,95.

Ces points correspondent à M_s - 65 °C ; Ms - 210 °C ; M_s - 270 °C selon la relation de Koistinen précédente. Le point M, (*Martensite finish*), température à laquelle la transformation $A \rightarrow M$ est terminée, ne peut pas être strictement déterminé et il est lié à la sensibilité des méthodes de dosage des phases A ou M ; on peut cependant y faire référence par souci de simplification (Figure II.33(a)).

Si la température T_i est telle que $M_s > T_i > M_f$, la transformation martensitique est incomplète. L'austénite non transformée en martensite à T_i est l'austénite résiduelle $A_{rés}$ à cette température. Pour un refroidissement très rapide à partir de T_a jusqu'à $T_i < M_s$, la fraction massique de $A_{rés}$ est d'après Koistinen égale :

$$y_{A_{rés}} = \exp[-0{,}011(M_s - T_i)] \quad \text{(II. 6)}$$

dans ces conditions (Figure II.33(b)).

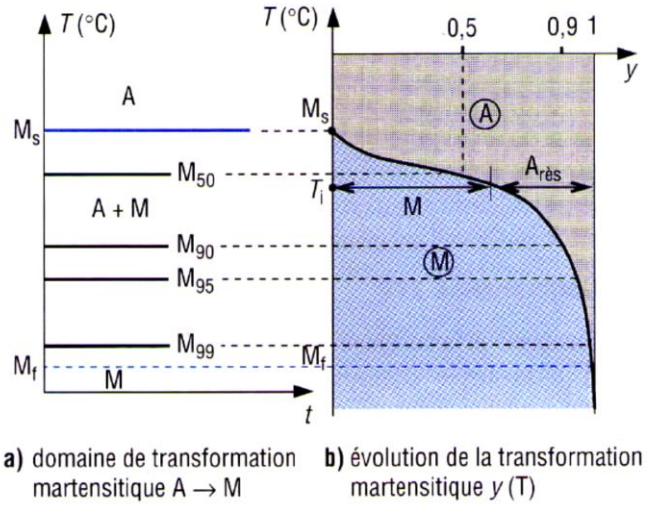


Figure II. 33 : Transformation martensitique.

1) Caractéristiques de la martensite

La martensite est obtenue par cisaillement complexe du réseau de l'austénite, ne mettant donc en jeu que des déplacements des ions inférieurs aux distances interioniques de la structure cristalline. Elle apparaît à l'échelle micrographique sous forme de plaquettes finement maclées ou encore de « lattes » à forte densité de dislocations pour les teneurs en carbone inférieures à 0,6 %. La figure II.34(a) montre la formation schématique d'une plaquette de martensite. Les « germes » de cisaillement sont induits par des concentrations locales de contrainte. La formation d'une plaquette est associée à celle d'un microrelief sur une surface préalablement polie.

La diffusion n'intervenant pas dans la transformation martensitique, la martensite a la même composition que l'austénite initiale, qui peut être différente de celle de l'acier si l'austénitisation est partielle. En particulier, la martensite est sursaturée en carbone par rapport à une ferrite d'équilibre.

La formation de la martensite correspondant au passage d'une structure CFC à une structure voisine d'une CC (Figure II.34(b)), moins compacte, se fait avec augmentation de volume. La martensite est un constituant de dureté élevée pour les aciers ordinairement utilisés en traitements thermiques.

Cette dureté est due à une forte densité de dislocations associée à un cas extrême de durcissement par mise en solution solide d'insertion du carbone. Cette dureté dépend surtout de la teneur en carbone de M ; une martensite à 0,4 % C a une dureté de l'ordre de HRC 60 (≈ 700 HV). A ces duretés élevées sont associées de très faibles résiliences.

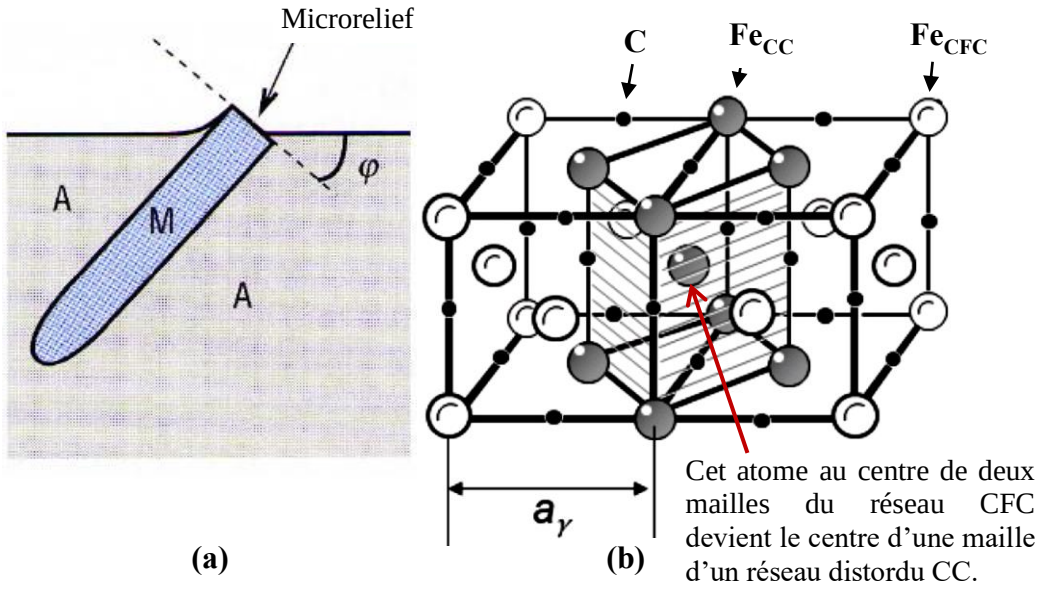


Figure II. 34 : (a) Schéma de formation d'une aiguille de martensite, (b) maille de la martensite.

II.2 Traitements thermiques

II.2.1 Trempe

La trempe est un traitement thermique qui nécessite une montée en température pour une mise en solution suivie d'un refroidissement, en général rapide.

Pour les aciers la mise en solution consiste en une austénitisation à une température dépendant de la composition chimique de l'acier, d'un maintien à cette température suivi d'un refroidissement à une vitesse déterminée.

Si la vitesse de refroidissement est très lente (refroidissement au four), on obtient généralement la structure du diagramme d'équilibre. Par contre si la vitesse de refroidissement est suffisamment rapide, la structure d'équilibre ne peut plus se former et l'on obtient alors des structures appelées structures hors d'équilibre.

L'étude de la cinétique des transformations de l'austénite se fait de deux façons différentes : transformation isotherme, c'est-à-dire à température constante, transformation en refroidissement continu.

II.2.1.1 Diagramme TTT

À partir de l'expression d'Avrami (II.4), on calcule les courbes de **T**ransformation des phases en fonction du **T**emps et de la **T**empérature pour différentes valeurs du taux de conversion (diagrammes **TTT**). En général, on choisit pour effectuer ce calcul deux valeurs du taux de conversion, qui sont encore déterminables expérimentalement et caractérisant le début (1% de conversion) et la fin de la réaction (99% de taux de conversion). Ce calcul est illustré à la figure II.35(a). Cette figure montre le principe du calcul et montre comment on détermine, à la

température T = T_1 comprise dans l'intervalle de transformation, la valeur de t_d et t_f. La courbe II.35(b) établit la relation entre le diagramme TTT et l'isotherme à la température T = T_1. Ces diagrammes TTT permettent d'établir le type de traitement thermique qu'il convient d'appliquer à un matériau pour obtenir un état structural déterminé.

La figure II.35(a) montre que le temps de transformation tend vers l'infini pour une température T = Te. Celle-ci ne peut donc s'amorcer qu'à une température T < Te.

La lecture du diagramme TTT est très simple. Sélectionnons par exemple une température T_1 < T_e et analysons le déroulement de la transformation. Après refroidissement rapide (trempe) du matériau de T > T_e jusqu'à la température T_1 (en trait plein sur la figure II.35(a)), on maintient le matériau à température constante (T_1). La transformation démarre pratiquement au temps t = t_d. La transformation se déroule progressivement à une vitesse (d*y*/dt) de plus en plus rapide car la vitesse de transformation est proportionnelle au volume transformé (~r^3). Elle s'arrête lorsque le volume transformé est égale à 99% (t = t_f). La courbe en tiret dans le diagramme II.35(a) représente donc la fin de la transformation isotherme en fonction de la température de transformation.

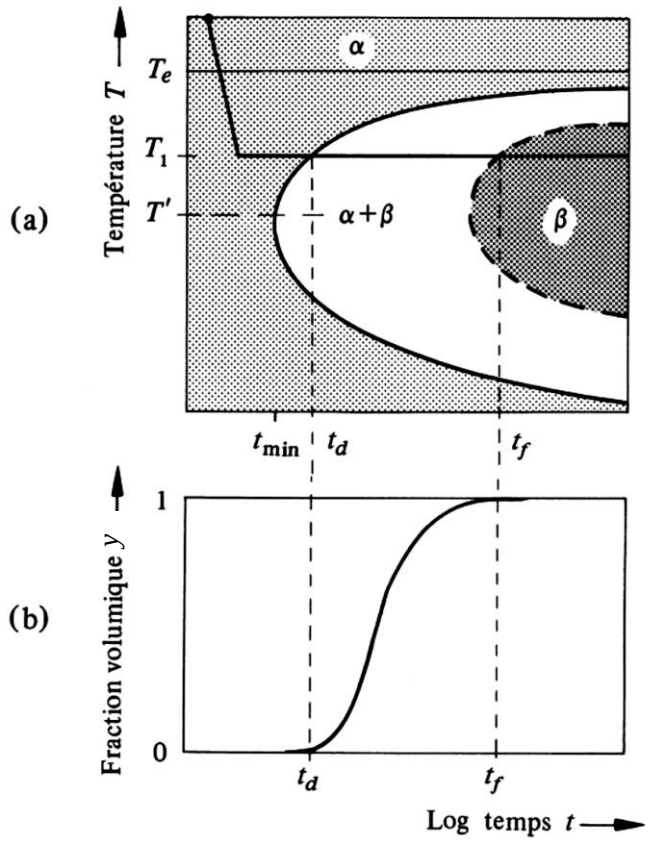


Figure II. 35 : Allure schématique du diagramme TTT d'une transformation de phases.

Un exemple typique de transformation solide-solide représenté par les diagrammes TTT est la transformation eutectoïde des aciers contenant 0,8% C (figure II.36). A partir du Fe–γ (austénite), il se forme du Fe–α (ferrite) et des carbures de fer Fe_3C (cémentite) sous forme de

microstructures eutectoïde lamellaires (perlite) (courbe de refroidissement (1)). A des températures plus basses (courbe de refroidissement (2)), les microstructures qui se développent deviennent plus fines, ce qui a pour effet d'augmenter de manière considérable la dureté et la limite élastique de l'acier. L'austénite trempée dans les conditions de refroidissement (3) ne conserve pas une structure cristalline identique à basse température et elle se transforme en une autre phase métastable : la ***martensite***.

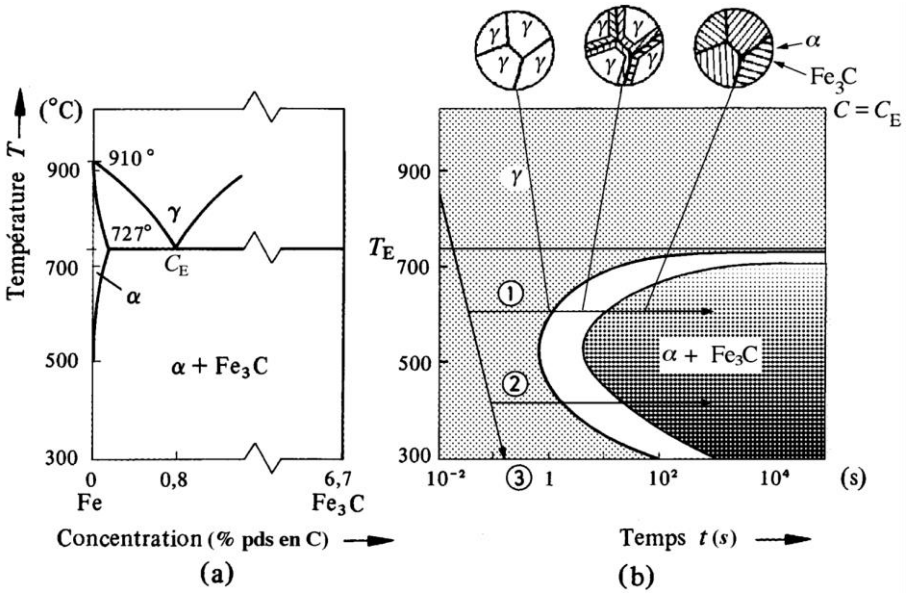


Figure II. 36 : (a) Diagramme d'équilibre de la transformation eutectoïde de l'austénite (Feγ) en ferrite (Feα) et cémentite (Fe_3C) et (b) diagramme TTT d'un acier de composition eutectoïde (C_E = 0,8% C). Il se forme en perlite lamellaire épaisse (1) ou fine (2), ou de la Martensite (3).

<u>Exemple</u> : nuance 41Cr4

Il s'agit d'un acier hypoeutectoïde faiblement allié au chrome. La composition chimique des échantillons étudiés est toujours indiquée ainsi que les conditions d'austénitisation, ici T_a = 850 °C, t = 30 min. La grosseur du grain austénitique obtenu correspond à l'indice G = 9 (environ 3.10 grains.mm^{-3}). Le diagramme (Figure II.37) montre les domaines perlitique et bainitique partiellement séparés. Les deux « nez» sont nettement visibles respectivement à environ 625 et 425. Ces températures correspondent à la valeur minimale des temps d'incubation des transformations perlitique et bainitique, respectivement 50 et 7 secondes environ. Les deux domaines perlitique et bainitique sont précédés, jusque vers 475 °C, par un domaine de formation de ferrite properlitique ou probainitique : cette zone correspond à l'intervalle A_{r3} – A_{r1}, caractéristique des aciers hypoeutectoïde, mais la formation de ferrite a lieu ici par voie isotherme. Le point Ms limite supérieure du domaine martensitique, est à 310 °C environ. Le domaine bainitique n'a pas été étudié en dessous du point M_s bien qu'il s'y prolonge normalement.

Température 600 °C

Le temps d'incubation est t_0 = 15 s pour la formation de ferrite properlitique. La transformation perlitique débute au bout de 50 s. La transformation de l'austénite est terminée après environ 15 min. L'acier est alors constitué de ferrite (F) et de perlite (F + C = P), la dureté obtenue étant 30 HRC.

Nota : sur les diagrammes de la figure II.37, la courbe en tirets est l'isoausténitique à 50% (y = 0,5). Ainsi, à 600 °C, 50 % de A sont transformés après 200 s.

Température 500 °C (Bs ≈ 550 °C)

Le temps d'incubation est t_0 = 10 s pour la formation de ferrite probainitique. La formation de bainite débute après 15 s et la perlite au bout de 300s environ. 50 % de A sont transformés après 2500 s. La fin de transformation n'est pas indiquée sur le diagramme (> 10^5 s).

Température 350 C

Le temps d'incubation est t_0 = 10 s. II n'y a plus de F libre. La transformation est purement bainitique. Elle est terminée à t ≈ 3.10^4 s.

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0,44	0,80	0,31	0,013	0,03	0,46	0,96	0,05	0,18

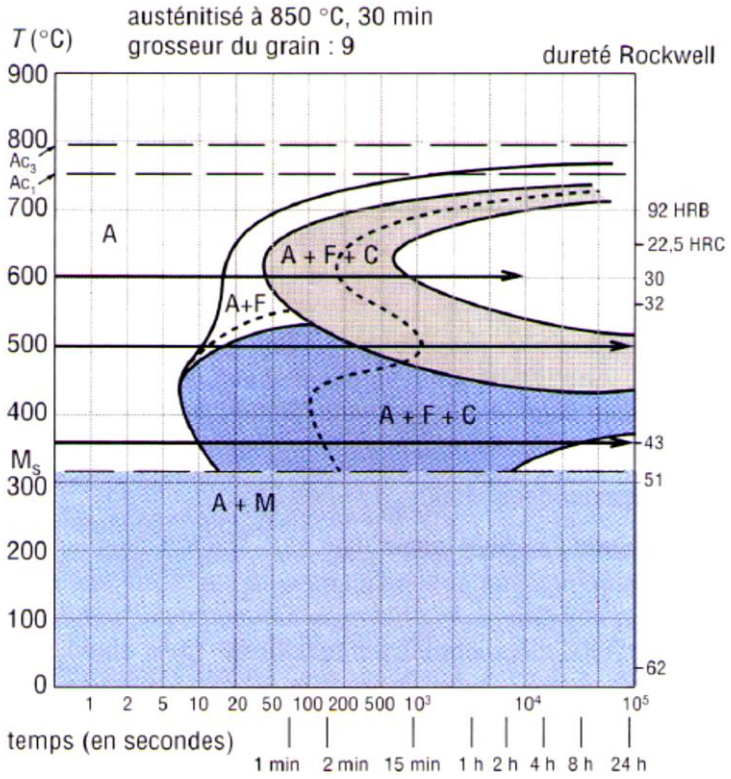


Figure II. 37 : Diagramme de TTT isotherme de l'acier 41Cr4 (42C4).

II.2.1.2 Diagramme TRC

La plupart des traitements thermiques industriels s'effectuent à vitesse de refroidissement continu, leur étude nécessite l'emploi des courbes TRC. Pour un acier de composition chimique et de grosseur de grain donné, porté à une température d'austénitisation déterminée, pendant un temps connu, le diagramme TRC, tracé selon les mêmes axes de coordonnées que le diagramme TTT, nous renseigne, pour les diverses allures de refroidissement, sur la nature des constituants formés, leurs proportions et la dureté finale de la pièce.

Le diagramme (Figure II. 38) indique les domaines de températures dans lesquels se produisent des transformations structurales, domaines qui se situent en dessous de Ac_3 ou Acm selon la teneur en carbone. On distingue :

- un domaine « Austénitique » instable qui s'est formé à haute température, au-dessus de Ac_3 ou A_{cm},
- pour les aciers hypoeutectoïde, un domaine A +F (Austénite + Ferrite) dans lequel l'austénite se transforme partiellement en ferrite proeutectoïde pendant que le reste de l'austénite s'enrichit en carbone,
- un domaine A +F+ C (Austénite + Ferrite+ Carbures) ou A +P (Austénite + Perlite) au-dessus de 500 °C dans lequel l'austénite s'enrichit en carbone au cours de la traversée du domaine précédent et se transforme en perlite,
- un domaine A + F + C (Austénite + Ferrite + Carbures) ou A + B (Austénite + Bainite) au-dessous de 500 °C environ dans lequel l'austénite se transforme en bainite. La bainite est un mélange de petits grains de ferrite et de petits grains de cémentite. On distingue généralement
  - ☞ la bainite supérieure, formée à relativement haute température (400 à 500 °C), agrégat assez grossier de ferrite et de cémentite en bâtonnets ou plaquettes.
  - ☞ la bainite inférieure, formée à relativement basse température (300 à 400 °C), agrégat de ferrite et de cémentite très finement précipitée.

Remarque

Ces bainites bien qu'elles aient la même constitution élémentaire que la structure d'équilibre, ont des caractéristiques très sensiblement supérieures à celles de la structure ferrito-perlitique.

- Un domaine A + M (Austénite + Martensite) au-dessous de Ms dans lequel l'austénite se transforme progressivement en martensite, d'autant plus dure que la teneur en carbone est plus élevée. En présence de plus de 0.8% de carbone, ce durcissement provoque une fragilisation qui croit avec la teneur en carbone. Pour retrouver une certaine ductilité, il faudra précipiter le carbone, c'est le rôle du **revenu**.

Les nombres portés sur le diagramme TRC indiquent la proportion d'austénite transformée au cours de la traversée du domaine.

La formation de martensite ne se fait qu'en dessous de M_s, selon la loi de Koïstinen et Malburger. La proportion de martensite formée (M%) à une température (θ) à l'instant considéré est :

$$M\% = 100\left(1 - e^{-0{,}011(Ms-\theta)}\right)$$

Pour les aciers ayant une teneur en carbone inférieure à 0,5 % la transformation martensitique de l'austénite n'est pas terminée à la température ambiante. Dans ce cas, soit on termine le traitement par le froid, soit ces aciers contiennent de l'austénite résiduelle. Cette austénite résiduelle est source de problème car instable et risque de se transformer sous l'effet d'un chauffage même léger (CFC en CC).

Les diagrammes TRC indiquent également la dureté de l'alliage en fin de chaque loi de refroidissement, ce qui permet de préciser la relation entre état structural et caractéristiques mécaniques via la dureté.

Exemple : *nuance 41Cr4* (Figure II.38)

Les transformations anisothermes de A sont du même type qu'en conditions isothermes. On retrouve sur les diagrammes TRC : les domaines de ferritique (gris clair), perlitique (gris foncé), bainitique (bleu clair), martensitique (bleu foncé), précédés par le domaine de l'austénite hors d'équilibre en dessous d'Ac_1. L'évolution de A se lit le long des courbes de refroidissement reportées sur le diagramme (Figure II.38).

La courbe 1 correspond à peu près à l'évolution T(t) au centre d'un rond Ø10 refroidi à l'eau. La courbe 12 correspond à peu près à l'évolution T(t) à la surface d'un rond de Ø900 refroidi à l'air. Le faisceau 1 à 12 représente donc un éventail étendu de conditions de refroidissement.

Courbe 8 : après un temps d'incubation de 200 s, la transformation de A débute à 675 °C par la formation de 15 % (y_F = 0,15) de ferrite properlitique, puis de 20 % de perlite (y_P = 0,20). Entre 580 °C, fin du domaine perlitique, et 485 °C, aucune transformation. A cette dernière température, on pénètre dans le domaine bainitique qui s'achève à 360 °C après formation de 40% de bainite y_B =0,40). Après un nouveau domaine de stabilité (360 -285 °C), l'austénite non transformée (25 %) va donner, entre 285 °C (Ms) et la température ambiante, 25 % de martensite (y_M = 0,25). On néglige pour cette nuance la présence éventuelle de $A_{rés}$.

L'acier aura à la température ambiante la constitution suivante :

y_F = 0,15 ; y_P = 0,20 ; y_B =0,40 ; y_M = 0,25 ; et sa dureté sera 36 HRC.

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0,44	0,80	0,31	0,013	0,03	0,46	0,96	0,05	0,18

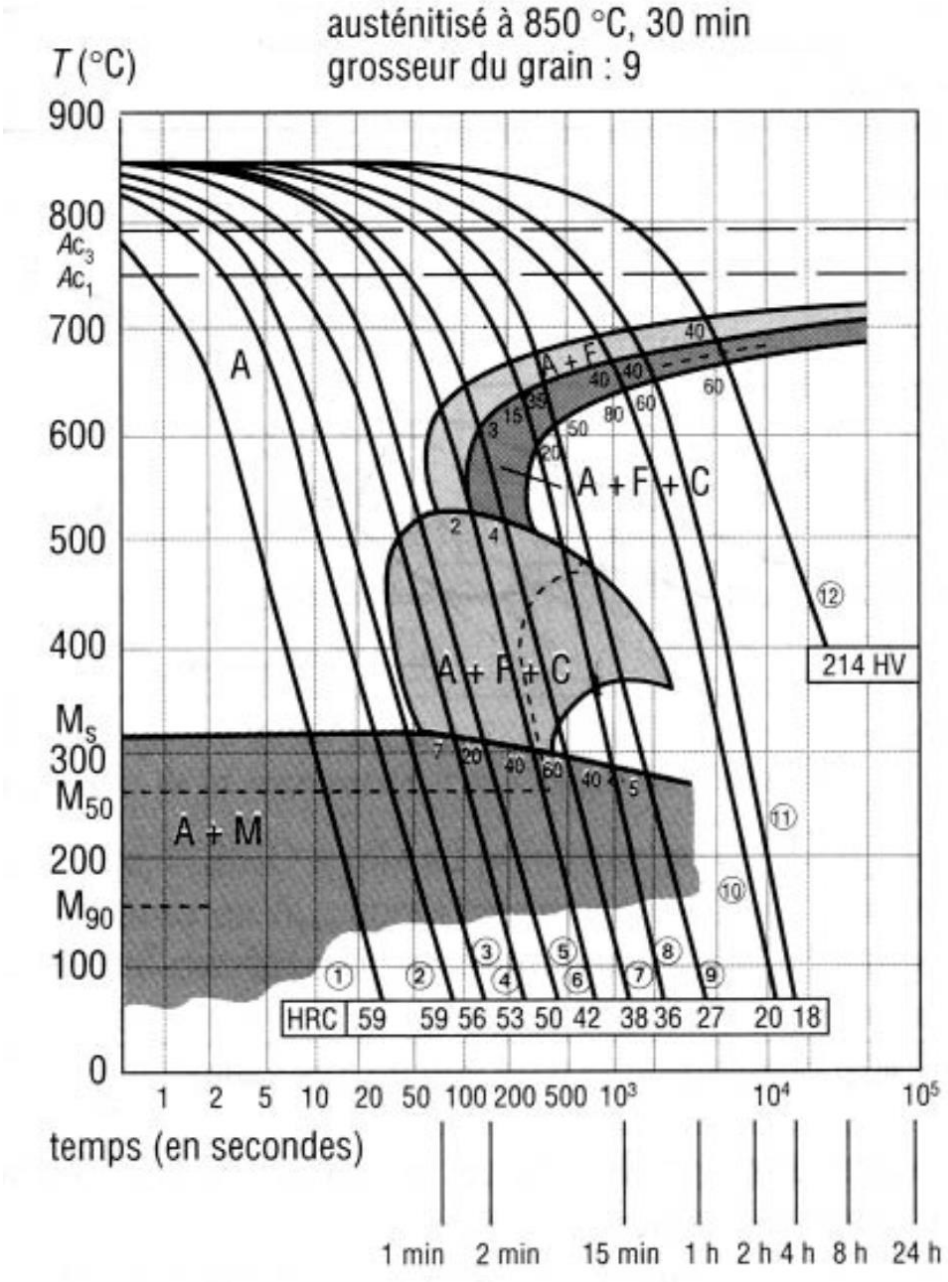


Figure II. 38 : Diagramme TRC de l'acier 41Cr4 (42C4).

Le tableau II.3 résume les constitutions obtenues après le refroidissement jusqu'à la température ambiante selon les courbes de refroidissement de 1 à 12, en supposant $y_{Arés} = 0$.

Courbes	y_F	y_P	Y_B	y_M	HRC
1	0	0	0	1	59
2	0	0	0	1	59
3	0	0	0	1	56
4	0	0	0,07	0,93	53

5	0	0	0,20	0,80	50
6	0,02	0	0,40	0,58	42
7	0,03	0,04	0,60	0,33	38
8	0,15	0,20	0,40	0,25	36
9	0,35	0,50	0,05	0,10	27
10	0,40	0,60	0	0	20
11	0,40	0,60	0	0	18
12	0,40	0,60	0	0	214 HV

Tableau II. 3 : Constitution de l'acier 41Cr4 en fonction de la loi de refroidissement.

II.2.2 Revenu

Le revenu est un traitement thermique pratique, généralement après trempe, et qui a pour but de corriger les défauts causés par la trempe d'un acier (contraintes internes et fragilités). Le chauffage de l'acier trempé est effectué à une température inférieure à A_{C1} (selon la résistance exigée), suivi d'un maintien à cette température et au refroidissement jusqu'à la température ambiante (Figure II. 39).

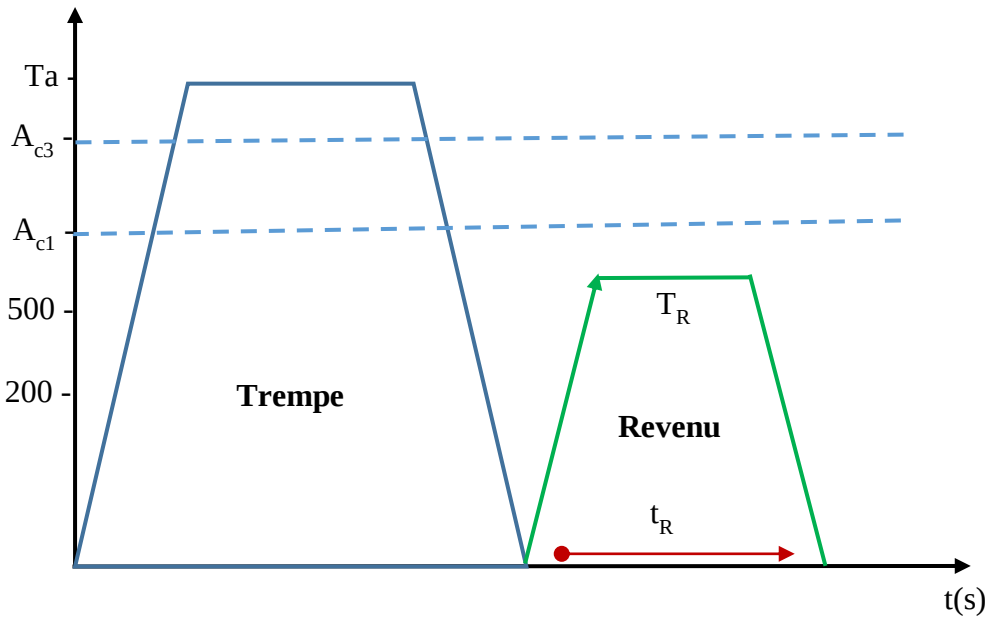


Figure II. 39 : Cycle combiné de traitement thermique de Trempe + Revenu.

Le revenu est destiné à provoquer un retour plus ou moins marqué vers l'état stable à froid, donc d'obtenir les propriétés mécaniques requises, c'est à dire la martensite se transforme en de nouveaux constituants (sorbite, bainite).

Donc le revenu permet de supprimer les contraintes internes provoquées par la trempe, de diminuer la fragilité des pièces trempées tout en conservant une dureté suffisante. Cette suppression de contraintes et d'autant plus complète que la température du revenu est plus élevée, c'est à dire, l'affaiblissement des contraintes est le plus intense lorsque le maintien atteint 15 à 30 min à 550°C.

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

Pour éviter un gauchissement après revenu, surtout pour les pièces de formes complexes, il faut refroidir lentement. Les aciers alliés sont refroidis rapidement. Les propriétés d'un acier obtenu par revenu dépendent surtout de la température. Deux catégories de revenus sont schématisées.

II.2.2.1 Revenu à basse température

Le revenu à basse température s'effectue avec un chauffage vers 200°C et permet de diminuer les contraintes internes. Il transforme la martensite de trempe en martensite de revenu. Ce revenu augmente la résistance et améliore la ductilité sans altérer sensiblement la dureté, d'où une bonne tenue à l'usure. Il s'applique aux outils de coupe et aux instruments de mesure en aciers au carbone faiblement alliés.

II.2.2.2 Revenu à haute température

Le revenu à haute température se fait entre 500 et 680°C, il donne à l'acier la structure sorbite de revenu. Ce type de revenu crée un meilleur rapport entre la résistance et la ductilité de l'acier. La trempe suivie de revenu à haute température (ce traitement double est appelé amélioration) améliore, par rapport à l'état normalisé, ou recuit, les limites de rupture et d'élasticité, la striction et surtout la résilience appliquée surtout aux aciers de construction à moyen carbone (0,3 à 0,5).

II.2.3 Recuit

Les recuits en général amèneront les alliages en équilibre physico-chimique et mécanique. Ils tendent à réaliser l'équilibre structural en faisant disparaître les états hors d'équilibre résultants des traitements thermiques et mécaniques antérieurs.

Le recuit correspond aux valeurs maximales des caractéristiques de ductilité (résilience et allongement) et aux valeurs minimales des caractéristiques de résistance (dureté, limite élastique, charge à la rupture). Le recuit a pour but de :

- Diminuer la dureté d'un acier trempé,
- Obtenir le maximum d'adoucissement pour faciliter l'usinage ou les traitements mécaniques,
- Régénérer un métal écroui ou surchauffé,
- Homogénéiser les textures hétérogènes,
- Réduire les contraintes internes

Le cycle thermique d'un recuit comprend :

a) Un chauffage jusqu'à une température dite de recuit qui dépend du type de recuit à réaliser.

b) Un maintien isotherme à la température de recuit ou des oscillations autour de cette température.

c) Un refroidissement très lent généralement à l'air calme. La vitesse de refroidissement doit être inférieure à la vitesse critique de recuit.

La figure II.40 présente un schéma du traitement thermique recuit avec : T_r : température de recuit ; t_c : temps de chauffage ; t_m : temps de maintien ; t_r : temps de refroidissement.

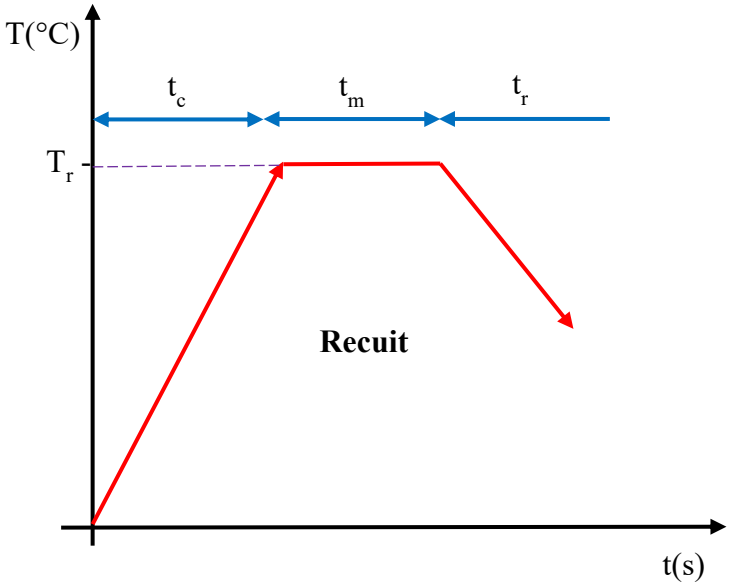


Figure II. 40 : Traitement de Recuit.

Les différents types de recuits :

- **Recuit où la température maximale atteinte est supérieure à A_{c3} :**

- Recuit complet
- Le recuit d'adoucissement
- Le recuit d'homogénéisation (ou de diffusion)
- Le recuit de régénération (ou affinage structural)

- **Recuit où la température maximale atteinte est inférieure à A_{c3} :**

- Le recuit de coalescence
- Le recuit de recristallisation

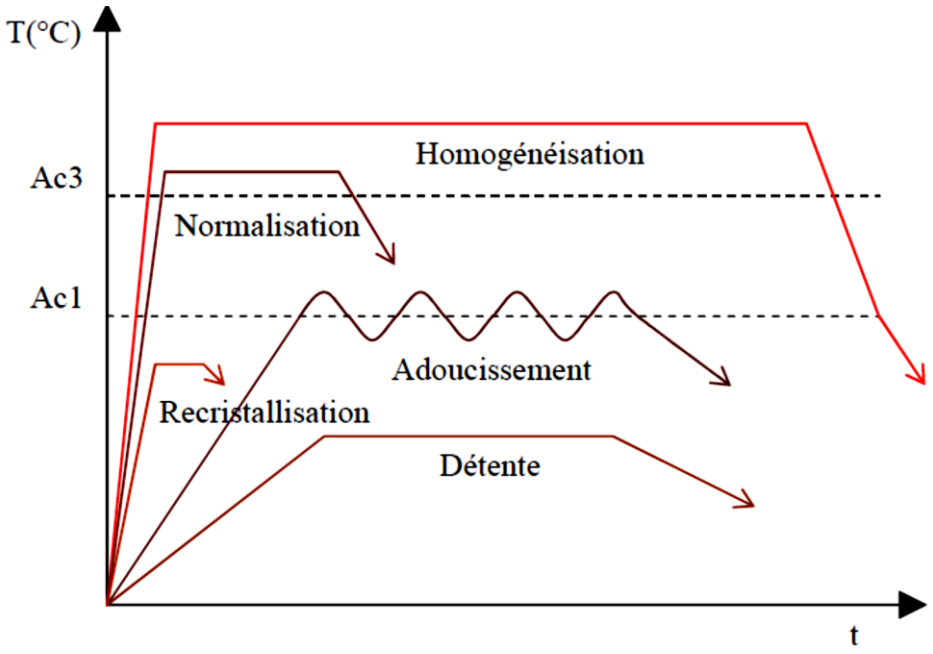


Figure II. 41 : Cycles schématiques de quelques traitements de recuit.

II.2.4 Durcissement structural des alliages d'aluminium

Le durcissement structural est basé sur la production de précipités bloquant la progression des dislocations dans la structure du matériau. Le phénomène est observable dans un diagramme d'équilibre lorsque la courbe de limite de solubilité (ou de saturation) d'une phase croît avec la température et que le matériau est susceptible de former des précipités.

Le diagramme de phase Al-Cu de la figure II.42 nous apprend qu'entre 500 et 580°C, l'alliage Al-4%Cu est monophasé : le cuivre fait dans l'aluminium une solution solide désordonnée de substitution. En dessous de 500°C 1'alliage devient biphasé α + Al_2Cu. Au fur et à mesure que la température diminue, la proportion d'Al_2Cu augmente et à la température ambiante, les proportions d'équilibre sont 93 % en masse α et 7 % en masse Al_2Cu.

Quand on refroidit *lentement*, la force motrice de précipitation est faible et le taux de germination est faible aussi. Pour assurer la proportion d'équilibre en Al_2Cu, les germes doivent croître en de gros précipités très distants les uns des autres. Les dislocations n'ont pas de mal à ***contourner*** ces précipités et 1'alliage ainsi obtenu est plutôt mou. Si au contraire on refroidit l'alliage *rapidement*, la structure obtenue est beaucoup plus fine. Comme la force motrice est élevée, le nombre de germes l'est aussi. Les précipités, quoique petits, sont très rapprochés. Les dislocations mobiles ont du mal à les franchir et l'alliage est ainsi plus dur.

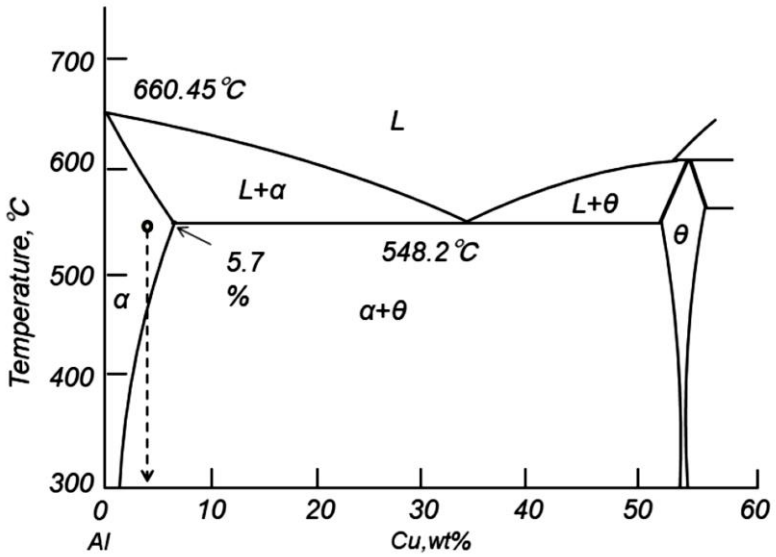


Figure II. 42 : Le coté riche en aluminium du diagramme Al-Cu.

Il y a bien sûr des limites au durcissement structural que 1'on peut obtenir par refroidissement. Si on refroidit trop rapidement, on risque de manquer le nez de la courbe TTT et on n'aurait pas de précipitation du tout ! Mais il est possible d'augmenter considérablement la dureté de l'alliage en lui faisant subir un vieillissement.

Pour faire ce traitement sur notre alliage Al-4 m% Cu, nous procédons comme suit :

a) Mise en solution à 550°C : ainsi le cuivre est totalement dissous.
b) Refroidissement rapide à température par trempe à l'eau ou à l'huile". Ainsi on évite le nez de la courbe TTT et on obtient à température une solution solide fortement sursaturée (figure II.43).
c) Maintien pendant 100 h à 150°C (vieillissement). Comme l'indique la figure II. 42, la solution sursaturée se transforme en un mélange $\alpha + Al_2Cu$, mais la force motrice est telle que la structure est très fine et l'alliage très dur.

L'allure de l'évolution des caractéristiques mécaniques (limite d'élasticité) est donnée dans la figure II.44. Le mécanisme de précipitation est le suivant :

1) La formation des amas de Guinier-Preston. Amas planaires, d'atomes de même nature, d'environ 5 à 10 nm avec une densité de l'ordre de 101 à $10^{18}/cm^3$,
2) Formation des précipités intermédiaires cohérents αθ", Amas de plaquettes d'environ 10 à 50 nm avec une densité de l'ordre de 10^{16} à $10^{17}/cm^3$?
3) Formation des précipités intermédiaires θ'. Plaquette d'une longueur d'environ 0,5 μm ?
4) Formation des précipités θ de la phase d'équilibre : lamelle de l'ordre de 10 à 50 μm.

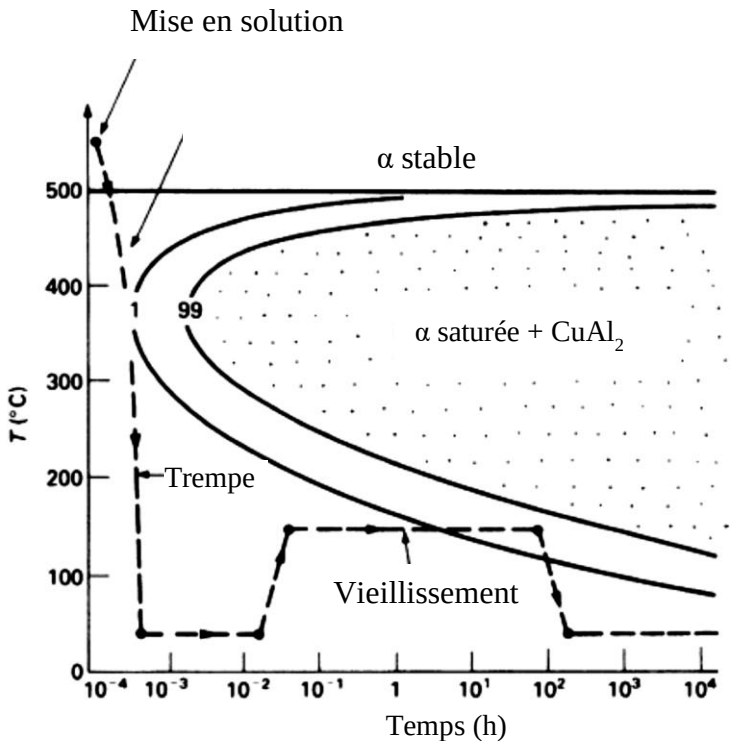


Figure II. 43 : Diagramme TTT pour la précipitation de Al_2Cu à partir d'une solution solide Al-4Cu.

La perte de dureté, liée à l'apparition des phases précipitées de mieux en mieux constituées, résulte des modifications de l'interaction dislocation-précipité. Une interface incohérente matrice-précipité se comporte comme un puits pour les dislocations ; au cours de leur glissement, ces défauts disparaissent dans l'interface alors que sur une interface cohérente la continuité du plan cristallin au travers de l'interface permet en principe à la dislocation de continuer à glisser, mais au prix d'une augmentation de la contrainte rendue nécessaire par la valeur élevée du module de Coulomb du précipité.

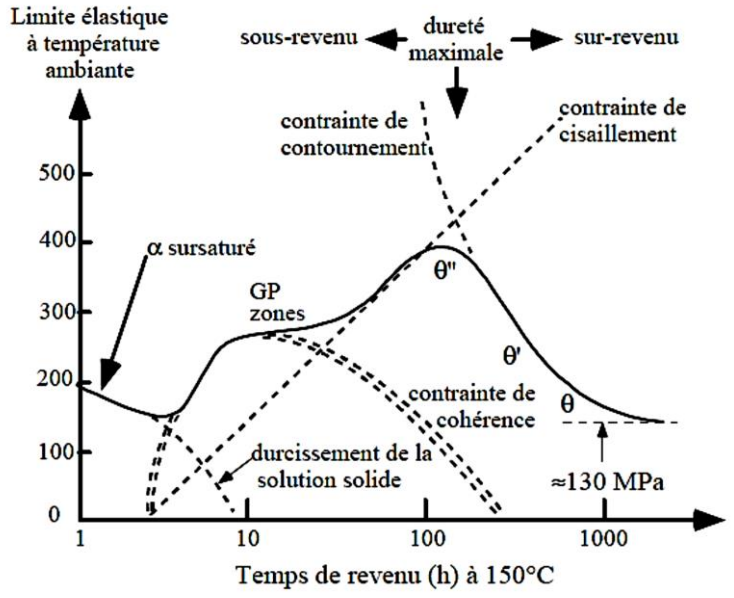


Figure II. 44 : Limite élastique de l'alliage Al-Cu4% trempé en fonction du temps de revenu à 150°C.

En fait, lorsqu'une dislocation en mouvement rencontre un précipité cohérent, elle s'arrête sur cet obstacle ; la contrainte doit alors atteindre une valeur provoquant (Figure II.45) :

- soit le cisaillement du précipité,
- soit son contournement (mécanisme d'OROWAN).

Chacun de ces mécanismes nécessite une augmentation de la contrainte d'écoulement plastique qui provoque l'augmentation de la dureté ou de la limite élastique.

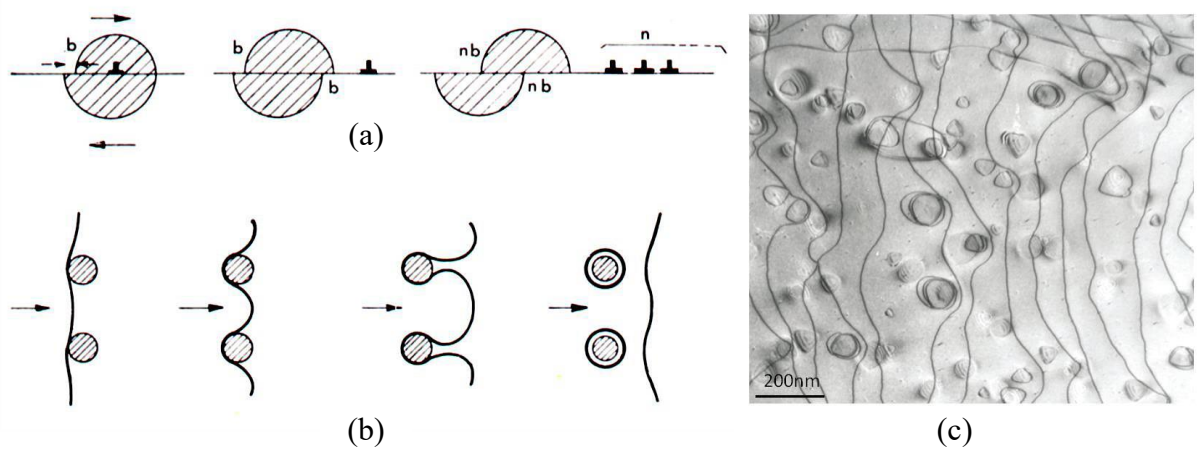


Figure II. 45 : (a) cisaillement d'un précipité cohérent par les dislocations, (b) contournement des précipités par mécanisme d'OROWAN et (c) micrographie MET de mécanisme d'OROWAN.

II.3 Traitements thermochimiques

II.3.1 Introduction

Les traitements superficiels sont utilisés pour durcir la surface d'un matériau tout en gardant une structure ductile à cœur. Ces traitements peuvent se classer en trois grands domaines :

- traitement thermochimique (cémentation et nitruration). La modification de la composition chimique (diffusion) dans la couche superficielle suivie au non d'un traitement thermique va modifier les propriétés mécaniques de la surface principalement en la mettant en état de compression. La profondeur de pénétration est fonction de la température et du temps (loi de la Diffusion).
- traitement de durcissement par trempe superficielle. Un chauffage superficiel (chauffage par induction...) suivi d'un refroidissement rapide,
- traitement mécanique superficiels (grenaillage) : une déformation plastique (écrouissage) va provoquer le durcissement.

Les traitements thermochimiques s'effectuent avec changement de la composition chimique d'une certaine épaisseur de la couche superficielle. Outre cela le changement de la composition chimique de la couche superficielle qui s'effectue à l'état solide n'est possible que par diffusion.

II.3.2 Diffusion dans les solides

La diffusion dans un solide est un déplacement d'atomes d'une position (souvent d'équilibre) à une position « d'équilibre » par une succession de sauts provoqués par l'agitation thermique. Cette diffusion peut se réaliser dès la température « ambiante ».

La diffusion joue un rôle incontournable dans de nombreux processus métallurgiques.

On citera à titre d'exemples :

- traitements thermiques (recuit, recristallisation),
- alliages et diagrammes d'équilibres,
- corrosion et oxydation,
- brasage,
- frittage,
- traitements de surfaces (cémentation, nitruration...).

Lorsque les atomes de l'espèce diffusante sont de même nature que ceux du milieu de diffusion on parle d'autodiffusion (Cu dans Cu), sinon d'hétéro diffusion (Ni dans Cu).

II.3.3 Les mécanismes de diffusion

Les principaux mécanismes de déplacement des atomes sont regroupés sur la Figure II.46. Hormis les deux premiers mécanismes qui font appel à des échanges, les autres mécanismes utilisent des défauts ponctuels : lacunes ou interstitiels.

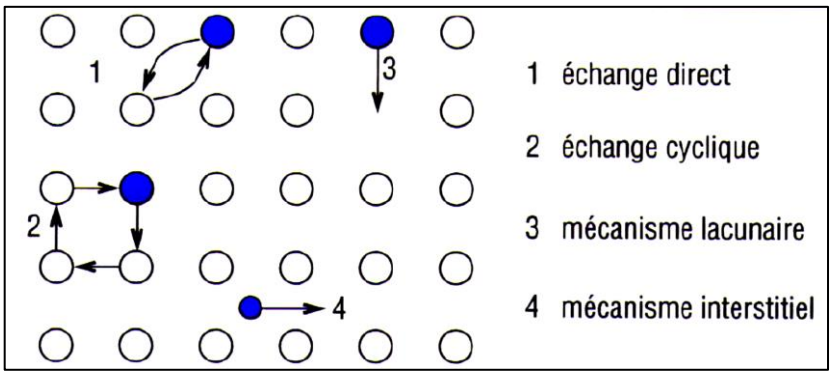


Figure II. 46 : Mécanisme de diffusion à l'échelle atomique.

a) Mécanisme par échanges directs et cycliques

L'échange direct (Cas 1) est peu probable. Un mouvement coordonné de plusieurs atomes (Cas 2) est possible par permutation de plusieurs atomes.

b) Mécanisme lacunaire

Dans ce cas (Cas 3) l'atome se déplace dans une lacune voisine. C'est le mécanisme de dépècement des atomes dans les métaux (atomes dont le rayon atomique est élevé).

Le nombre de lacunes reste constant. Dans ce processus on obtient une solution solide de substitution. Exemple : alliage cuivre/nickel.

c) Mécanisme interstitiel

L'atome en insertion (Cas 4) se déplace en passant de sites interstitiels à d'autres sites interstitiels. C'est par ce mécanisme que diffusent les atomes de petites dimensions (H, B, C, N et O). Dans le cas 5, nommé mécanisme interstitiel indirect l'atome passe par un site de substitution puis par un site d'interstitiel. Dans ce processus on parle de solution solide d'insertion. Exemple : diffusion des atomes de carbone dans le réseau du fer α ou γ pour l'acier. La mobilité des atomes d'insertion peut être prépondérante à des températures plus faibles, en particulier vers les zones perturbées que sont les joints de grain. On parle alors de diffusion intergranullaire.

d) Mouvement des atomes

Dans les solides cristallins, les directions et les longueurs des sauts sont définis (vecteur de saut) par la structure cristallographique. La trajectoire d'un atome est une suite de sauts aléatoires : ce mouvement est qualifié marche au hasard.

II.3.4 Lois de FICK

La mobilité des atomes peut être assimilée aux processus de la conductivité thermique ou électrique. Dans le cas de la diffusion, la mobilité des atomes est régie par la loi de Fick.

Lorsqu'il existe, dans une phase, un gradient de concentration, la mobilité des atomes ou des molécules entraîne un flux de matière dans la direction du gradient, ce qui tend à diminuer l'enthalpie libre du système et à égaliser les concentrations. Il existe une relation simple entre le nombre J d'atomes ou de molécules traversant par unité de temps (flux) une section unitaire perpendiculaire à l'axe des *x*, et le gradient de concentration (d*c*/d*x*) selon l'axe *x*. C'est la ***première loi de Fick*** qui s'exprime par

$$J = -D\frac{\mathrm{d}c}{\mathrm{d}x} \quad \text{(II. 7)}.$$

Avec : *J* : le ***flux*** d'atomes en [$m^2.s^{-1}$] et est proportionnel au gradient de concentration d*c*/d*x* [m^{-4}]. A noter que la concentration se mesure en atomes ou en molécules par m^3 [m^{-3}]. Le facteur de proportionnalité est le ***coefficient de diffusion*** *D* [m^2s^{-1}]. Le signe négatif a été introduit pour tenir compte que le flux et le gradient de concentration sont de sens oppose (le flux se fait généralement vers la concentration la plus faible). Le coefficient de diffusion est *une mesure de la mobilité des atomes*, il est directement proportionnel à la fréquence de saut ν(*T*), et on peut écrire par analogie avec l'équation (II.8) par une relation de type Arrhenius :

$$\mathrm{D} = \mathrm{D_0}\exp\left(-\frac{\mathrm{Q}}{\mathrm{RT}}\right) \quad \text{(II. 8)}$$

D_0 est une constante indépendante de la température et de la concentration, mais fonction du système cristallin, des liaisons et de l'ensemble de la structure atomique.

Avec : D_0 : Constante appelée aussi facteur de fréquence en $m^2.s^{-1}$

Q : Enthalpie libre ou énergie apparente d'activation en $J.mol^{-1}$

R : Constante des gaz parfaits 8,31 $J.mol^{-1}.Kelvin^{-1}$

T : Température absolue en Kelvin (K) (Température en degré Celsius + 273)

Les valeurs de D_0, et Q sont données dans des tableaux.

II.3.5 Cémentation

Ce traitement a pour objectif d'enrichir en carbone la surface d'un acier porté dans le domaine austénitique (900-1000 °C), puis de réaliser (immédiatement ou ultérieurement) un traitement thermique de trempe, suivi d'un revenu. Les buts de la cémentation sont :

- améliorer la trempabilité de l'acier en surface (courbes TRC),
- obtenir, après trempe, une structure martensitique en surface. La dureté de la martensite étant directement liée à la concentration en carbone,
- créer des contraintes superficielles de compression induite par la transformation martensitique,
- conserver à cœur, une ductilité, une ténacité et une résilience suffisamment faible.

La cémentation se pratique sur des aciers dont la teneur en carbone ne dépasse généralement pas 0,25 %.

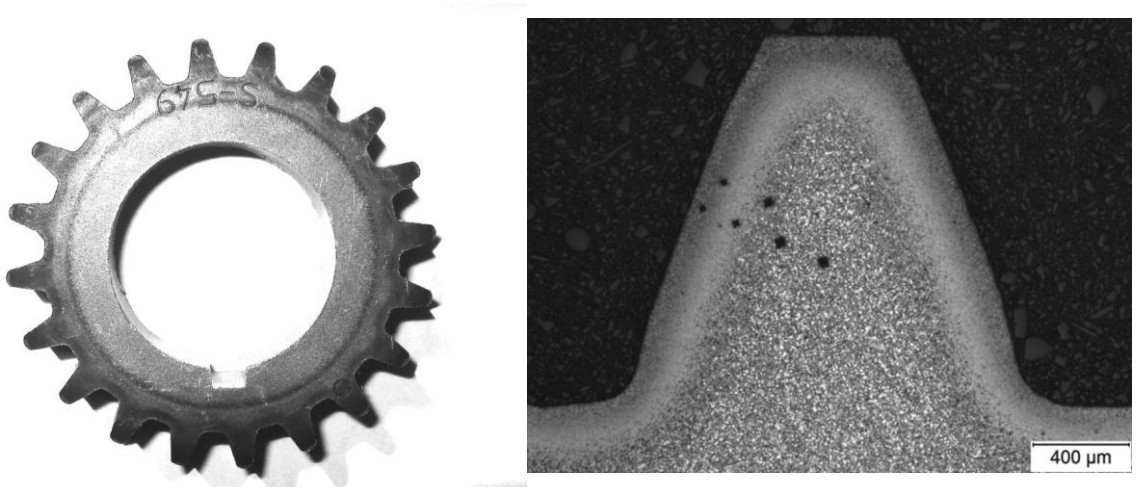
II.3.5.1 Les techniques de cémentation

La carburation de la surface (enrichissement en C) peut être réalisée avec un carburant liquide ou gazeux :

1. **La cémentation liquide consiste à immerger la pièce dans un bain de sels fondus** à base de chlorures alcalins (NaCl, KCI) additionnés d'une quantité de cyanures de sodium à une température comprise entre 875 et 930 °C. Ce procédé est assez peu employé compte tenu des contraintes de traitement des déchets. Toutefois des procédés sans cyanure existent.
2. **La cémentation gazeuse est la plus utilisée**. La pièce est placée dans un four avec une atmosphère : de monoxyde de carbone ($2CO \leftrightarrow CO2 + C$), de méthane ($CH_4 \leftrightarrow 2H_2 + C$) de propane ($C_3H_8 \leftrightarrow C_2H_4 + CH_4$, $C_2H_4 \leftrightarrow C + CH_4$ et $CH_4 \leftrightarrow 2H_2 + C$). Le gaz se compose au contact du fer et libère son carbone. L'opération s'effectue aux environs de 950 °C. La vitesse de pénétration est de l'ordre de 0,4 mm/h.
3. La cémentation ionique consiste à placer la pièce en position de cathode dans une enceinte sous vide dans laquelle un hydrocarbure est introduit. Avec le champ électrique (de 0 à 1000 V entre l'anode et la cathode) l'hydrocarbure se dissocie ($C_nH_{2n} \leftrightarrow nC + 2nH_2$). Le transfert du carbone dans l'acier est rapide.

Exemple de cémentation gazeuse

Dans la première partie du processus de cémentation au gaz, les pièces en acier sont placées dans un four en contact avec des gaz contenant du méthane ou d'autres gaz d'hydrocarbures à environ 927°C. Le carbone de l'atmosphère se diffuse à la surface du composant de sorte qu'après les traitements thermiques ultérieurs, les engrenages se retrouvent avec des boîtiers durs à haute teneur en carbone, comme indiqué, par exemple, par les surfaces assombries de la macrosection des composants en acier illustrés à la figure II.47. Dans la figure II.47 (a), l'épaisseur de la surface durcie (la profondeur de pénétration apparaît comme une teinte plus foncée) dans un pignon est représentée par les décolorations autour des dents. Sur la figure II.47(b), la section transversale d'une seule dent d'engrenage montrant la profondeur de pénétration du carbone et la couche durcie.



(a) (b)

Figure II. 47 : (a) la section transversale d'une roue dentée en acier montrant les couches durcies autour des dents. (b) Une seule dent d'un engrenage cémenté montrant le matériau non affecté à l'intérieur et la couche de surface durcie (les taches sombres sont produites à la suite de mesures de dureté).

II.3.5.2 Profondeur cémentée

La profondeur de cémentation est directement liée aux lois de la diffusion. Des profondeurs de cémentation de 0,25 à 2.5 mm sont assez courantes. La norme NF A 04-202 définit la profondeur de cémentation comme la distance comprise entre la surface et la profondeur où la dureté n'atteint plus que 550HV (52 HRC) sous une charge de 9,807 N. Les éléments d'addition des aciers ont une influence sur la profondeur de pénétration. Ainsi, le chrome, le molybdène et le manganèse accélèrent la réaction globale de cémentation alors que le nickel agit plutôt comme retardateur.

II.3.5.3 Aciers pour la cémentation

La cémentation s'emploie avec des aciers possédant un faible pourcentage en carbone (C < 0,2 %). Les aciers utilisés dans le cas général sont les aciers non alliés (C10, C12, C20 par exemple) et les aciers alliés 10NiCr6, 16NiCr6, 16MnCr5, 18CrMo4, 16NiCrMo13, 18NiCrMo6.

II.3.5.4 Traitements thermiques et microstructures

Après diffusion du carbone le durcissement de la couche cémentée (transformation martensitique) est obtenu par trempe. Cette trempe peut être directe (juste après cémentation) soit différée. La trempe directe est la plus utilisée car on bénéficie de la chaleur acquise durant la cémentation. Après trempe, les pièces cémentées subissent un revenu de détente à une température comprise entre 150 et 200 °C. Il n'affecte pas la dureté et diminue les tensions induites par la transformation martensitique. On doit obtenir une structure martensitique homogène (sans présence de carbures). Au-delà de la couche cémentée, on observe une structure composée d'une forte proportion de ferrite avec un peu de perlite.

II.3.6 Nitruration

Ce traitement a pour objectif d'enrichir en azote la surface d'un acier afin de former avec le fer des composés (ou phases) durs nommés nitrures. La nitruration est réalisée à basse température (inf. à 600 °C) ce qui permet d'obtenir une couche superficielle dure (sup. à 1000 HV) sans modification structurale. La température étant toujours inférieure à A_{c1}, ce traitement thermochimique permet de :

- garder un bon contrôle dimensionnel des pièces,
- obtenir une surface dure,
- créer des contraintes superficielles de compression induites par la formation de nitrures, améliorant ainsi la limite d'endurance (fatigue) et la résistance au frottement,
- conserver à cœur, une ductilité, une ténacité et une résilience suffisante.

II.3.6.1 Les techniques de nitruration

La nitruration de la surface (enrichissement en N) peut être réalisée en phase liquide ou gazeuse

1. **La nitruration liquide** consiste à immerger la pièce dans un bain de sels fondus à base de cyanures et de cyanates à une température d'environ 570 °C. La formation d'azote est obtenue par décomposition des cyanates formés par l'oxydation des cyanures suivant les réactions :

$4Na\,CN + 2O_2 \rightarrow 4Na\,OCN$, $4Na\,OCN \rightarrow Na_2CO_3 + 2\,Na\,CN + CO + 2N$.

Une couche d'environ 20 microns est obtenue en 90 minutes à 570 °C.

2. **La nitruration gazeuse est la plus utilisée.** La pièce à traiter est disposée dans une enceinte à une température comprise entre 500 et 550 °C sous une circulation de gaz ammoniac (NH_3). L'ammoniac se décompose sous l'effet catalytique de la surface ferreuse selon la réaction ($2NH_3 \rightarrow 2N + 3H_2$). Lors de cette réaction seul l'azote naissant, c'est-à-dire à l'état atomique est actif pour la nitruration. Les atomes non absorbés se transforment en azote moléculaire (Na). Les profondeurs usuelles sont comprises entre 0,3 et 0,8 mm ce qui correspond à des cycles compris entre 30 et 100h.
3. **La nitruration ionique** est un procédé qui consiste à placer la pièce en position de cathode dans une enceinte sous vide dans laquelle on introduit un mélange gazeux (N2 + NH3). Il est possible de nitrurer un acier à partir de 350 °C. La nitruration ionique permet aussi : la diffusion d'éléments autres que l'azote ou le traitement des alliages non ferreux : bases nickel, cobalt ou titane (600 à 900 °C pour les alliages titane).

II.3.6.2 Aciers pour la nitruration

La nitruration peut être réalisée avec des aciers non alliés (C18 à C55) et des aciers alliés, par exemple, 20Mn5, 16MnCr5, 42CrMO4, 35NiCrMol6…
Les aciers contenant des éléments (chrome, aluminium, vanadium) susceptibles de former des nitrures conviennent particulièrement à ce traitement.

II.3.6.3 Microstructures

Suivant la nature de l'acier et les conditions de traitement, les couches nitrurées présentent des microstructures avec la présence de composés différents. Le diagramme binaire fer/azote présente plusieurs domaines et phases :

- phase γ' de structure CFC correspond au composé Fe_4N (de composition de 19,3 à 20,8 % de N atomique),
- phase ε de structure HC correspond au composé Fe_3N (composition de 25 à 32 % de N atomique),
- phase ζ de structure orthorhombique correspond au composé Fe_2N (composition de 33 % de N atomique).

II.4 Traitements mécaniques

II.4.1 Grenaillage

II.4.1.1 Principe

Le grenaillage peut être utilisé pour le nettoyage des surfaces, pour la mise en forme de pièces minces et pour la mise en contrainte de compression des couches superficielles d'une pièce. Cette dernière utilisation est appelée grenaillage de précontrainte. Le grenaillage de

précontrainte est le plus utilisé des traitements superficiels mécaniques dans le domaine industriel où il fait l'objet d'un nombre d'applications croissant, en particulier dans le domaine des pièces sollicitées en fatigue et en corrosion sous contrainte.

Une opération de grenaillage consiste à soumettre la surface d'une pièce à un «bombardement» contrôlé de particules sphériques d'acier, de céramique ou de verre, propulsées á grande vitesse. Chaque particule « imprime» dans le matériau une cupule de déformation plastique plus ou moins profonde selon la nature du matériau et l'énergie cinétique de la particule. L'opération est terminée lorsque la surface est entièrement recouverte par un réseau d'empreintes suffisamment dense.

L'opération est caractérisée par l'énergie de grenaillage et le pourcentage de recouvrement de la surface. L'énergie de grenaillage dépend de la masse volumique, de la dimension, de la vitesse, de l'angle d'impact et de la dureté de la bille.

Le pourcentage de recouvrement est déterminé par des observations directes de la surface grenaillée à faible grossissement (x10 à x30) ou de la surface grenaillée recouverte avant grenaillage d'un mince film fluorescent. Les normes NFL06-831/-832 définissent le grenaillage de précontrainte pour les applications aérospatiales.

II.4.1.2 Propriétés des couches grenaillées

La génération de contraintes résiduelles de compression est due à la superposition de deux processus compétitifs.

a) Une couche superficielle plus ou moins étendue subit un étirement plastique par effet de martelage sous l'impact répété des billes. Cet effet est très important pour un substrat ductile et des particules dures. II donne naissance à un profil de contraintes résiduelles présentant un maximum de compression en surface.
b) Les impacts répétés produisent un chargement normal à la surface auquel correspond un maximum de contrainte de cisaillement à une profondeur déterminée. Si cette contrainte dépasse la limite d'écoulement en cisaillement, il y a déformation plastique locale et création d'un maximum de compression résiduelle à cette profondeur.

II.4.2 Le galetage

La couche superficielle de la pièce est déformée plastiquement en faisant rouler sur la surface un galet sous forte charge (figure II. 48). Le galetage est très utilisé pour le traitement des congés de raccordement, en particulier sur les vilebrequins (pratiquement tous les vilebrequins des moteurs des véhicules automobiles) pour augmenter la résistance à la fatigue et obtenir des durées de vie supérieures à 109 cycles. Le galetage effectué à différents rayons est aussi utilisé pour augmenter la stabilité dimensionnelle des scies circulaires. Sur les pièces de révolution,

on applique un galet toroïdal en acier trempé. On écrouit ainsi les gorges, les congés de raccordement, etc.

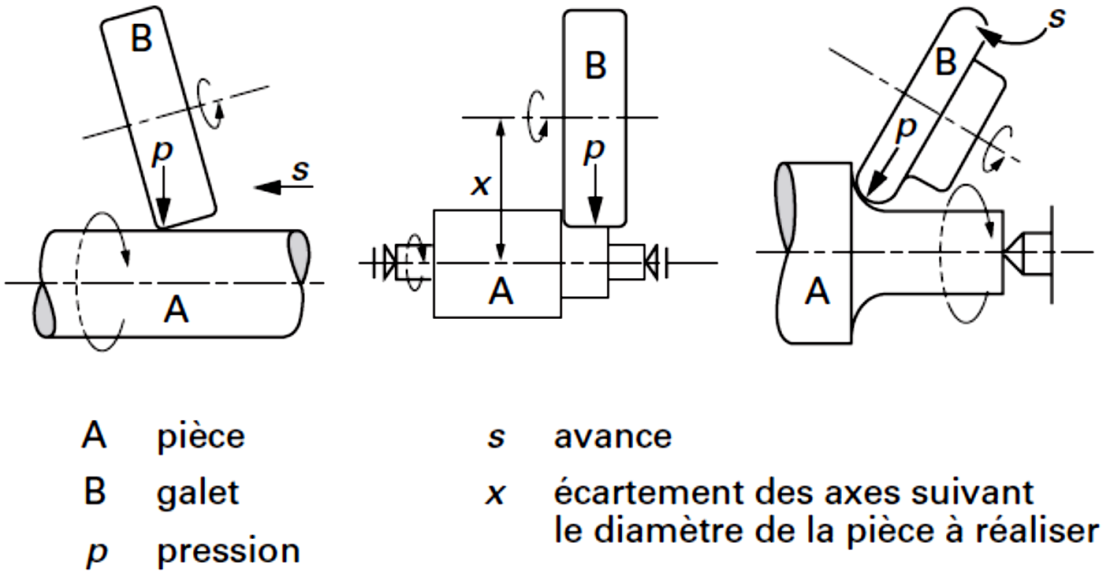


Figure II. 48 : Schéma de différents types de galetage.

Les profils des contraintes résiduelles engendrées par galetage sont similaires à celles obtenues par grenaillage et par martelage. Comme pour ces derniers, l'amplitude des contraintes est liée aux caractéristiques du matériau mais surtout à la massivité de la pièce qui impose le retour élastique de précontrainte. Par exemple, si la pièce a une section trop faible, elle s'étire lors du galetage et les précontraintes sont peu élevées ; le galetage n'est pas utilisable dans ce cas. La recherche de la charge optimale à appliquer sur le galet est essentielle, chaque cas est un cas d'espèce sauf si la pièce est très massive. Lorsque les dimensions de la pièce le permettent, les profondeurs affectées peuvent atteindre 2 à 3 mm. En outre, le galetage conduit à un très bon état microgéométrique des surfaces.

II.5 Protection contre la corrosion

La corrosion (oxydation) est un phénomène naturel qui conduit les matériaux métalliques à retourner à leur état natif. Depuis la naissance de la métallurgie (quelques milliers d'année avant J.-C), le travail de l'homme a constitué à réduire les oxydes pour les transformer en métal (bauxite pour l'aluminium, hématite pour le fer...). Toutefois certains matériaux ne sont pas sensibles à l'oxydation. On les retrouve à l'état natif dans la nature (Or). La corrosion (du latin *codere* qui signifie ronger), conduit à une dégradation irréversible des matériaux et des structures. On estime que près de 5 tonnes d'acier sont perdues par jour dans le monde, ce qui représente pour certains pays environ 5% de leur PNB. La norme ISO 8044 définit la corrosion comme « l'interaction physico-chimique entre un métal (on pourra parler de matériaux) et son environnement entrainant des modifications dans les propriétés du métal et pouvant conduire à

une dégradation significative de la fonction du métal, du milieu environnant ou du système technique dont ils font partie ».

Les traitements de surface des métaux vont permettre de modifier l'apparence et les propriétés physico-chimiques des couches superficielles du matériau afin d'améliorer ses caractéristiques : mécaniques, résistance à la corrosion, usure, électriques, optiques...

Ces traitements et dépôts sont classés dans plusieurs familles :

- dépôts par voie humide (dépôt électrolytique ou galvanoplastie, chimique),
- dépôts par immersion dans un métal fondu (galvanisation, étamage),
- dépôts par voie sèche (PVD, CVD, Plasma).
- dépôts par traitement de conversion (oxydation anodique),
- dépôts par traitement organique (peinture, électrophorèse),
- dépôts par traitement minéral (émaux, céramiques).

Les revêtements peuvent être :

- anodiques (Zn, Mg...), le substrat est la cathode. Le revêtement (anode) va s'oxyder et protéger le substrat,
- cathodiques (Cu, Ni, Au), le substrat est l'anode. Le revêtement va protéger le substrat, mais les risques de corrosion caverneuse sont importants.

II.5.1 Mécanismes élémentaire de corrosion

II.5.1.1 Les dépôts électrolytiques

Un métal plongé dans un électrolyte, comme l'eau à un pH < 7, cède des ions métalliques à l'électrolyte. Le passage des ions métalliques du métal vers l'électrolyte est limité dans le temps, car en cédant des ions, le métal se charge négativement. Pour quitter le métal, les ions doivent vaincre l'attraction du métal et l'effet répulsif des ions déjà en solution. La différence de potentiel électrique entre le métal et la solution tend vers une valeur stationnaire appelée ***potentiel d'électrode U***.

Si on place dans la solution électrolytique deux lames de métaux de nature différente, par exemple, une lame de fer et une lame de zinc réunie par un conducteur électrique (figure II.49), on crée une pile électrochimique. Les potentiels d'électrodes sont opposés : l'électrode qui possède le potentiel le plus négatif (Zn) fonctionne comme anode. Les atomes de zinc passent en solution sous forme d'ion Zn^{++} et la lame de zinc se charge négativement. Il se produit à l'anode une réaction d'oxydation du zinc.

Celui-ci perd deux électrons :

$$Zn \rightarrow Zn^{++} + 2e^-$$

La lame de fer se charge positivement (cathode), car il se produit en surface une réaction de réduction des ions de l'électrolyte. Par exemple :

$$2H^+ + 2e- \rightarrow H_2$$

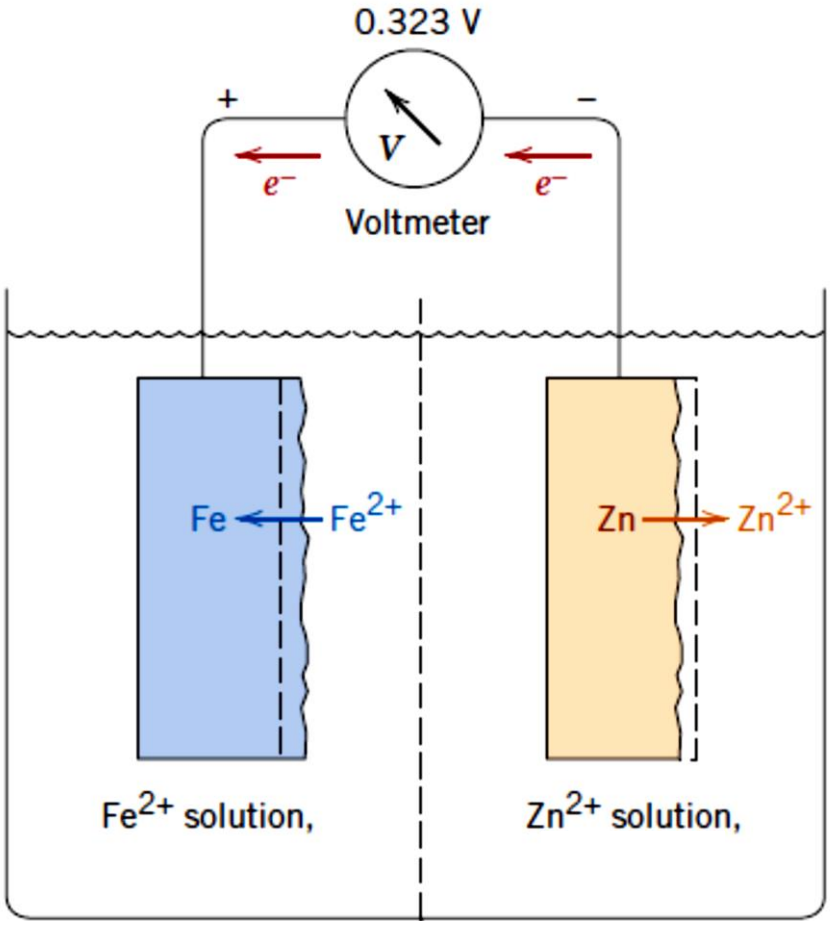


Figure II. 49 : Pile électrochimique constituée par une lame de fer et une lame de zinc placées dans une solution d'électrolyte.

La perte d'électrons de la cathode et l'excès d'électrons de l'anode sont compensés par un courant d'électrons qui passe dans le circuit externe et qui va de l'anode vers la cathode.

Chaque fois que deux métaux de nature chimique différente sont en contact dans un électrolyte, ils constituent ***une pile électrochimique***. Le métal qui possède le potentiel d'électrode le plus négatif va tendre à se dissoudre dans l'électrolyte.

- **Revêtement anodique sur fer : le zingage**

Le dépôt électrolytique de zinc : le zingage, peut avoir lieu en milieu acide ou alcalin.

Suivant le milieu, l'épaisseur du revêtement de zinc est généralement comprise entre 5 µm (intérieur sec) et 25 µm (milieu marin). Ce procédé est utilisé sur des pièces relativement petites, produites en grande série, telles que vis, boulons, crochets, etc.

- **Revêtement cathodique sur fer : le chromage**

Suivant les applications, on distingue deux sortes de chromage : le chromage décoratif a pour but de donner aux pièces l'aspect brillant caractéristique des surfaces de chrome polies. On

l'utilise par exemple pour des parechocs. Ce chromage, de faible épaisseur (environ 0,5 µm) recouvre une sous-couche de nickel (électrolytique) d'environ 10 µm. Cette sous-couche de nickel est parfois remplacée par du cuivre. Dans certaines conditions on trouve la configuration suivante : Acier/Cu/Ni/Cr.

Le chromage dur est utilisé comme revêtement anti-usure dans les applications où les conditions de frottement sont sévères.

II.5.1.2 Les dépôts par immersion dans un métal fondu

Les dépôts les plus utilisés par immersion dans les métaux fondus sont : la galvanisation (Dépôt de zinc), étamage (étain) et le plombage (plomb).

II.5.1.2.1 La galvanisation

On distingue :

la galvanisation à chaud après fabrication ou à façon (galvanisation de pièces en lots de tubes...). Les pièces en acier ou en fer sont immergées dans un bain de zinc à une température de 450 °C à 460 °C. Ce traitement produit des revêtements dont l'épaisseur est couramment comprise entre 45 µm et 250 µm.

La galvanisation à chaud en continu (galvanisation de tôles et fils). L'épaisseur du revêtement de zinc est contrôlée.

II.5.1.2.2 L'étamage

L'étamage à chaud est un procédé revêtement de l'acier obtenu par immersion dans un bain d'étain en fusion à 250 °C.

II.5.2 Revêtements

Ils constituent une barrière physique entre le milieu agressif et le métal à protéger. En apparence protection idéale, leur efficacité dépend en fait de leur comportement propre vis-à-vis du milieu agressif ainsi que de l'intégrité du revêtement.

On distingue les revêtements métalliques des revêtements non métalliques.

Revêtement métalliques. Décrits dans la norme NF A 91-010, ils sont obtenus par :

- électrolyse : Ni, Cr [NF A 91-101 (NEQ/ISO 1456 à 58)], Zn, Cd [NF A 91-102 (EQ/ISO 2081, 2082)], Cu, etc. ;
- immersion : Zn (galvanisation à chaud NF A 91-121, NF A 35-503), Sn, Al ;
- diffusion d'un élément d'alliage : chromisation (Cr), calorisation (AI), shérardisation (Zn), siliciuration (Si) ;
- projection thermique : Zn et Al (NF EN 22063, NF A 91-201) ;

- placage : sur produits plats au cours du laminage à chaud (soudage par diffusion ou par explosion). On plaque ainsi sur tôles d'acier ordinaire, aciers inoxydables, laitons, nickel, cupronickels, cuivre, titane, etc.
- dépôts PVD (*Physical Vapour Deposition*) ou CVD (*Chimical Vapour Deposition*).

Revêtements non métalliques. Ils comprennent :

- peintures et vernis contenant éventuellement des inhibiteurs de corrosion (NF T 30-700).
- émaux, verres (NF A 92-010).
- matières plastiques, caoutchouc, etc. (NFT 30-700).

Ils peuvent être obtenus par :

- phosphatation par immersion dans des solutions de dihydrogénophosphates de Mn ou Zn ou N ;
- oxydation anodique pour Al (NF A 91-450, NF EN 2536) ou chimique pour Mg.

III Matériaux non métalliques

On distingue deux grands types de matériaux non métalliques : les polymères organiques et les céramiques. De manière générale, ces matériaux ont une organisation atomique nettement plus complexe que celle des métaux.

III.1 Matériaux polymères organiques

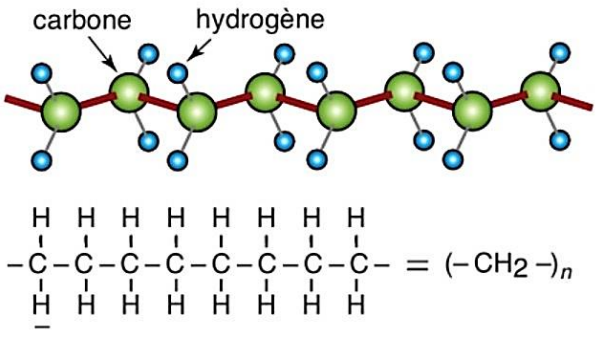
III.1.1 Introduction

Les polymères sont souvent appelés "plastiques" de part leur comportement mécanique. On parlera plutôt d'un comportement viscoélastique et viscoplastique. Les polymères peuvent être fabriqués à partir d'un seul monomère (homopolymère) ou de plusieurs monomères (copolymères). Parmi les différents polymères, on distingue principalement : les thermoplastiques, les thermodurcissables et les élastomères (nommés caoutchouc). Les polymères peuvent être naturels (cellulose, caoutchouc), artificiels (acétate de cellulose) ou synthétiques (ce sont les plus nombreux). Les polymères présentent plusieurs avantages dont une faible densité, une mise en forme aisée et un recyclage aisé. La chimie des polymères est principalement basée sur les principes de la chimie organique (C, H, O,...).

III.1.2 Caractères spécifiques aux matières plastiques en relation avec leur structure

Pour obtenir une structure polymère, il est indispensable d'employer des éléments qui ont une valence égale ou supérieure à 2. Les trois éléments principaux à la base de structures polymères sont l'oxygène (bivalent), le carbone et le silicium (tétravalent).

Un ***polymère*** est une macromolécule obtenue par la répétition d'une unité constitutive. Dans le cas du polyméthylène, l'unité constitutive est le radical méthylène (-CH2-). Ce matériau polymère qui est un solide semi-cristallin est synthétisé par polymérisation d'un monomère qui est un gaz supercritique : l'éthylène. La double liaison de l'éthylène peut s'ouvrir pour former deux liaisons carbone-carbone simples avec deux autres molécules d'éthylène ce qui conduit à la formation d'une molécule de polymère :



Ce matériau polymère qui s'obtient par polymérisation de l'éthylène est connu sous le nom de polyéthylène (PE). Le polyéthylène est un thermoplastique. À température de chambre, il est à

l'état solide et par élévation de la température au-dessus de sa température de fusion, il passe à l'état fondu pour être mis en forme. La fusion de ce matériau polymère, qui est semi-cristallin, se produit à une température relativement basse (110-130 °C). Lorsque tous les sites sont occupés par un atome de carbone, on obtient alors la structure tridimensionnelle dont la maille cristalline est donnée par des liaisons covalentes directionnelles, c'est-à-dire qu'elles ne se forment que dans des directions de l'espace déterminées par l'hybridation des orbitales atomiques (figure III.1).

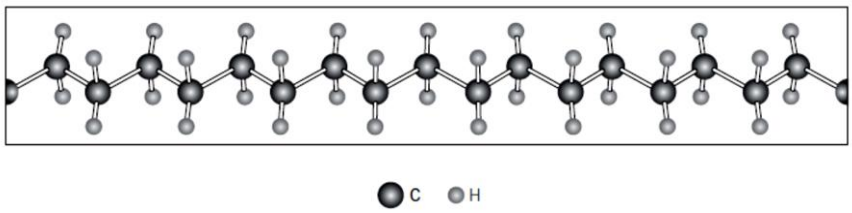


Figure III. 1 : Représentation spatiale de la molécule de polyéthylène (C_2H_4).

On distingue trois types de structures polymères : les polymères ***linéaires***, ***ramifiés***, ***bidimensionnels*** et ***tridimensionnels*** (figure III.2). Les différentes structures polymères observées dans le cas du polyméthylène (polyéthylène). Les macromolécules organiques linéaires et ramifiées (figure III.2(a) et (b)) sont solubles et fusibles. Les structures tridimensionnelles (figure III.2(c)) sont insolubles et ne peuvent passer à l'état liquide. Ce dernier type de structure possède une résistance thermique nettement plus élevée. C'est en raison de cette caractéristique que le polyéthylène tridimensionnel est utilisé comme isolant électrique pour les lignes électriques souterraines à haute tension (200 kV).

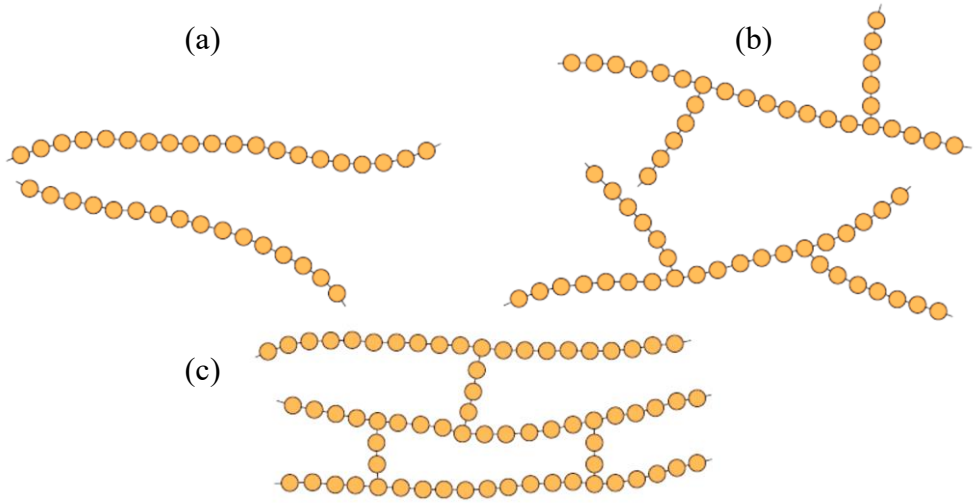


Figure III. 2 : Représentation schématique des structures de la chaine de polyéthylène.

Les chaînes de polymères ainsi constituées peuvent présenter (figure III.3) :

a) une structure amorphe avec un enchevêtrement de chaînes non orientées, l'orientation axiale des fibres conduit généralement à des propriétés mécaniques et optiques intéressantes,

b) une structure semi-cristalline. On observe la présence de cristallites dans le réseau amorphe du polymère. Ces cristallites présentent des systèmes cristallins différents suivant le polymère. Dans ce cas, on observe en diffraction des rayons X des pics caractéristiques, contrairement aux structures amorphes lesquelles ne présentent aucun pic.

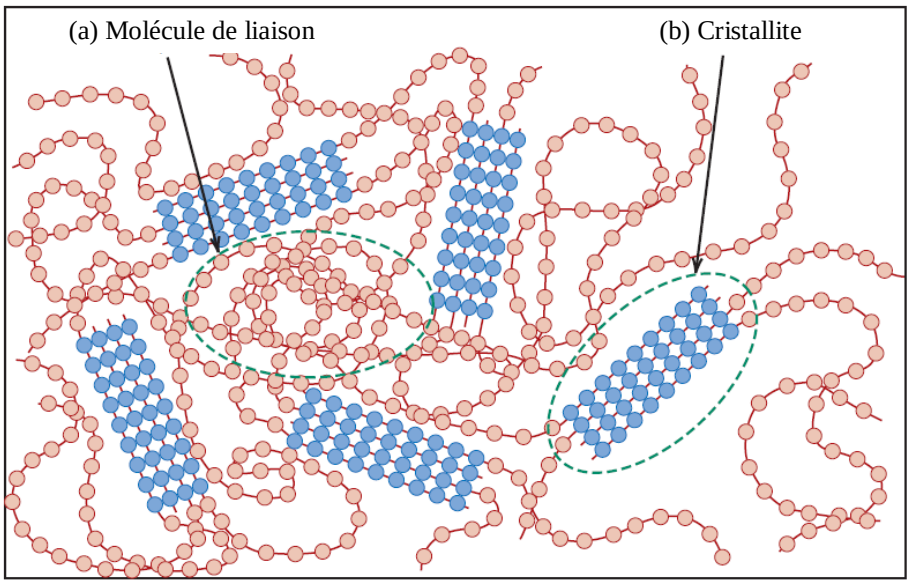


Figure III. 3 : cristalinité des polymère : (a) structure amorphe, (b) semi-cristallin.

III.1.3 Distinction entre famille de polymère

Les polymères peuvent être classés en trois grandes familles :

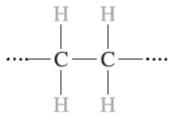
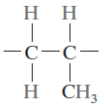
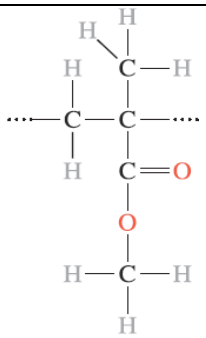
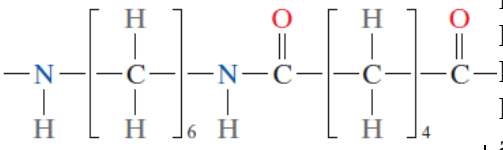
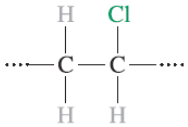
a) les thermoplastiques comme le polyéthylène, qui se ramollissent à la chaleur ;
b) les polymères ou les résines thermodurcissables comme les polyépoxydes, qui durcissent lorsque deux composants (une résine et un durcisseur) sont mélangés et chauffés ;
c) les élastomères, ou caoutchoucs ;

III.1.3.1 Les thermoplastiques

Le polyéthylène est le plus courant des thermoplastiques. Ceux-ci sont souvent décrits comme des polymères linéaires, ce qui signifie qu'il n'y a pas de liaison covalente entre les chaines C'est la raison pour laquelle les thermoplastiques se ramollissent au chauffage les liaisons secondaires qui relient les relient les molécules les unes aux autres fondent, et le matériau s'écoule comme un liquide visqueux, ce qui permet sa mise en forme. Les molécules des polymères linéaires ont des masses très variables, et elles se rangent dans une grande variété de configurations. Certains, comme le polystyrène, sont amorphes ; d'autres, dont le polyéthylène, cristallisent partiellement. La dispersion des masses moléculaires et de l'organisation de la matière fait que les thermoplastiques n'ont pas de point de fusion bien défini. Au contraire, leur

viscosité décroît sur un certain intervalle de température, comme celle des verres non organiques.

Les thermoplastiques sont fabriqués en en polymérisant des unités plus petites (monomères) pour former des longues chaînes. Beaucoup ont pour unité de base répétée plusieurs fois. Le radical R peut être tout simplement de l'hydrogène (comme pour le polyéthylène), ou-CH_3 (polypropylène) ou -Cl (polychlorure de vinyle). Dans d'autres cas, comme le nylon, le radical est plus compliqué. Les thermoplastiques-types sont rassemblés dans le tableau III.1. Les polymères constituants des fibres ou des films minces comme le polyacrylonitrile (PAN) ou le polyéthylène téréphtalate (PETP, Terylène, Dacron, Mylar) Sont aussi des thermoplastiques. Les thermoplastiques sont par ailleurs solubles dans des solvants spécifiques, ce qui permet leur utilisation comme revêtements et colles.

Nom du polymère (sigle)	**Monomère**	**Application**
Polyéthylène (PE)		Sacs plastiques (PEHD) flacons emballages Films et gaines thermorétractables
Polypropylène (PP)		Les même applications que (PE) mais plus rigide, plus léger, plus résistant à la lumière.
Polyméthacrytlate de méthyle (PMMA)		Plaques transparentes pour vitres
Polystyrène (PS)		Isolant thermique PS alimentaire (emballages) PS cristal (boîtes CD)
Nylon 66		Flacons Emballages Pare-chocs Pièces pour l'industrie automobile
Polychlorure de vinyle (PVC)		Rigide : Tuyauterie Souple : imperméables Isolant électrique

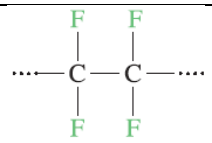
Polytrétrafluoroéthylène (PTFE)		Revêtements antifrictions (Téflon) Moule alimentaire

Tableau III. 1 : Les thermoplastiques.

Exemples de thermoplastiques avec désignation commerciale

ABS : Ugikral, TerI uran

PA (Polyamides) : Nylon, Nylatron, Rilsan, Grilamid, Zytel, Vestamid

PC : Lexan, Makrolon, Axxis

PE : Cestilène, Cesticolor, Céstidur, Cestilite

PMMA : Altuglas, Oroglas, Lucite, Plexiglas

PS : Hostapor, Lacqrène Styrénique

PTFE : Fluon, Hostaflon, TéfIon Fluoré

PVC : Hostalit, Lucovyl, Vestolit, Vinnol Vinylique

III.1.3.2 Les thermodurcissables

L'époxyde que l'on connaît bien comme adhésif et comme matrice de la fibre de verre, est une résine thermodurcissable (tableau III.1). Les polymères thermodurcissables sont fabriqués en mélangeant deux constituants (une résine et un durcissant), qui réagissent et durcissent à chaud, ou à la température ambiante. Le polymère qui en résulte comporte de nombreuses liaisons covalentes de chaîne à chaîne, de sorte qu'on décrit parfois les thermodurcissables comme des polymères réticulés. Les ponts entre chaînes sont créés pendant la polymérisation de la résine liquide et de l'élément durcissant, de sorte que la structure est quasiment toujours amorphe. Si on chauffe à nouveau, les liaisons secondaires supplémentaires fondent, et le module du polymère chute, mais les ponts empêchent la fusion ou l'écoulement visqueux : le polymère ne peut pas être mis en forme à chaud (il se transforme en caoutchouc). Les thermodurcissables types sont d'une part les résines époxydiques et les polyesters les uns et les autres largement employés pour former la matrice de polymères renforcés par adjonction de fibres), d'autre part les plastiques à base de formaldéhyde (très utilisés en moulage ou pour des revêtements durs). D'autres plastiques formaldéhydes, qui se substituent de nos jours à la bakélite, sont l'urée formaldéhyde (pour l'appareillage électrique) et la mélamine formaldéhyde (pour les articles de table). Les polymères thermodurcissables prennent leur forme définitive après la réaction chimique (polymérisation par condensation) accompagnant leur transformation. Le réseau tridimensionnel obtenu donne au produit fini son caractère d'irréversibilité thermique.

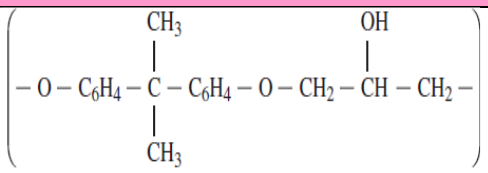
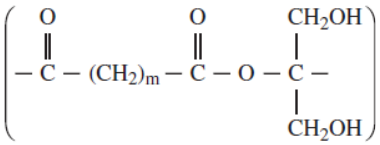
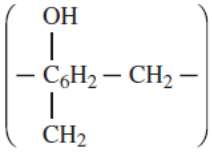
Nom du polymère (résine)	Monomère	Application
Époxyde (EP)		Pales d'hélicoptères, cuves, bateaux, raquettes, colles et adhésifs, pièces automobiles
Polyester (UP)		Coques et cabines de bateaux, carrosseries d'automobiles, réservoirs et bacs, piscines, vernis, bétons, bardages, toitures
Phenolformaldehyde (PF)		Poignées de casseroles et de fer à repasser isolantes, boutons, stratifiés papiers et stratifiés tissus.

Tableau III. 2 : Quelques thermodurcissables et leurs applications.

Exemples de thermoplastiques avec désignation commerciale

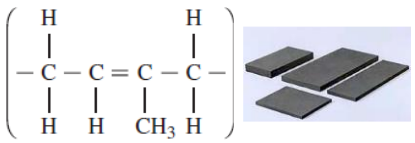
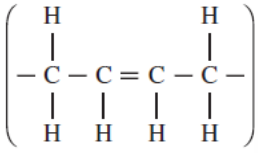
EP : Araldite, Devcon, Epikote, Epotek Époxyde

MF : Formica Aminoplaste : mélamine-formaldéhyde

PF : Bakélite, toile bakélisée (Celoron)

III.1.3.3 Les élastomères

Les élastomères, polymérisés par galvanisation, sont hautement déformables : ils se caractérisent par leur faculté de supporter de grandes déformations (jusqu'à environ 1000 %) avant rupture. Les élastomères sont des polymères à caractère amorphe ou cristallin présentant des propriétés remarquables en élasticité, amortissement et étanchéité (air, eau). Ils sont thermoplastiques et deviennent thermodurcissables par vulcanisation. Le plus connu des élastomères est le caoutchouc naturel (NR : Natural Rubber).

Nom du polymère (Élastomère)	Monomère	Application
Polyisoprène (IR)		Caoutchouc naturel : Appuis pour les ponts, diminution de la vibration dans les bâtiments
Polybutadiène (BR)		Caoutchouc artificiel, pneumatiques

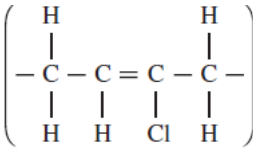
Polychloroprène (ST)		Néoprène : Un caoutchouc résistant au pétrole, utilisé pour les joints d'étanchéité.

Tableau III. 3 : les élastomères (caoutchoucs).

III.1.4 Comportement mécanique

III.1.4.1 Importance de rôle de la température et du temps

III.1.4.1.1 Effet de la température sur l'état structural

Lorsque la température augmente, l'énergie thermique fournie aux molécules augmente leur mobilité : les rotations autour des liaisons C-C du squelette des chaînes sont plus aisées (changements de conformations). Le nombre de liaisons de faible intensité, Van der Waals, diminue quand la température augmente ce qui libère les mouvements moléculaires.

On considère que la température de transition vitreuse d'un matériau Tg, est la température en dessous de laquelle les molécules ont une faible mobilité relative ou autrement dit, a la plus grande modification de la capacité de déformation. La température Tg est habituellement utilisée pour les phases totalement ou partiellement amorphes telles que les verres et les plastiques. Les polymères thermoplastiques (non-réticulés) sont complexes car, en plus de posséder une température de fusion, Tf, au-dessus de laquelle leur structure cristalline disparaît, de tels plastiques ont une seconde température, plus basse, Tg en-dessous de laquelle ils deviennent rigides et cassants, et peuvent fissurer ou se briser en éclats. Au-dessus de Tg, les liaisons secondaires (Van der Waals) non covalentes entre les chaînes des polymères deviennent faibles en comparaison de l'agitation thermique, et le polymère devient souple et capable de se déformer élastiquement ou plastiquement sans rupture.

Ce comportement est l'une des propriétés qui rendent la plupart des plastiques si utiles. Un tel comportement n'existe pas pour les plastiques thermodurcissables réticulés qui, une fois fabriqués, le sont de manière irréversible et se briseront en éclats plutôt que se déformer, sans jamais redevenir plastiques ni fondre en étant chauffés. Finalement, on peut distinguer trois domaines en variant la température de l'essai (Figure III.4).

- **État vitreux : T < Tg**

Dans une phase cristalline, les molécules sont rangées et alignées. Elles n'ont en revanche aucun ordre dans une phase vitreuse : elles forment des pelotes enchevêtrées. La mobilité des molécules de la phase vitreuse est d'autant plus faible que la température est basse. Ce qui confère à tous les polymères en général une bonne rigidité, une bonne résistance mécanique, et une faible capacité de déformation.

- **État caoutchoutique : Tg < T < Tc**

Il est dû à la phase amorphe et existe dans la quasi-totalité des polymères. Il démarre généralement aux alentours de la température de transition vitreuse Tg et il est limité supérieurement par la température de fusion des zones cristallines si elles existent ou par la température de décomposition thermique Tc. Dans cet état la phase cristalline n'évolue pas et sa structure reste identique à ce qu'elle était à T < Tg. La phase amorphe subit des changements : l'activation thermique provoque un déplacement des molécules, une rupture des liaisons de faibles énergies entre les molécules et une augmentation du volume du polymère. Il en résulte une grande facilité de mouvement des molécules.

- **État fluide : Tc < T < Tf**

Cet état ne concerne que les thermoplastiques. La phase cristalline n'existe plus car T > Tc, il n'y a plus qu'une phase amorphe. Toutes les molécules (celles provenant de la phase amorphe et celle provenant de la phase cristalline) forment des pelotes. Les nœuds d'enchevêtrement disparaissent par reptation, le matériau s'écoule comme un fluide. Le polymère est malléable : peu de résistance mécanique, peu rigide...

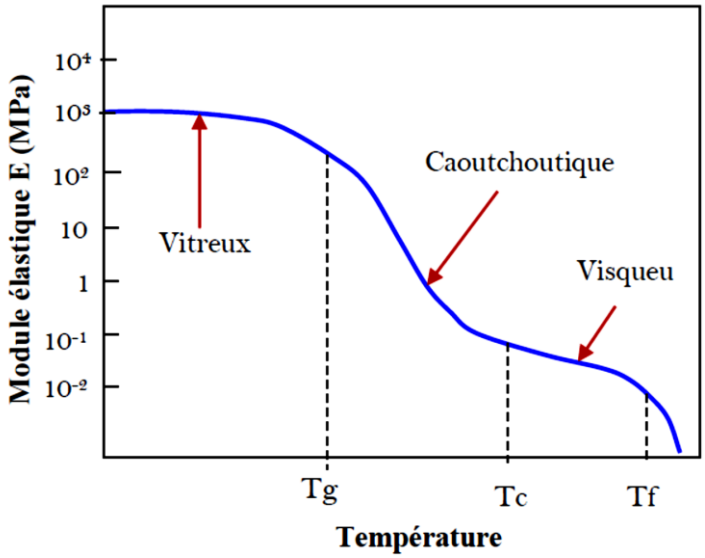


Figure III. 4 : Effet de la température sur l'état structural des polymères.

III.1.4.1.2 Le principe d'équivalence des effets du temps et de la température

On peut caractériser le comportement viscoélastique d'un polymère par une *étude de la variation isotherme du module de relaxation Er* en fonction du temps à plusieurs températures. À titre d'exemple, nous avons représenté les isothermes de relaxation du module Er(t) du polystyrène atactique linéaire de haute masse moléculaire dans le domaine de transition vitreuse. Suivant la nature du polymère les courbes de traction présentent des caractéristiques différentes.

On trouve dans les courbes de relaxation de contraintes ***quatre régions viscoélastiques*** caractéristiques : un plateau vitreux caractérisé par un module d'élasticité supérieur à 1000 MPa, une région de transition où le module varie rapidement en fonction du temps et de la température, et ensuite un plateau qui est caractérisé par un module compris entre 10^{-1} et 1 MPa. Dans ce domaine, le polymère est hautement déformable et c'est dans cette zone de température que l'on effectue le thermoformage de plaques. On observe enfin une zone d'écoulement dans laquelle le module diminue très rapidement (écoulement visqueux) (figure III.5).

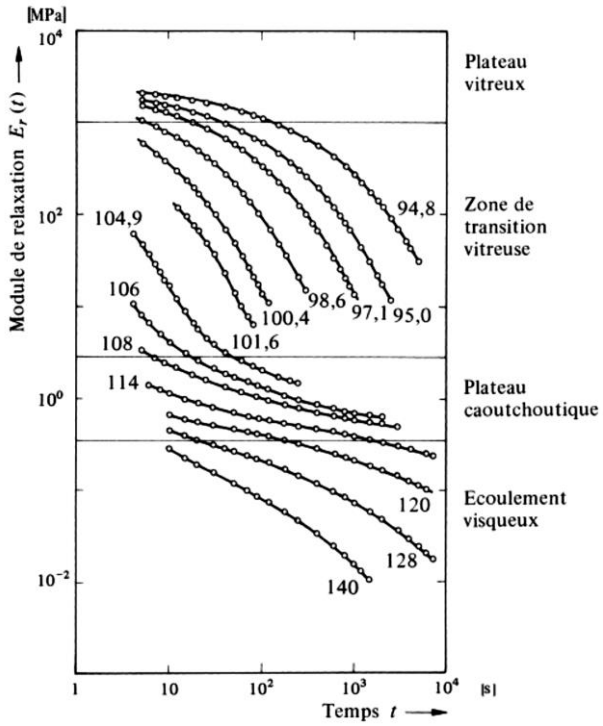


Figure III. 5 : Isothermes de relaxation du polystyrène en fonction de temps *t*.

On peut superposer les isothermes du module Er(t) obtenues à diverses températures en leur faisant subir une translation parallèle à l'axe des temps. On obtient ainsi une courbe pilote représentant le comportement viscoélastique du polymère à la température T_0 choisie comme référence. On voit que l'on peut glisser toutes les isothermes obtenues sur l'isotherme à 101,6 °C, ce qui permet de construire la courbe pilote à 101,6 °C illustrée à la figure III.6.

Il est possible de résumer la méthode de construction de la courbe sous une forme mathématique très concise. Dans un diagramme logarithmique module–temps, on considère une série des courbes isothermes de relaxation déterminées aux températures T0, T1, T2, ..., Tn. Le principe d'équivalence des effets du temps et de la température peut s'énoncer de la manière suivante : Les fonctions viscoélastiques obtenues à une température se transforment à une autre température par une simple multiplication de l'échelle des temps. Si on exprime le temps sous forme de la variable t/α(T), les isothermes obtenues à diverses températures se superposent pour former une courbe unique qui est la courbe pilote à la température de référence T_0. Le principe

d'équivalence des effets du temps et de la température constitue une grande simplification pour l'étude des matériaux viscoélastiques. Deux fonctions simples : la courbe pilote Er [t/α(T)] et la fonction du facteur de temps α(T) résument, de manière condensée, l'ensemble des résultats obtenus pour l'étude de la relaxation de la contrainte pour un type de déformation.

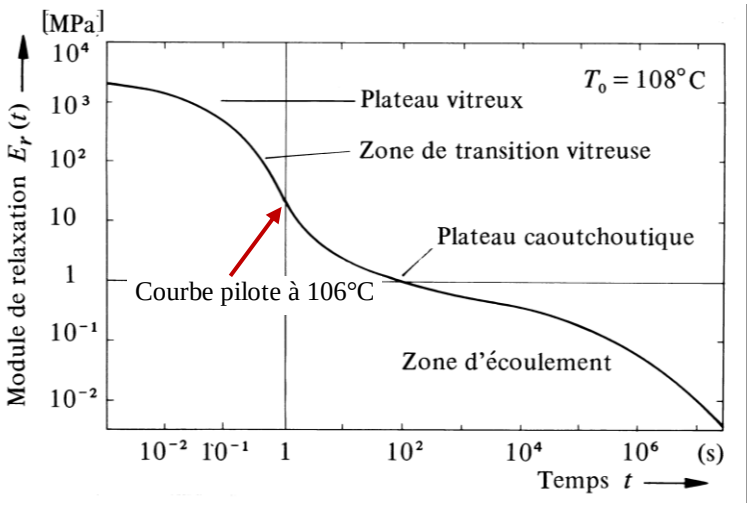


Figure III. 6 : Courbe pilote du polystyrène amorphe.

III.1.4.1.3 Traction à la température ambiante

Le comportement mécanique des plastiques est différent de celui des métaux. Il dépend de la structure, de la composition, du mode de fabrication, de la forme de la pièce, de la température, du temps et de l'humidité. Le pourcentage d'allongement est plus faible pour les thermodurcissables (< 1%, se déforment peu avant rupture, sont plus fragiles et plus sensibles aux chocs) qui présentent aussi, en général, une dureté plus élevée. La résistance en compression est souvent plus élevée que la résistance en traction : 50 à 100% pour les thermoplastiques, parfois plus de 100% pour les thermodurcissables.

La courbe de traction, dans la figure III.7, montre une diminution de la contrainte nominale au moment où la striction se forme, mais l'augmentation de la résistance du matériau est relativement plus importante dans ce cas car les chaînes s'orientent dans le sens de la traction. Les contraintes mécaniques sont alors progressivement reprises par les chaînes étirées qui ont une résistance mécanique nettement plus élevée. Cette orientation des chaînes stabilise la striction qui progresse à travers tout échantillon car la résistance de la partie de l'éprouvette non étirée est plus faible. Entre (4) et (5), on observe encore un faible durcissement de l'éprouvette déformée qui casse en (5). Les points (1) et (2) désignent respectivement la limite d'élasticité et la résistance maximale.

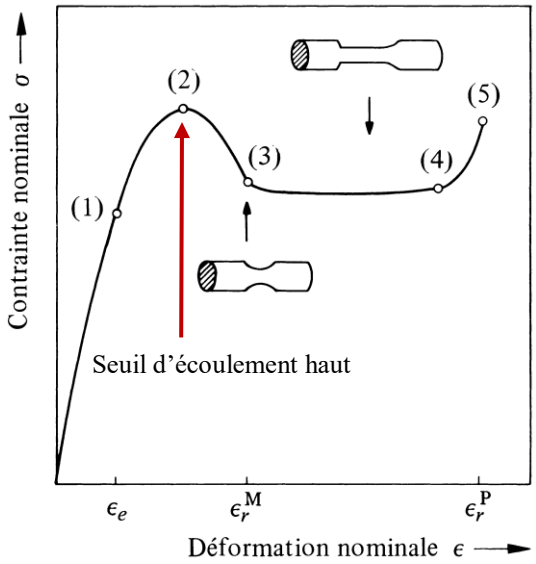


Figure III. 7 : Courbe de traction des polymères thermoplastiques à basse température.

Le Tableau III.4 donne les propriétés mécaniques de quelques polymères.

Polymère	Masse volumique (g/cm^3)	Module de Young* (MPa)	Limite d'élasticité** (MPa)	Résistance maximale (MPa)	Allongement à la rupture (%)
PE (HD)	0,95	500	20	20 - 37	700 - 1000
PVC	1,5	2400	40	40 - 60	10 - 50
PFTE	2,2	400	20	17 - 35	300
PP	0,9	1200	30	30 - 70	200 - 1000
PS	1,05	3000	35	35 - 70	2
PMMA	1,2	3000	50	50 - 90	5
Nylon	1,15	2000	75	75 - 95	60
PC	1,2	2400	60	60 - 70	90 - 130
Polyesters	1,3	3000	45	45 - 85	-
Époxydes	1,3	4000	40	40 - 85	-

*Valeurs moyennes ** Valeurs minimales

Tableau III. 4 : Caractéristiques mécaniques de quelques polymères (traction à 20 °C).

On peut aussi définir pour chaque polymère, un domaine de température d'utilisation. Le Tableau III.5 donne les températures caractéristiques (Tg : température de transition vitreuse, Tm : température de fusion et domaine de températures d'utilisation) de quelques polymères. Les polymères amorphes ne possèdent pas de Tm.

	PET	PVC	PS	PMMA	Nylon	NR*	PP	PE	PC
Tg °C	69	81	100	105	52	-70	-10	-110	150
Tm °C	230	160	-	225	250	-	170	130	230
Température d'utilisation	-70 à 50	-20 à 50	0 à 50	-	-30 à 80	-	-10 à 95	-70 à 50	- 40 à 135

*Caoutchouc naturel

Tableau III. 5 : Propriétés des polymères en fonction de la température.

III.1.5 Mise en forme des polymères

Les procédés de mise en forme des polymères permettent d'obtenir an large choix de formes et d'épaisseurs. Suivant la nature du polymère : thermoplastique ou thermodurcissable, les méthodes de mise en forme sont différentes. En effet, les thermoplastiques sont composés de chaînes macromoléculaires qui deviennent mobiles lorsque l'on élève la température, alors que pour les thermodurcissables la chaleur ne permet pas de modifier sa forme. Ces derniers sont « détruits » pas la chaleur et ne sont pas recyclages.

III.1.5.1 Principaux procédés pour les thermoplastiques

III.1.5.1.1 Extrusion

Une extrudeuse de polymères ressemble à une poche à douilles de pâtissier géante. L'extrusion est une technique peu coûteuse, qui produit en continu des formes de section donnée (semi-transformés). On alimente en granulés de polymère une vis sans fin qui tourne dans un fût chauffé. La vis tasse et mélange le polymère, qui se fluidifie à l'approche de l'extrémité chaude du fût. Là, il est poussé à travers une matrice, puis refroidi (pour garder la forme transformée) ; on produit ainsi des tubes, des feuilles, des rubans, et des tiges.

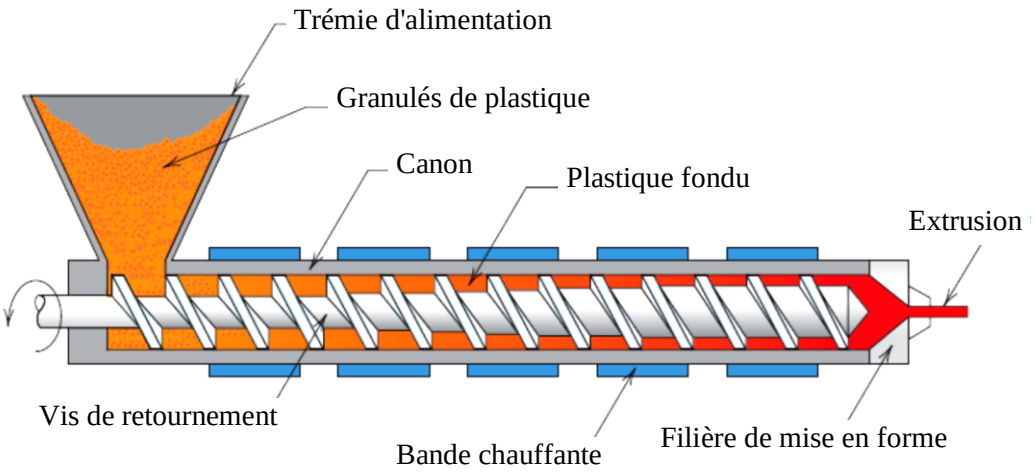


Figure III. 8 : Schéma d'une extrudeuse.

III.1.5.1.2 Calandrage

C'est un procédé réservé au caoutchouc et au PVC. Les opérations successives ont pour but de mélanger le polymère à un certain nombre d'additifs (stabilisants, lubrifiants, etc.), de gélifier progressivement le mélange obtenu en dissipant de l'énergie par cisaillement sans atteindre la température de dégradation. puis de forcer le polymère entre les cylindres successifs d'une calandre (entre 3 et 5 cylindres selon les cas). La feuille obtenue est étirée puis refroidie avant d'être enroulée. Il faut distinguer entre le PVC rigide et le PVC plastifié. Le PVC rigide a connu une diminution spectaculaire de la fabrication de corps creux, en raison de son remplacement

par le PET pour le conditionnement des eaux minérales. Environ 50 % du PVC plastifié est mis en forme par calandrage.

III.1.5.1.3 Soufflage de gaine (ou extrusion-gonflage)

Il s'agit d'un cas particulier d'extrusion, mais qui a pris une importance économique considérable du fait des tonnages de films en polyéthylène de haute, moyenne ou basse densité qu'il permet de réaliser.

Le polymère fondu passe d'abord dans une filière de tube. A la sortie de la filière, il est étiré longitudinalement par un système de rouleaux pinceurs (Figure III.9). Une certaine quantité d'air emprisonnée à l'intérieur de la gaine assure son gonflage, c'est-à-dire son étirage transversal. La gaine est refroidie par un jet d'air comprimé appliqué en sortie de filière par un anneau de refroidissement. A partir d'une certaine ligne, appelée ligne de figeage, elle est entièrement solidifiée et ne se déforme plus.

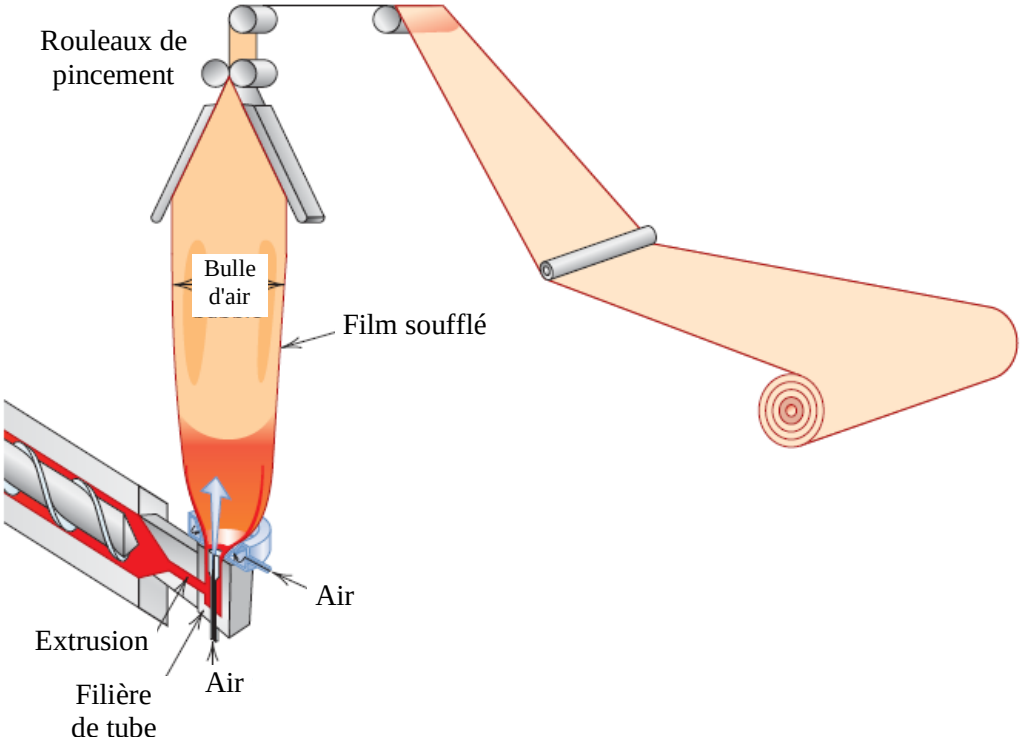


Figure III. 9 : Schéma d'un appareil utilisé pour former des films polymères minces.

III.1.5.1.4 Moulage par injection

Le procédé d'injection permet de fabriquer des pièces de géométrie complexe en une seule opération. Les différentes phases du cycle d'injection se déroulent de la manière suivante (Figure III.10) : Le polymère est fondu dans un dispositif vis-fourreau semblable à celui de l'extrudeuse monovis, mais dans lequel la vis possède une possibilité de mouvement supplémentaire. Dans un premier temps, la buse à l'extrémité du fourreau étant obturée, la vis tourne en reculant et le polymère fondu s'accumule en tête de vis. Une fois que la quantité de

polymère nécessaire à la fabrication de la pièce a été fondue, la buse s'ouvre et la vis se transforme en piston qui injecte à grande vitesse le polymère chaud dans un moule fermé et froid : c'est la phase de remplissage. Le refroidissement du polymère est lent du fait de sa faible conductivité thermique. Il est donc possible de compenser en partie la variation de volume spécifique du polymère en continuant à injecter du polymère liquide sous forte pression : c'est la phase de compactage. Une fois que le canal reliant la buse de la presse à injecter au moule est solidifié. Il n'y a plus de compactage possible. La pièce continue à se refroidir dans le moule puis, après éjection, à l'extérieur du moule.

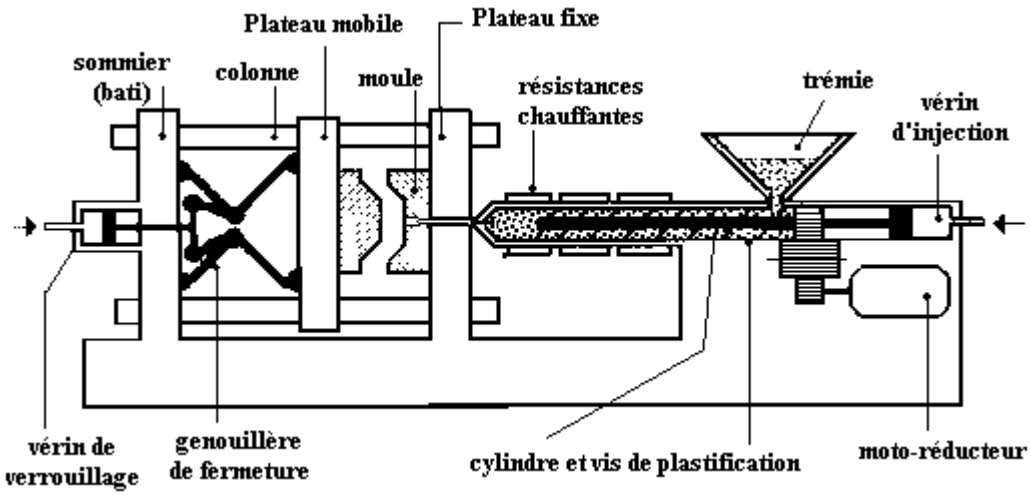


Figure III. 10 : Moulage par injection.

III.1.5.1.5 Le moulage par compression

La technique du moulage par compression s'applique à la fois aux thermoplastiques et mélange aux polymères thermodurcissables (figure III.11). Le polymère, ou le mélange résine/durcisseur, est chauffé et pressé entre deux matrices. La méthode est bien adaptée à la mise en forme des polymères thermodurcissables (les boîtiers de petits moteurs, par exemple et à celle des composites à matrice thermodurcissable (les pare-chocs d'autos, par exemple). Puisqu'on peut démouler un polymère thermodurcissable alors qu'il est encore chaud, la durée du cycle est aussi brève que 10 secondes pour les petits objets, et 10 minutes pour les moulages avec des parois grandes et épaisses. La pression est plus basse que pour le moulage par injection, donc le coût en investissement de l'équipement est bien plus faible.

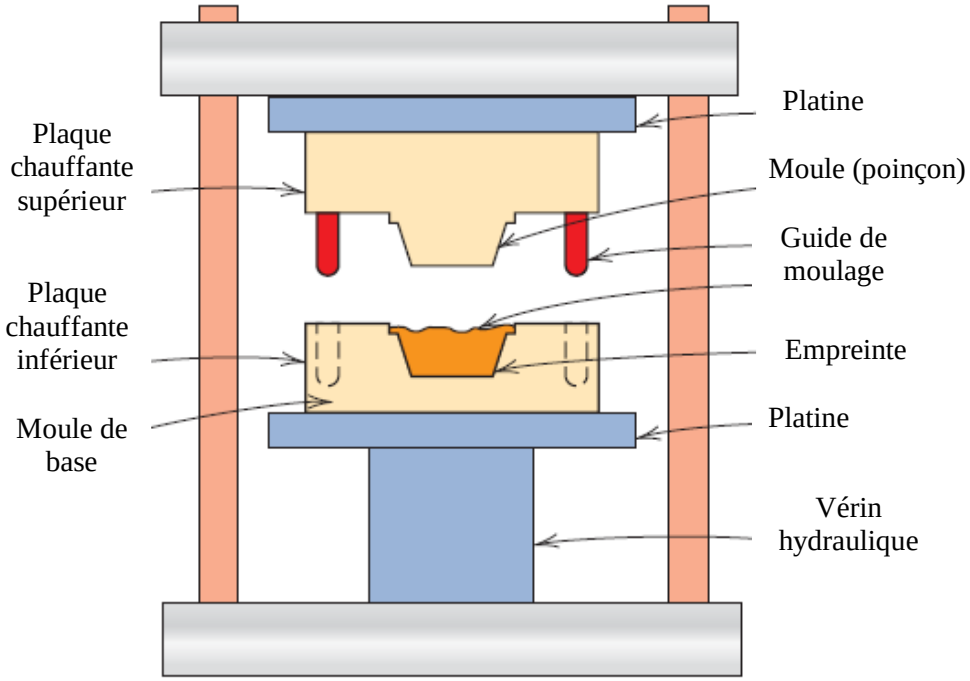


Figure III. 11 : Moulage par compression

III.1.5.1.6 Injection-soufflage (ou biétirage-soufflage)

Elle permet de fabriquer des bouteilles pourvues de bouchons et résistant à la pression : eau et boissons gazeuses, produits d'entretien, etc. Une préforme de polymère généralement du PET. est injectée, réchauffée grâce à un chauffage infrarouge puis transférée dans un moule et soumise simultanément à un étirage à l'aide d'une canne. et a un soufflage (figure III.12).

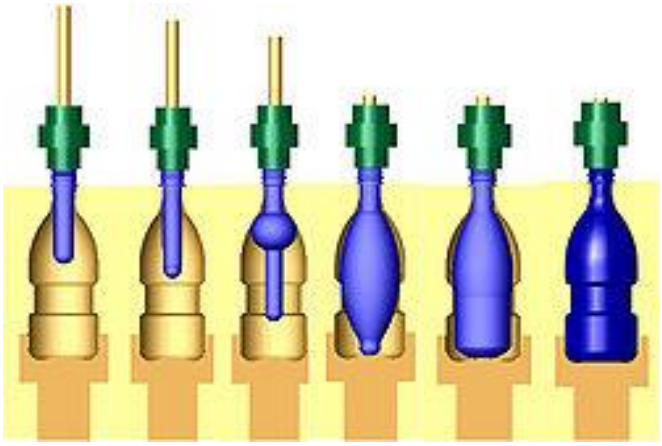


Figure III. 12 : Moulage par injection et soufflage.

III.1.6 Dégradation, vieillissement et sensibilité aux solvants

Un des objectifs de la science des matériaux est d'obtenir des matériaux plus stables dans le temps et, par conséquent, plus fiables. L'étude des phénomènes de dégradation et du vieillissement est donc d'une importance primordiale.

La résistance à la dégradation des polymères est très faible comparée à celle des autres types de matériaux. Les mécanismes qui interviennent sont très variés et ils interviennent dans diverses phases de l'élaboration et de l'utilisation des polymères. En général, les polymères sont peu stables au moment de la mise en œuvre qui se fait à des températures relativement élevées (180-350 °C) pour une molécule organique.

Les signes tangibles de la dégradation d'un matériau polymère sont la fragilisation et la perte des propriétés mécaniques résultant d'une diminution de la masse molaire du polymère et les changements de coloration résultant de l'apparition de groupes colorés dans la chaîne.

Les polymères sont dégradés par les rayonnements, en particulier par l'ultraviolet et la lumière solaire. Un photon ultraviolet a une énergie assez grande pour briser une liaison C-C du squelette du polymère, ce qui crée deux chaînes plus courtes. En particulier les peintures sont exposées à cette dégradation par les UV. Le remède consiste à incorporer au polymère un pigment ou un additif, qui absorbe les radiations et les empêche de frapper les chaînes polymériques sensibles. Les pneus d'automobile contiennent jusqu'à 30% pondéral de carbone, pour stabiliser le polymère vis à vis de l'agression de la lumière solaire.

L'oxygène peut lui aussi mettre les polymères à mal, en créant des ponts – O – entre chaînes polymériques : c'est une sorte de vulcanisation intempestive. Les ponts font augmenter Tg, et rendent le polymère cassant ; c'est un problème épineux pour les caoutchoucs, qui perdent ainsi leur élasticité. L'ozone O_3 est particulièrement agressif, parce qu'il procure de l'oxygène sous forme beaucoup plus réactive que la normale. La lumière du jour, et à nouveau les UV en particulier, favorisent l'oxydation, en partie parce qu'ils créent de l'ozone.

Les polymères qui recèlent une double liaison C = C sont particulièrement vulnérables, parce que l'oxygène s'y fixe et crée des ponts C – O – C ; c'est la raison pour laquelle les caoutchoucs sont plus sensibles à l'oxygène que d'autres polymères. La façon d'éviter une attaque de l'oxygène est d'éviter les polymères qui recèlent une liaison double, et de protéger le polymère de la lumière solaire en le stabilisant.

III.1.6.1 Stabilisation des polymères

Les intermédiaires réactionnels qui interviennent dans la dégradation thermique et photochimique des polymères sont, en général, des radicaux libres. Il existe différents stabilisants (antioxydants, stabilisants UV) qui permettent, soit d'inhiber la formation de radicaux libres, soit de les détruire et d'augmenter ainsi, de manière très importante, la longévité des polymères.

Diverses substances sont capables de réagir avec les radicaux libres (*chain breaking antioxidants*) qui sont les vecteurs de la réaction d'oxydation pour donner des produits inertes.

Les antioxydants les plus utilisés sont les phénols substitués dont le plus connu est l'ionol (di(*t*-butyl-*p*-crésol).

Il existe une nouvelle catégorie d'antioxydants très efficaces qui sont des lactones aromatiques qui possèdent un hydrogène très réactif.

L'atome d'hydrogène placé en α du groupe carbonyle (= C = O) de la lactone est très labile et réagit avec un radical libre. Le radical formé, très stable, disparaît par addition d'un radical R_3C • ou $R_3C - O$.

Il existe un second type d'antioxydant appelé antioxydants préventifs. Ceux-ci agissent en détruisant les peroxydes formés par des mécanismes non radicalaires.

Pour inhiber la photodégradation qui peut être extrêmement agressive dans certains environnements. Citons les revêtements protecteurs, les filtres UV et les agents de désactivation (quenchers) des radicaux. Remarquons que l'emploi de certains pigments (noir de carbone), qui rendent les polymères opaques, augmentent également considérablement la durée de vie des matériaux organiques, et en particulier des pneumatiques de voiture.

III.1.6.2 Résistance des polymères aux solvants et aux agents chimiques

La résistance d'un polymère aux solvants et aux agents chimiques est fonction de sa structure moléculaire. Un certain nombre de polymères (polyoléfines-polyfluorés) ont une excellente résistance aux agents chimiques et aux solvants, et ils peuvent être utilisés pour stocker des liquides très corrosifs (acides–bases–solvants organiques).

Il faut souligner que les mécanismes de corrosion des polymères sont très complexes et ne sont jamais de nature électrochimique comme dans les métaux car, en règle générale, les polymères ne sont pas des conducteurs électriques.

III.2 Matériaux céramiques

III.2.1 Introduction

Les céramiques sont des matériaux à base d'argile (kaolin) obtenus par cuisson à haute température. Ces céramiques constituent des produits de grande consommation : briques, matériaux réfractaires, poteries, etc. À côté de ces céramiques traditionnelles, une nouvelle génération de céramiques, comme les carbures et nitrure de silicium, s'est développée. Elles sont largement utilisées par les technologies avancées : matériaux abrasifs, céramiques ferrimagnétiques, vitrocérames …etc.

III.2.2 Caractères spécifiques aux céramiques en relation avec leur nature

Les matériaux minéraux sont constitués de composés d'éléments non métalliques avec d'autres éléments non métalliques ou métalliques : fréquemment des oxydes, mais aussi des carbures, nitrures, borures ou des composés plus complexes. Ceci explique qu'on y trouve des liaisons allant d'un caractère purement covalent ($C_{diamant}$, Si, Ge, GaAs…) à un caractère purement ionique (NaCl, MgO, Al_2O_3…), en passant par un caractère mixte (SiO_2…). L'absence d'électrons libres fait de la plupart des minéraux de mauvais conducteurs de l'électricité et de la chaleur. Ils sont fréquemment utilisés comme isolants thermiques ou électriques. Les liaisons étant particulièrement stables et fortes, les minéraux ont souvent des températures de fusion élevées et une grande inertie chimique, d'où leurs applications dans les matériaux réfractaires. Pour les mêmes raisons, leur module de Young est en général élevé. Le caractère localisé des liaisons rend les dislocations des cristaux minéraux très difficiles à déplacer par glissement : les minéraux ont donc un comportement dur et fragile, sans aucune capacité de déformation plastique, sauf au voisinage immédiat de leur température de fusion. On les utilisant comme abrasifs, comme outils de coupe ou dans des pièces devant résister à l'usure.

Les différentes classes des matériaux minéraux comprennent :

- les verres basés sur la silice (SiO_2),
- les céramiques traditionnelles ou terres cuites,
- les nouvelles céramiques techniques (cermet),
- le ciment et le béton,
- les roches et minéraux.

Le tableau III.6 donne les caractéristiques de quelques céramiques courantes.

Céramique	Terres cuites	Faïences	Grès	Porcelaines
Densité	2,1 à 2,4	2,1 à 2,4	2,1 à 2,4	2,3 à 2,5
Température de cuisson [°C]	1000°C	950 à 1200	1200	100 à 1400
Taux de porosité	15 à 30	10 à 15	0,5 à 3	0 à 2
Module de rupture σ [MPa]	5 A 40	J0 à 60	20 à 110	45 à 120

Tableau III. 6 : Caractéristiques de quelques céramiques.

La différence entre verre et céramique est caractérisée par l'ordre de la mise en forme lors du procédé d'obtention.

III.2.2.1 Les verres

Les verres sont utilisés en quantités énormes ; le tonnage annuel vient juste après celui de l'aluminium. La surface vitrée d'un immeuble de bureaux moderne peut atteindre 80% de l'aire des façades ; et le verre est utilisé comme matériau de structure capable de supporter des efforts dans les vitres d'automobiles, les bouteilles et les appareillages sous vide. Tous les verres

importants sont basés sur la silice (SiO_2). Deux présentent un intérêt primordial : le verre à vitre ordinaire, et le verre borosilicaté résistant aux températures élevées.

Principaux types de verre

- **Les verres sodocalciques** : exemple de composition : silice (72 %) + soude (13 %) + chaux (5 %). C'est le plus commun des verres. Il a une bonne stabilité chimique, mais il est sensible aux chocs thermiques. Il est utilisé pour les fenêtres, bouteilles, etc. ; facile à former et façonné.
- **Les verres borosilicates** : exemple de composition : silice (80 %) + anhydride borique (13 %) + soude (4 %) + alumine (3 %). Le plus connu, le Pyrex (1915) possède une bonne résistance aux chocs thermiques. Ils servent aussi pour l'isolation (fibres de verre) et le stockage de déchets radioactifs.
- **Les verres au plomb** : exemple de composition : silice (62 %) + oxyde de plomb (21 %) + potasse (7 %). On l'appelle cristal si la teneur en oxyde de plomb est supérieure à 24 %. En élevant la concentration (env. 60 %) on obtient un verre utilisé pour la protection contre les rayons X.
- **Les verres de silice** : il contient au moins 96 % de silice. U est très employé grâce à sa grande pureté et pour sa résistance aux températures élevées, à la corrosion et aux chocs thermiques. Il est aussi utilisé pour les fibres optiques,
- **Les vitrocéramiques (ou vitro cristallins)** : exemple de composition : silice (75 %) + alumine (15 %) + sel de titane (5 %) + oxyde de lithium (3 %). Les vitrocéramiques possèdent une grande résistance à la rupture et un coefficient de dilatation très faible. Ils sont notamment utilisés en verrerie culinaire résistante au feu (plaques de cuisson).

Le tableau III.7 présente une synthèse des compositions et des verres.

Verre	Sodocalcique	Borosilicaté	Verre au plomb	Vitro céramique
SiO_2(V)	70 - 72	76 - 80	50 - 60	75
Be_2O_3(V)	-	12 - 14	0,5	-
Na_2O (F)	13 - 14	4,5 - 5,5	2 - 5	-
K_2O(F)	0,3	0,4	0,5 - 10	-
MgO (F)	3	-	-	-
CaO (S)	8 - 9	0,4	-	-
TiO (S)	-	-	-	5 - 6
PbO (S)		-	15 - 30	-
Al_2O_3 (S)	1,5 - 3	2 - 4	1	15 - 16
LiO (S)	-	-	-	3 - 4
Utilisation	Vitre, bouteille	Verrerie alimentaire, pyrex	« Cristal », optique	Table cuisson

Tableau III. 7 : Composition de quelques verres.

III.2.2.2 Les céramiques traditionnelles

Les céramiques traditionnelles sont parmi les matériaux les plus anciens. L'origine du mot céramique vient du Grec « Keramos » qui signifie poterie. Elles sont composées de « matières premières naturelles » (argiles, silice...). Après hydratation et formage, une phase de séchage est suivie d'une cuisson. Un taux de porosité peut être considéré à l'étape du frittage.

Les principales informations sur ces céramiques sont résumées dans le tableau III.8 :

Céramique	Composition	Utilisation typique
Porcelaine Faïence Poterie Brique	Fabriquées à partir d'argiles : alumine-silicates hydratés tels que $Al_2(Si_2O_5)(OH)_4$ mélangés à d'autres minéraux inertes.	Isolateurs électriques. Vaisselle et carrelages Construction-revêtements Réfractaires

Tableau III. 8 : Les céramiques vitrifiées typiques.

III.2.2.3 Les céramiques techniques à haut performances (cermet)

Les céramiques techniques des composés non hydratés au cours de leur mise en œuvre, comptant essentiellement des oxydes, carbures et nitrures. Les pièces sont élaborées par frittage de poudres obtenues par voie chimique sèche ou aqueuse. L'addition d'un élément métallique en quantité suffisante permet d'obtenir des ***cermets*** (céramique-métal) où les particules minérales sont liées par une phase métallique.

On distingue les céramiques oxydes et les céramiques non-oxydes.

- **Céramiques oxydes**

Elles sont constituées d'un ou plusieurs oxydes dont les principaux sont : l'alumine (Al_20_3), la silice (SiO_2) et la zircone (ZrO_2). L'oxyde de zirconium présentant plusieurs variétés allotropiques, il est nécessaire de stabiliser la zircone dans l'une des structures cristallographique présente à haute température afin d'éviter sa fragmentation lors du refroidissement. Cette stabilisation est obtenue par l'addition de quelques fractions d'oxyde de magnésium (MgO) : on parle alors de zircone magnésiée (Mg-PSZ) ou d'oxyde d'yttrium (Y_2O_3). La zircone stabilisée à l'yttrium (ZrO_2 + 3 % Y_2O_3) possède une structure cristalline tétragonale, une taille de grains inférieure à 0,50 microns, une densité de 6,07 et une dureté d'environ 1400 Vickers.

Certaines céramiques oxydes sont des alliages complexes : exemple la cordiérite $2MgO\ 2A1_2O_3,\ 5SiO_2$. Le tableau 6-2 présente quelques propriétés de céramiques oxydes.

Nom	Alumine	Silice	Cordiérite	Zircone PSZ	Zircone Yttriée
Température Fusion [°C]	2050	1710	1450	2720	2720
Densité	3,9	2,2	2,5	6,05	6,05
Ténacité K_{IC} [$MPa.m^{1/2}$]	4	0,6	1,5	5	7-12
Résistivité [W.cm]	$>10^{12}$	10^{10}	10^{12}	$> 10^7$	$>10^7$

Tableau III. 9 : quelques propriétés de céramiques oxydes.

- **Céramiques non-oxydes**

Les céramiques non-oxydes sont composées de carbures (SiC, TiC, ZrC...), de nitrures (Si_3N_4, AlN, TiN...) ou de borures. Ces matériaux présentent une grande dureté (abrasifs et une bonne résistance à la corrosion. À haute température, elles présentent une résistance mécanique élevée. Par ailleurs, elles possèdent un faible coefficient de dilatation Elles sont utilisées seules ou sous forme de mélanges. Parmi les plus utilisées on peut citer :

- SiC : abrasif, miroirs spatiaux, buse de sablage,
- Si_3N_4 : palier de frottement,
- Al_2O_3-SiC : joint tournant,
- Al_2O_3-N_4Si_3 (sialon) : outil de coupe.

III.2.2.4 Ciment et béton

Le ***béton*** de ciment qui est le matériau de construction le plus utilisé actuellement est un mélange complexe de gravier, de sable (quartz) qui sont des céramiques naturelles, et de ciment hydraulique (liant) qui est mis en œuvre par coulage ou projection.

Le ciment hydraulique liant représente de 20 à 40% du volume du béton. Si on omet le gravier dans le mélange, on obtient un ***mortier***.

Les ciments hydrauliques (liants) sont des matériaux céramiques qui ont la propriété de durcir sous eau et de résister à l'action de l'eau. Les premiers ciments hydrauliques ont été utilisés dès l'Antiquité par les Romains. Ceux-ci ont notamment découvert que certaines roches éruptives (pouzzolanes) réagissent avec l'hydroxyde de calcium ($Ca(OH)_2$) en formant un produit pratiquement insoluble dans l'eau qui constitue un ciment hydraulique. La découverte des ciments hydrauliques (Portland) utilisés actuellement en construction civile est assez récente puisqu'elle remonte à 150 ans environ.

Le ciment est un mélange de chaux (CaO), de silice (SiO_2) et d'alumine (Al_20_3) qui prend lorsqu'il est mélangé à de l'eau. Le béton est fait de sable et de graviers (agrégat) soudés ensemble par du ciment. Le tableau III.10 résume ce qu'il faut savoir.

Ciment	Composition typique	Utilisation typique
Ciment Portland	CaO+SiO2 +Al203	Panneaux préfabriqués, dallages etc., et constituant du béton. Bâtiment et génie civil.

Tableau III. 10 : Ciments et bétons typiques.

III.2.2.5 Les roches et minéraux.

La pierre est le plus ancien et le plus durable des matériaux de construction. Les pyramides sont âgées de 5000 ans. Utilisées pour supporter des efforts, les pierres se comportent comme toutes

les autres céramiques ; et les critères utilisés pour la conception des structures en pierres sont les mêmes. L'une de ces céramiques naturelles, néanmoins, est unique. II s'agit de la ***glace***, qui se forme en quantités énormes à la surface de la terre. Ses propriétés mécaniques sont d'une importance capitale pour certains problèmes techniques, comme celui des brise-glaces, ou bien la construction des plates-formes pétrolières offshore dans 1'Arctique. Le tableau III.11 dresse la liste des principales céramiques naturelles.

Céramique	Composition typique	Utilisation typique
Calcaire (et marbre)	$CaCO_3$	Enrochements, bâtiment
Grès	SiO_2	et
Granit	Silicates d'alumine	génie civil
Glace	H_2O	Génie glaciologique

Tableau III. 11 : les céramiques naturelles typiques.

III.2.2.5.1 Autres matériaux minéraux

Graphite et carbones « *céramiques noires* » : Outre sa structure cubique diamant, le carbone peut aussi plus couramment cristalliser avec la structure hexagonale du graphite, aux propriétés très anisotropes. Le graphite est traditionnellement obtenu à partir de particules de coke de pétrole ou de charbon agglomérées par du brai ou du goudron. Après compactage et pyrolyse des éléments volatils vers 900 °C, un frittage entre 2600 et 3000 °C permet d'obtenir un graphite plus ou moins compact à grains de l'ordre du micromètre. On peut également obtenir un matériau graphitique par craquage d'hydrocarbure et dépôt en phase vapeur, ou pyrolyse d'une préforme polymère ; il est alors appelé carbone vitreux en raison de ses multiples fautes d'empilement et de sa très faible taille de grains ; il est moins sensible à l'oxydation.

Les applications du graphite sont liées à sa bonne conductivité thermique et électrique, à sa bonne tenue à haute température (en atmosphère réductrice) et à ses bonnes propriétés tribologiques.

Plâtre : Il est obtenu par déshydratation à chaud du gypse ($CaSO_4$, H_2O). Le mélange d'eau à la poudre déshydratée provoque la réaction inverse de cristallisation de gypse, qui conduit à un produit solide.

III.2.3 Comportement mécanique

Toutes les céramiques, sans exception, sont des solides durs et fragiles. Lors d'une conception utilisant des métaux, les ruptures par entrée en plasticité et par fatigue constituent les hypothèses de base des calculs. Pour les céramiques, la plastification et la fatigue sont des problèmes secondaires c'est la ***rupture fragile***, provoqué par les contraintes thermiques, qui constitue la principale préoccupation.

III.2.3.1 Caractérisation des propriétés mécaniques des matériaux céramique

Les céramiques, comme les métaux (mais à l'opposé des polymères), possèdent un module d'Young bien défini : sa valeur ne dépend pas sensiblement de la durée d'application de la charge. Les modules des céramiques sont supérieurs à ceux des métaux, ce qui reflète la plus grande raideur des liaisons ioniques dans les oxydes simples, et des liaisons covalentes dans les silicates. Et comme leurs structures cristallines sont souvent non compactes, leurs densités sont faibles. Ceci leur confère des modules spécifiques (E/ρ) très attractifs par leurs valeurs élevées. Le tableau III.12 montre que l'alumine, par exemple, a un module spécifique de 100 (contre 27 pour l'acier). C'est là l'une des raisons qui pousse à l'utilisation des céramiques ou des fibres de verre dans les composites leur présence élève considérablement la raideur spécifique du composite.

Matériau	Module E (GPa)	Masse volumique ρ ($Mg\ m^{-3}$)	Module spécifique E/ρ ($GPa/\ Mg\ m^{-3}$)
Aciers	210	7,8	27
Alliages d'aluminium	70	2,7	26
Alumine, Al_2O_3	390	3,9	100
Silice, SiO_2	69	2.6	27
Ciment	45	2,4	19

Tableau III. 12 : Modules spécifiques ; comparaison entre les céramiques et les métaux.

Le comportement intrinsèquement fragile des céramiques est amplifié par la présence de microfissures ou des porosités résiduelles dues à l'élaboration par frittage. Leur ***ténacité*** est faible, de l'ordre de K_{IC} (céramique) ≈ K_{IC} (métal) / 50.

La fragilité rend le plus souvent impossible la mesure directe des caractéristiques mécaniques en traction (Re ≅ Rm, A% ≅ 0). Re : la limite élastique, Rm : la résistance à la rupture, A% : l'allongement. Les essais mécaniques le plus pratiqués sont :

1) **L'essai de compression** : la rupture provenant dans ce cas de la propagation stable de multiples fissures, la contrainte limite Rmc (la résistance à la compression (figure III.13(c))) qui en découle est très supérieure à la limite de rupture en traction Rmt (la résistance à la traction (figure III.13(a))).

$$Rmc \approx 15\ Rmt \quad \text{(III.9)}$$

2) **L'essai de flexion 3-points** (figure III.13(b)) : la contrainte appliquée varie linéairement dans une section de l'échantillon depuis la compression pure jusqu'à la traction pure. La région qui subit la contrainte de traction maximale étant uniquement la zone la plus étirée, la valeur de contrainte limite qui s'en déduit, appelée module de rupture σ_R, est nettement supérieure à la limite de rupture en traction Rmt :

$$\sigma_R \approx 1{,}7 \cdot Rmt \quad \text{(III.10)}$$

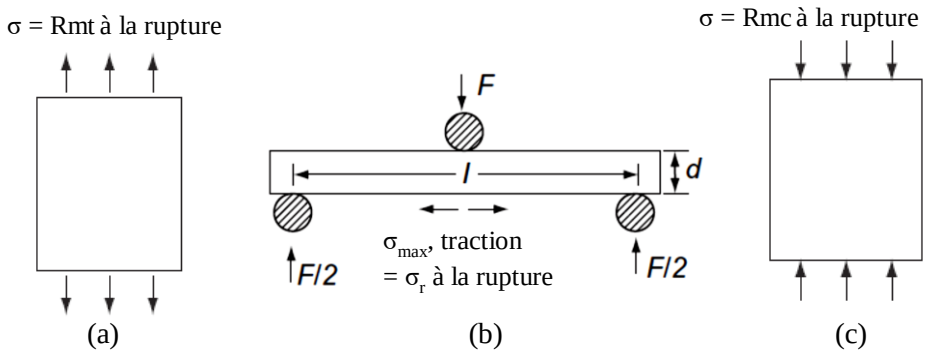


Figure III. 13 : Les essais qui permettent de mesurer la résistance à la rupture des céramiques.

III.2.4 Méthodes de mise en œuvre des matériaux céramiques

Le pressage à chaud des poudres est l'une des diverses méthodes courantes de frittage utilisées pour mettre en forme les céramiques, qui nécessitent des méthodes adaptées à leurs propriétés particulières. C'est vrai que le verre se liquéfie à une température modérée (1000°C), et peut être moulé comme un métal. A une température plus basse (aux alentours de 700° C), il est très visqueux, et peut être mis en forme par des méthodes utilisées pour les métaux : laminage, matriçage et forgeage. Mais les céramiques techniques ont des points de fusion élevés (typiquement 2000°C) qui excluent toute possibilité de coulée et moulage et elle ne possèdent pas la capacité de déformation plastique qui autorise toute la vaste gamme des procédés de mise en forme secondaire applicables aux métaux forgeage, laminage, usinage et ainsi de suite. La plupart des céramiques sont mises en œuvre à partir de poudres, qui sont pressées et cuites, de diverses manières, pour obtenir la forme de la pièce finale (figure III.14). Le procédé le plus général pour l'obtention de pièces massives en céramiques est donc le frittage, il s'agit d'un soudage progressif de grains de poudres sous l'effet conjoint de la pression de contact et de la température (figure III.15) selon la procédure suivante :

- Agglomérés à l'aide d'un liant (polymère visqueux), les grains de poudre sont compactés dans une préforme.
- Ce comprimé est porté à haute température (au moins 0,6 T_F). Le liant est éliminé par pyrolyse et/ou évaporation. La minimisation des énergies de surface et d'interface provoque par diffusion volumique et superficielle l'apparition de «cols» entre les particules.
- La porosité est d'abord interconnectée et ouverte. Lorsque le maintien est prolongé, les cavités résiduelles s'isolent et se réduisent de plus en plus par diffusion de lacunes vers l'extérieur de la pièce, principalement le long des joints de grains et secondairement à travers la masse du solide.
- Des porosités résiduelles subsistent fréquemment dans les matériaux frittés. Elles sont caractérisées par leur taille et leur fraction volumique. Une porosité résiduelle ouverte

permet d'obtenir des matériaux poreux perméables (filtres métalliques, verres poreux…) ; une porosité fermée permet d'obtenir des matériaux de masse volumique apparente plus faible que le matériau massif correspondant.

- Un recuit de quelques heures permet d'obtenir une densification complète avec des poudres métalliques, au-delà de 95 % avec des poudres céramiques. Elle est d'autant plus rapide que la température est élevée.

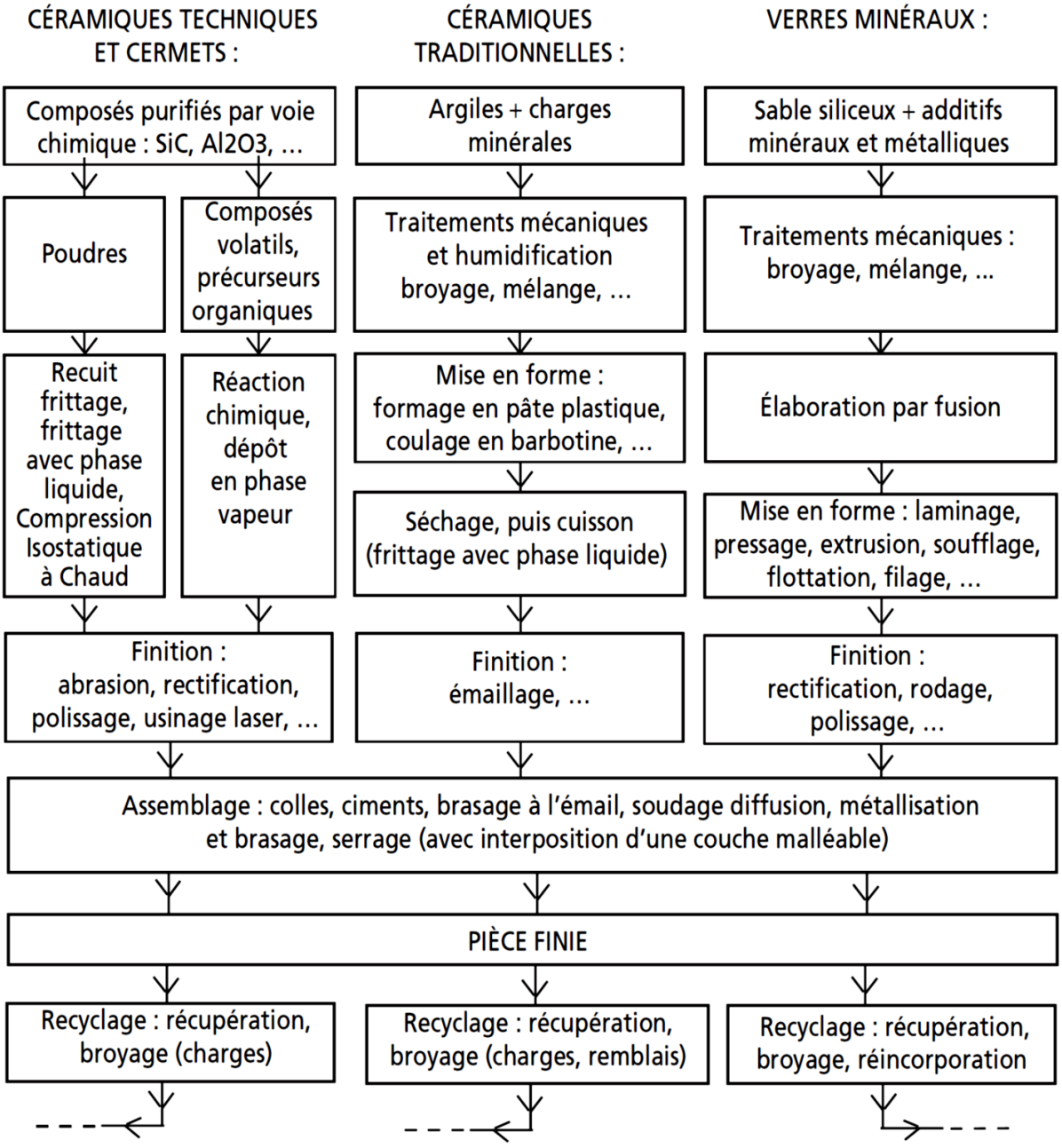
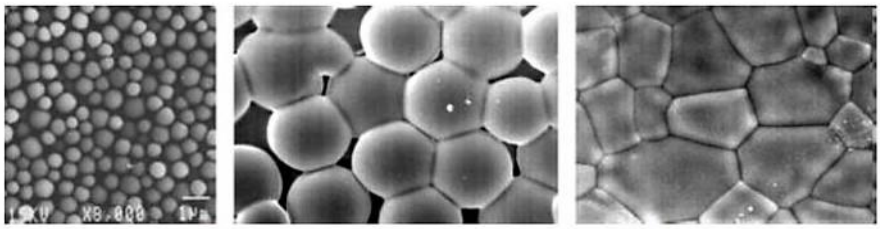


Figure III. 14 : Principaux procédés de mise en œuvre des matériaux céramiques et des verres.



(a) (b) (c)

Figure III. 15 : Etapes intermédiaires du frittage du céramique ZrO_2.

III.3 Matériaux composites

III.3.1 Introduction

En combinant divers types de matériaux normalement non miscibles et en contrôlant leur morphologie et leur répartition, on obtient des matériaux composites, dont les propriétés sont complètement différentes de celles des matériaux de base. Cette technique est très ancienne, car elle est utilisée depuis des siècles dans la fabrication de matériaux de construction tels les torchis, ce mélange de terre séchée et non cuite additionnée de paille. On peut en outre considérer que le béton, qui est lui-même un composite lorsqu'il est armé, est un matériau composite béton-acier. Cette approche des matériaux composites peut-être complété par la définition qu'en a donnée J. M. Berthelot en 1992 « un matériau composite est constitué de l'assemblage d'au moins deux matériaux non miscibles et de nature différentes, se complétant et permettant d'aboutir à un matériau dont l'ensemble des performances est supérieur à celui des composants pris séparément ».

Le principe des matériaux composites est de choisir et d'ordonner correctement des renforts (soit dans la masse, soit en couches) noyés dans une matrice.

Si le développement des matériaux composites a d'abord concerné les composites à matrice polymère (CMP), c'est que l'on cherchait à améliorer la faible rigidité des matières plastiques. Toutefois, durant les dernières décennies, on a élargi les principes mis en œuvre pour les CMP aux composites à matrice métallique (CMM), afin d'améliorer la rigidité des matrices ainsi qu'aux composites à matrice céramique (CMC) ; dans ce cas, on veut améliorer la ténacité de la matrice céramique intrinsèquement fragile. Les matériaux composites suscitent un intérêt croissant dans de nombreux domaines. Le transport aérien est certainement l'illustration la plus significative de cette évolution. L'objectif pour la prochaine génération d'appareil est d'avoir 80 % de composite.

Si la grande majorité des composites sont synthétisés, il existe des composites naturels :

- Le bois est un composite à base d'une matrice de lignine et d'hémicellulose (composé amorphes) et de renforts en fibre de cellulose.
- L'os est un composite à base d'une matrice en collagène et de renforts en apatite.

III.3.2 Association de matériaux

Un matériau composite est constitué d'une phase « continue » nommée matrice et d'une ou plusieurs phases « discontinues » constituées d'éléments nommés renforts. Les renforts assurent la tenue mécanique.

III.3.2.1 Les matrices

La matrice est la phase continue du composite qui a pour principale fonction de lier, de façon plus ou moins complexe, les renforts tout en transmettant les efforts à ces derniers. Elle permet d'assurer aussi la protection des fibres renforts vis-à-vis de leur environnement. Enfin, elle confère au produit la forme et la géométrie souhaitée.

La figure 5-2 présente les différents types de matrices couramment utilisées en milieu industriel. Le choix de celles-ci étant intrinsèquement lié aux types de renforts et à son application.

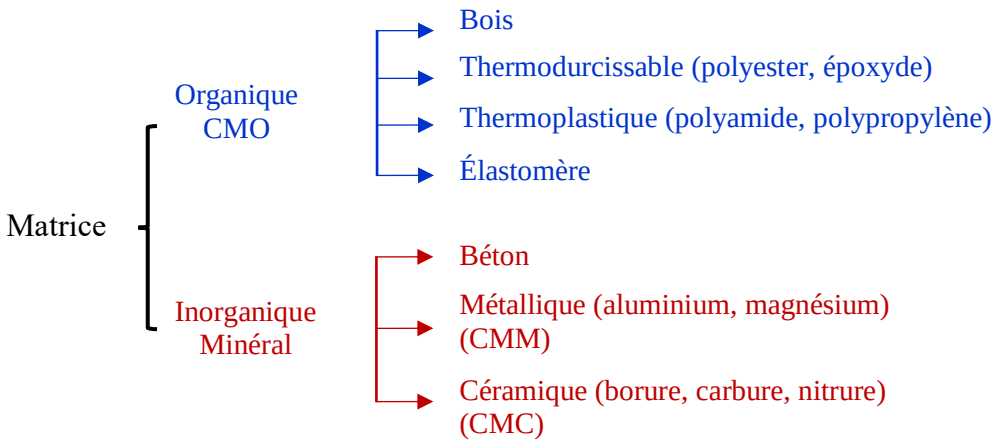


Figure III. 16 : Les différents types des matrices.

III.3.2.2 Les renforts

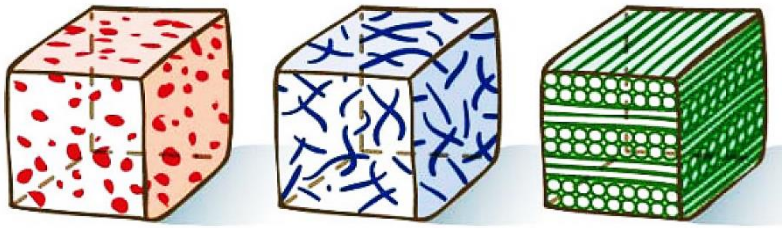
Les renforts assurent les propriétés mécaniques du composite. D'un point de vue géométrique on distingue plusieurs types de renforts.

Les particules (figure III.17(a)), les graviers dans le ciment forment le béton. Pour certaines de ces particules on utilise le terme de charges.

Les fibres (figure III.17(b) et (c)), on distingue deux types de fibres :

III.3.2.2.1 Les fibres courtes

Elles sont utilisées pour les pièces de petite taille moulées par injection et aux caractéristiques mécaniques réduites, Associées à une matrice thermodurcissable, elles sont utilisées pour des températures supérieures à 150 °C.



(a) (b) (c)

Figure III. 17 : Forme des renforts.

III.3.2.2.2 Les fibres longues

Associées à une matrice polyester, elles sont réservées aux pièces de grande diffusion. Dans une matrice époxy, les libres longues sont réservées aux pièces nécessitant des performances élevées. Elles sont également utilisées avec des matrices thermoplastiques.

Les stratifiés (figure III.17(c)), on appelle stratifié ce qui résulte de plusieurs couches (ou plis) de nappes unidirectionnelles ou de tissus avec des orientations propres à chaque plis. La direction des fibres est définie à partir d'un système d'axe (figure III.18).

Cette architecture des stratifiés est la base de leur désignation :

- les couches sont nommées successivement entre crochet en partant de la face inférieure à la face supérieure avec un slash « / » si les orientations sont différentes. Les couches successives de même orientation sont désignées par un indice qui donne le nombre de couches similaires. Exemple de la figure III.18 : $[0/45/90_2/-45]$.
- En cas de structure symétrique, un indice « s » indique le plan de symétrie. Exemple : $[0/45/-45]_s$ correspond à l'architecture [0/45/-45/-45/45/0].
- En cas de structure hybride composée de différents matériaux, la nature des fibres est indiquée par une lettre en indice (V pour les fibres de verre, C pour celle de carbone, K pour le kevlar,..). Ainsi, pour la figure III.18 si le pli 0 est en fibre de verre, le 45 et - 45 en carbone et le 90 en kevlar, on a : $[0_V/45_C/90_{K2}/-45_C]$.

Selon la configuration du renfort, on distingue les ***matériaux composites unidirectionnels***, dans lesquels les fibres sont toutes orientées selon la même direction (en général selon la direction principale des contraintes), des ***matériaux composites multidirectionnels***, dans lesquels les fibres peuvent se présenter sous forme de mat.

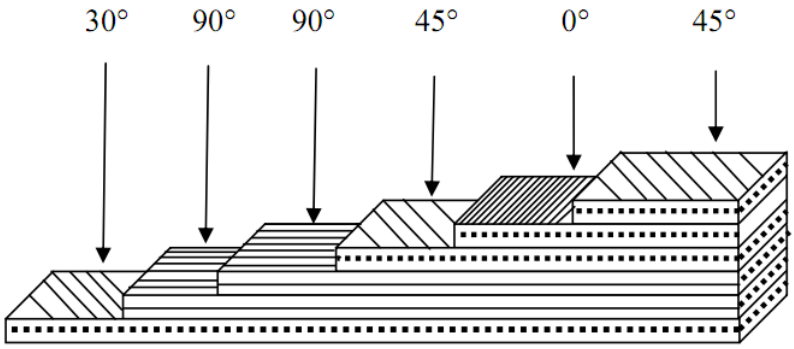


Figure III. 18 : Désignation d'un stratifié.

La figure III.19 présente les différents types de matrices couramment utilisées en milieu industriel.

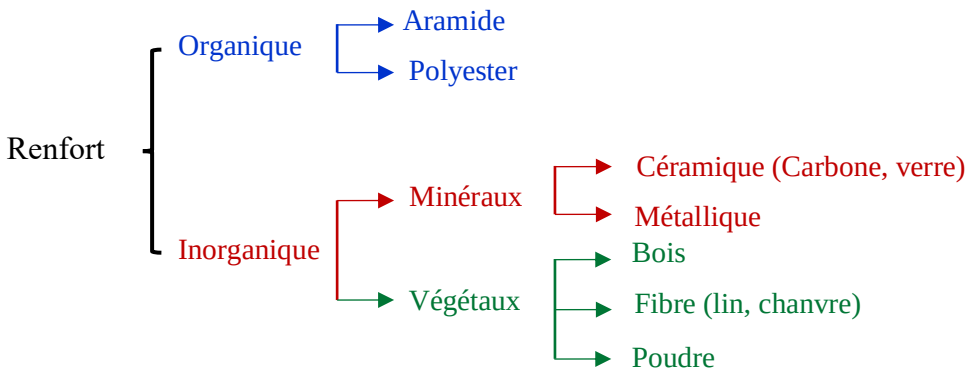


Figure III. 19 : Les différents types de renfort.

Le tableau III.13 : donne les caractéristiques de différentes fibres.

Renfort	Diamètre de la fibre (µm)	Masse volumique ($kg.m^{-3}$)	Module de Young (MPa)	Rm (MPa)	Allongement à rupture
Verre R	10	2500	86000	3200	4
Verre E	16	2600	74000	2500	3,5
Carbone HM	6.5	1800	390000	2500	0,6
Carbone HR	7	1750	230000	3200	1,3
Kevlar 49	12	1450	130000	2900	2,3

Tableau III. 13 : Caractéristiques de quelques fibres.

III.3.3 Anisotropie des composites

Les propriétés physiques et mécaniques des composites sont complexes car directement liées au comportement d'un mélange fortement ***anisotrope***.

III.3.3.1 Loi des mélanges : principe

La loi des mélanges permet sous certaines conditions de déterminer certaines caractéristiques du composite en fonction de la fraction volumique du renfort.

Si on pose :

- P_M Propriété de la matrice,
- P_R Propriété du renfort,
- P_C Propriété du composite,
- V_R Fraction volumique (%) du renfort ($V_R = A_C \times l_C$).

La propriété du composite est donnée par :

$P_C = V_R P_R + (1-V_R)\, P_M$

III.3.3.2 Loi des mélanges : calcul densité du composite

À partir de la loi énoncée ci-dessus on peut calculer la densité moyenne du composite.

Si : ρ_M densité de la matrice et ρ_R densité du renfort, alors la densité du composite ρ_C

$$\rho c = Vr\, \rho_R + (1 - V_R)\, \rho_M$$

III.3.3.3 Loi des mélanges : calcul de ε_C, $r\varepsilon_C$, rm_c et ε_C

La figure 5-6 représente différentes orientations de fibres par rapport à l'axe de sollicitation.

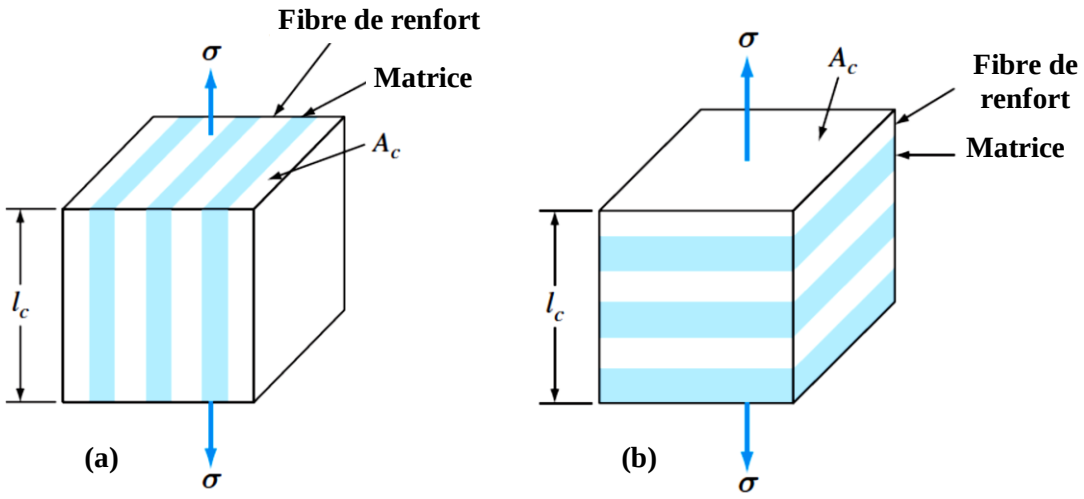


Figure III. 20 : Un composite renforcé par fibres, sous contraintes : (a) la direction de contrainte qui mène au module le plus élevé, (b) la direction de contrainte qui conduit au module le plus bas.

- **Calcul du module de Young du Composite : E_C de Re_C et de Rm_C**

Lorsqu'on mélange deux matériaux au comportement élastique linéaire et de module de Young différent, le produit est encore élastique et linéaire.

Le calcul du module de Young à partir de la loi des mélanges est possible si la force (figure III.20(a)) est parallèle aux fibres. Dans ce cas, sous l'effet d'une force ***F***, la matrice, les fibres et le composite subissent une déformation unitaire identique, ce qui se traduit par :

$$\varepsilon_C = \varepsilon_M = \varepsilon_R$$

En appliquant la loi des mélanges on obtient :

Pour le module de Young : $E_C = V_R\, E_R + (1 - V_R)\, E_M$

De même dans cette direction on peut déterminer :

- la limite d'élasticité du composite : $Re_C = V_R\ Rm_R + (1 - V_R)\ Rm_M$
- la résistance maximale à la traction du composite : $Rm_C = V_R\ Rm_R + (1 - V_R)\ Rm_M$

L'allongement unitaire : ε_C

De manière analogue, pour une force perpendiculaire au sens des fibres (figure III.20 (b)), les contraintes dans la matrice, dans les renforts et dans le composite sont identiques.

Cela se traduit par

$\sigma_R = \sigma_M = \sigma_C$

En appliquant la loi des mélanges on obtient

Pour la déformation unitaire : $\varepsilon_C = V_R\ \varepsilon_R + (1 - V_R)\ E_M$

III.3.4 Procédé de mise en forme

Le procédé de mise en forme des composites va dépendre de plusieurs critères dont la taille de la pièce, leur nombre, la nature de la matrice et des renforts. La figure III.21 représente le schéma d'un de ces procédés de mise en œuvre.

La pultrusion ou extrusion par tirage est un procédé de mise en œuvre en continu de tubes et profilés en matériaux composites. Le terme « pultrusion » est vraisemblablement composé des mots anglais « pull » (tirer) et « extrusion ». Le premier brevet relatif à la pultrusion date de 1951 et W. Brandt Goldsworthy est reconnu comme son inventeur.

La pultrusion permet la production de profilés de section constante en grande série. Leur forme peut être simple (tube, lamellé plat, jonc, parallélépipède, etc.) ou plus complexe. Exemples : cannes à pêche ou de golf, manches d'outil.

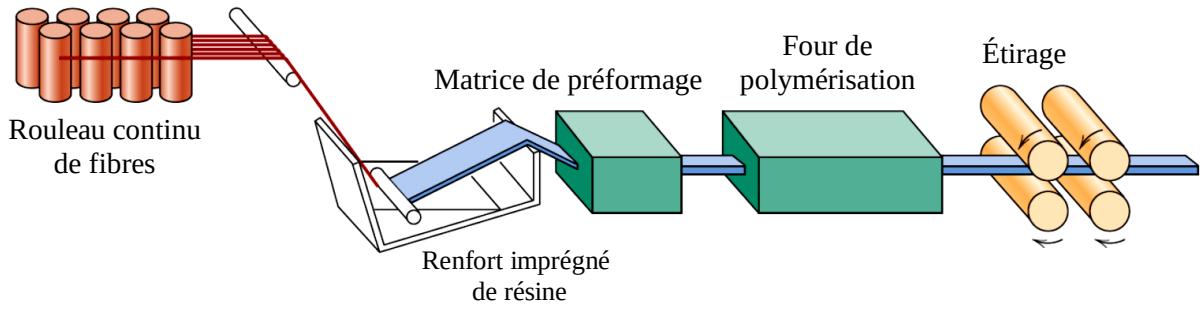


Figure III. 21 : Schéma simplifié du procédé de pultrusion.

Le fonctionnement général peut se résumer ainsi : le renfort (tissu, mat, fibres) conditionné en bobine et imprégné de résine thermodurcissable ou de polymère thermoplastique est tiré à travers une longue filière chauffée qui contrôle la teneur en résine ou polymère et détermine la forme de la section. Le passage dans ce four va ainsi provoquer la polymérisation de la résine ou la fusion du polymère et donner la forme finale. Le produit est ensuite coupé à la longueur souhaitée. Ce procédé est plus lent que l'extrusion.

Il y a plusieurs types de procédés de mise en forme. La figure III.22 résume les principaux procédé de mise en œuvre des composites.

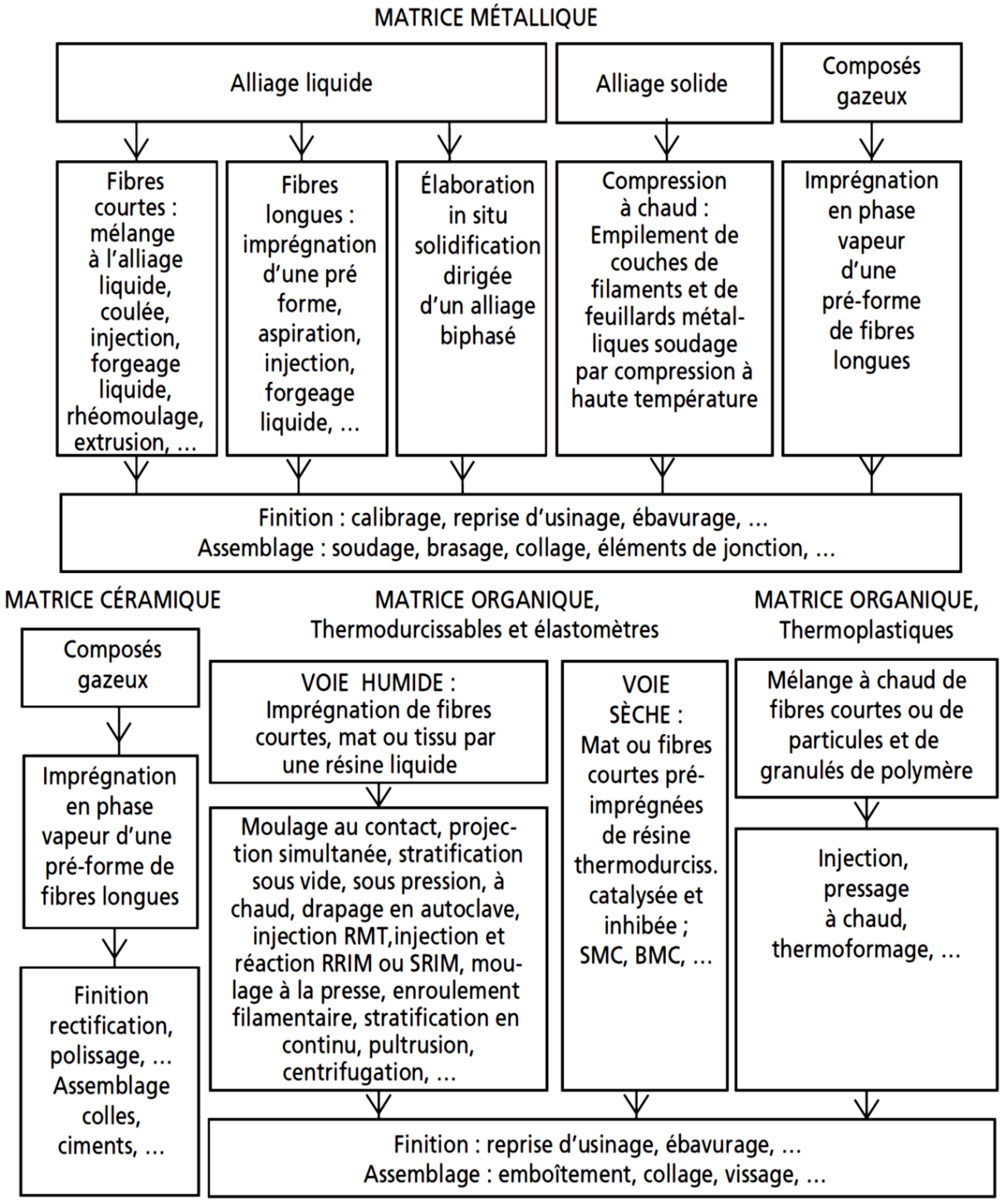


Figure III. 22 : Principales méthodes de mise en œuvre des matériaux composites. Elles sont conditionnées essentiellement par la nature de la matrice.

Parmi les plus importants procédés on peut citer :

- Le moulage au contact.
- Le moulage par projection simultanée : technologie similaire mais les fibres coupées sont projetées au pistolet.

- Le moulage sous vide : Infusion.
- L'estampage TRE.
- L'injection thermodurcissable BMC (*Bulk Molding Compound*).
- La compression thermodurcissable SMC (*Sheet Molding Compound*).
- Le thermoformage (CMP à matrice thermoplastique en plaque).
- La stratification en continue (produits longs).
- La pultrusion (produits longs, figure III.21).
- L'enroulement filamentaire (forme de révolution).
- La centrifugation (forme de révolution).
- Les procédés d'injection par réaction RIM (*Reaction Injection Molding*).
- Le moulage par injection de résine liquide RTM (*Resin Transfert Molding*).
- Le procédé d'injection RIM (*Reaction Injection Molding*).

III.3.5 Problème d'assemblage et d'usinage

Avant de concevoir un assemblage de pièces en matériaux composites, il est important de bien définir son environnement : fonctions à assurer par l'assemblage, géométries possibles, matériaux à assembler, contraintes techniques, conditions d'utilisation, contraintes économiques, etc.

Le concepteur pourra alors orienter son choix vers l'une ou l'autre des techniques d'assemblage envisageables :

- Boulon ou rivet,
- Collage,
- Stratification,
- Soudage.

III.3.5.1 Assemblage par boulon ou rivet

Ce mode d'assemblage offre l'avantage d'être démontable. Facile à mettre en œuvre, il parait aussi souvent sécurisant.

Ses limites : la nécessité d'un perçage, les concentrations de contraintes aux bords des trous, l'alourdissement du aux boulons ou aux rivets, le risque de corrosion galvanique avec les matériaux en contact de natures différentes.

III.3.5.1.1 Choix de l'élément de fixation

Généralement, les fournisseurs de boulon-visserie proposent une gamme spéciale de composite thermodurcissable ou thermoplastique, dont la géométrie a été adaptée à ces types de matériaux.

Pour un montage rapide, simple et soumis à peu d'effort, sans montage et démontage trop souvent répétés, on choisira une fixation par vis autotaraudeuses.

Avec des éléments de fixation métalliques, il est conseillé de prendre des précautions pour les assemblages dont un élément au moins est un composite à base de fibres de carbone, conductrices d'électricité. En effet, il peut se créer des corrosions du type galvanique, dues à une différence de potentiel entre les deux éléments. Pour y remédier à ce problème, il faut éviter tout contact entre les fibres et le métal, mais cela est difficile dans la mesure où les trous sont généralement usinés et par conséquent les fibres de carbone mises à nu. Il faut donc choisir des éléments de fixation non conducteurs ou résistants à la corrosion, par exemple en acier inox ou en alliage de titane.

Pour les joints vissés, il est essentiel de supprimer tous les angles intérieurs vifs pouvant être des amorces de fissuration. Les formes de filets en triangle ou en dents de scie arrondies sont préférables.

III.3.5.1.2 Règles de conception

Géométrie : les vis, boulons et inserts doivent être perpendiculaires aux stratifications.

Orientation des fibres : La résistance optimale d'un assemblage de stratifiés boulonné est obtenue avec un empilement quasi-isotrope dans la zone d'assemblage.

Serrage : Appliquer un effort de serrage homogène sur tous les boulons. Sinon on s'expose à une perte de résistance, d'autant plus forte que l'anisotropie des éléments stratifiés est grande.

Mode d'obtention du trou : Il vaut mieux le réaliser par usinage que par moulage. En effet, par moulage, les fibres vont contourner plus ou moins bien le trou et laisser des zones plus faibles. Si l'on est contraint de choisir la solution moulage, il faut interposer un insert pour transmettre l'effort entre l'élément de fixation et le stratifié.

Jeu entre boulon et trou : Ce jeu doit être le plus petit possible pour avoir un maximum de surface de contact et répartir la contrainte que l'axe du boulon transmet à la paroi du trou.

Cas des structures sandwich : Une structure sandwich est très rigide, mais le matériau d'âme est souvent fragile et les peaux de surface généralement fines. Il faut donc visser dans une zone dense (stratifié ou résine et non pas dans la mousse ou le nid d'abeille de l'âme.

L'assemblage boulonné, quant à lui, nécessite d'interposer un insert comprenant un appui ou épaulement suffisamment large sur chaque face pour répartir les efforts.

Dimensionnement : Dans le cas particulier des vis autotaraudeuses, il est admis qu'il faut un perçage d'un diamètre égal à 0.8 fois celui de la vis. La tenue mécanique d'un tel assemblage dépend de la nature du stratifié, de la géométrie de la vis, de la profondeur de pénétration, des diamètres de la vis et du trou enfin du sens de l'effort.

III.3.5.2 Assemblage par collage

Comme nous l'avons dit précédemment, la présence de boulons ou des rivets dans les structures mécaniques réduit la surface effective des échantillons et introduit des concentrations de contraintes localisées, tandis que le collage n'altère pas l'intégrité des matériaux assemblés et la répartition des contraintes s'effectue sur une plus grande surface.

Parmi les principaux avantages du collage : la tenue à la fatigue, l'étanchéité, l'isolation électrique et thermique, la légèreté, la tenue aux agents chimiques et esthétique, mais il a aussi ses inconvénients : température de service limitée, sensibilité à l'eau, indémontabilité, nécessité d'une mise en œuvre soignée, multiplicité des références commerciales d'adhésifs.

III.3.5.3 Assemblage par stratification

La stratification est une technique de moulage utilisable pour assembler des éléments séparés. Surtout intéressante pour les grandes structures, elle offre une grande liberté de conception.

III.3.5.4 Assemblage par soudage

Une technique réservée aux thermoplastiques mais avec une palette de procédés parmi lesquels le soudage aux gaz chauds, le soudage au miroir le soudage par induction, le soudage par friction, le soudage par ultrasons. Comme les joints collés, les joints soudés sont indémontables.

III.3.6 Spécificité du comportement mécanique

Les modules $E_{\parallel}$et $E_{\perp}$ d'un composite à 50% de fíbres (par exemple) sont très différents : un composite uniaxial (où toutes les fibres sont parallèles) est excessivement anisotrope. En tissant des fibres à angle droit (figure III.23), on rend égaux les modules dans les directions 0° et 90°, mais les modules à 45° restent très faibles. L'isotropie est grosso modo rétablie en empilant des couches tournées de 45°, pour obtenir un composite stratifié, analogue à du contreplaqué.

Le comportement anisotrope des composites induit par conséquent que leurs propriétés mécaniques dépendent de l'orientation des fibres de renfort par rapport à la direction des contraintes.

La figure III.25(a) présente l'évolution du module de Young E et de la résistance maximale Rm à la traction d'un composite à renfort fibreux en fonction de la direction des fibres et de l'axe de sollicitation. La figure III.25(b) représente une micrographie électronique à balayage de la surface de rupture d'un alliage argent-cuivre renforcé par des fibres de carbone. Une mauvaise liaison entraîne une grande partie de la surface de rupture à suivre l'interface entre la matrice du métal et les fibres de carbone.

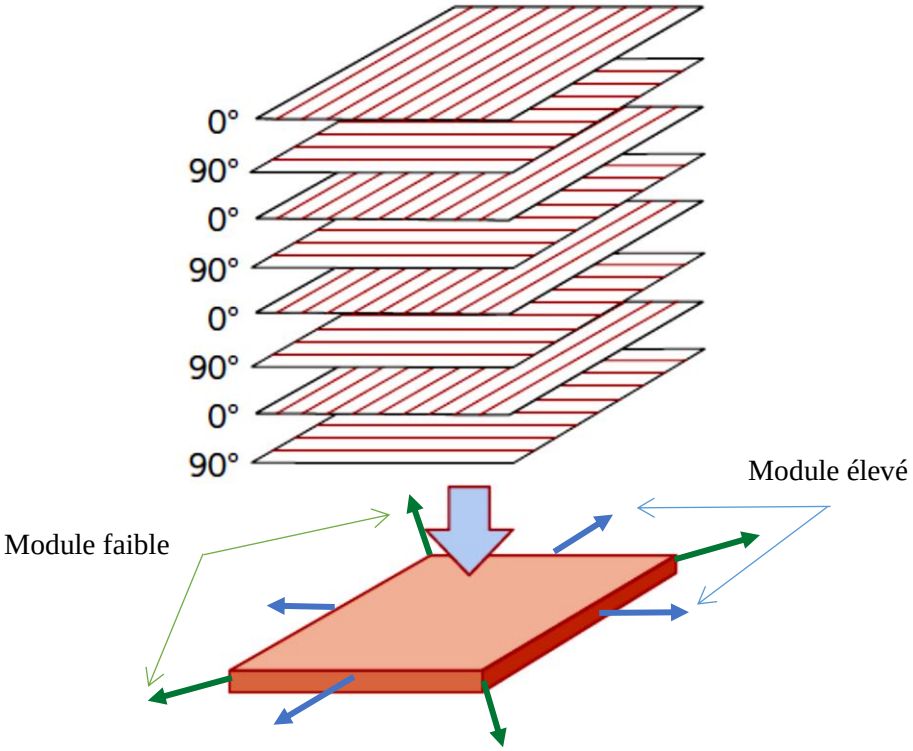
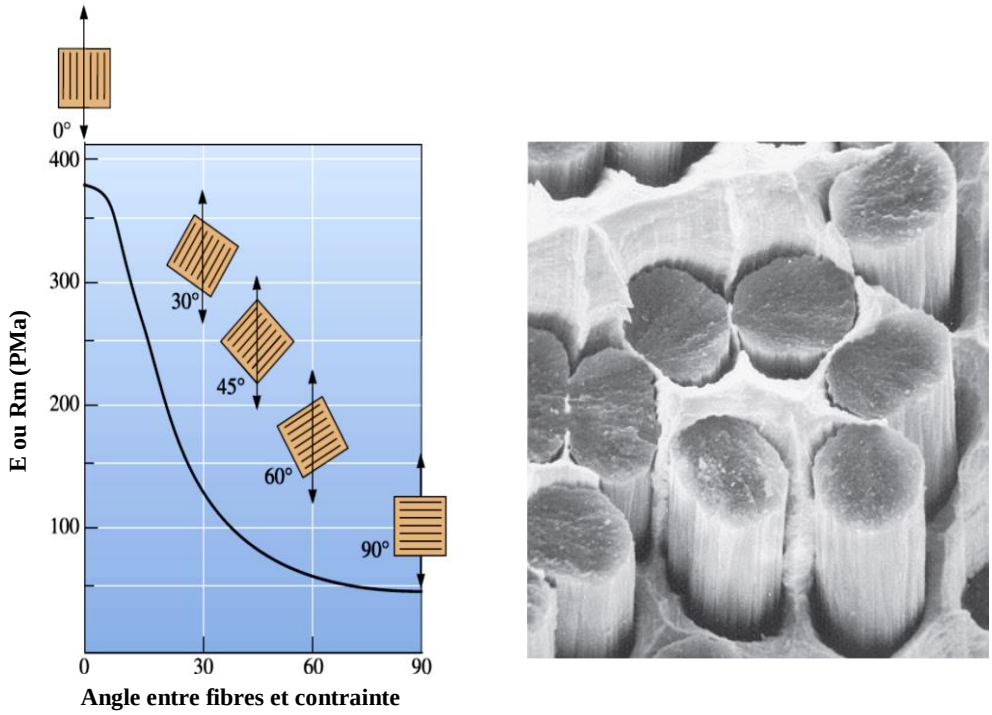


Figure III. 23 : Un stratifié 0-90° a des directions des module élevé et d'autre de module faible ; un stratifié de 0-45-90-135° est presque isotrope.



(a) (b)

Figure III. 24 : Effet de l'angle d'orientation des fibres sur le module de Young ou la résistance à la traction de l'époxy renforcé de fibres de verre, (b) illustre un mauvais collage de fibres de carbone dans une matrice en alliage argent-cuivre.

La figure III.25 montre l'évolution du module de cisaillement (G) et la contrainte de cisaillent (τ) en fonction de l'orientation des fibres.

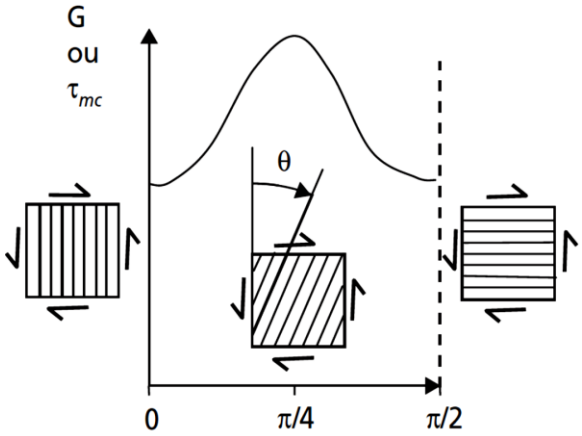


Figure III. 25 : Évolutions schématiques des rigidités d'un composite à renfort fibreux unidirectionnel avec l'angle θ entre la direction des fibres et la direction de sollicitation.

Beaucoup de composites fibreux sont faits de fibres rigides et fragiles dans une matrice polymère plus ductile. Leur courbe contrainte/déformation ressemble alors à celle (en trait continu ver de la figure III.26. Dans cette figure les résistances à la rupture en traction pour la fibre et la matrice sont indiquées par σ^*_f, et σ^*_m, respectivement, et leurs déformations à la rupture correspondantes à ε^*_f, et ε^*_m ; de plus, on suppose que $\varepsilon^*_m > \varepsilon^*_f$, ce qui est normalement le cas.

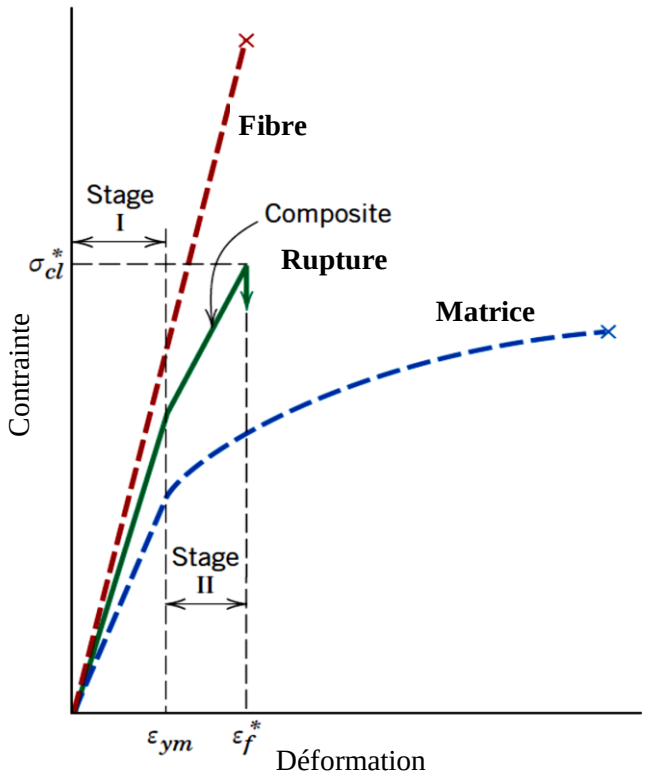


Figure III. 26 : Courbe schématique de contrainte-déformation pour un composite renforcé par des fibres alignées, exposé à une contrainte uniaxiale appliquée dans la direction de l'alignement.

La figure se comprend quasiment d'elle-même. La courbe contrainte/déformation est linéaire, de pente E (module de Young) jusqu'au début de la déformation plastique dans la matrice à la fin du stage I. Typiquement, pour un composite de ce type, la matrice cède et se déforme plastiquement à ε_{ym}. Par la suite, l'essentiel de la charge supplémentaire est supporté par les fibres (en trais discontinu rouge), qui continuent leur déformation élastique jusqu'à ce qu'elles cassent à la fin du stage II. Le début de la dégradation du composite commence lorsque les fibres entament leur rupture, ce qui correspond à une déformation d'environ ε^*_f. La rupture du composite n'est pas

Lorsque cela se produit, la pente de contrainte diminue jusqu'à la limite d'élasticité de la matrice (mais pas de façon catastrophique, puisque toutes les fibres ne cèdent pas en même temps). Lorsque la matrice casse, le polymère se rompt complètement.

IV Critères de sélection des matériaux

IV.1 Introduction

La définition d'un produit commence par l'expression du besoin, formalisé dans un cahier de charges fonctionnel, qui contient une présentation du contexte et l'énoncé du besoin en termes de finalité du produit pour l'utilisateur, une expression fonctionnelle de ce besoin faisant apparaître les fonctions de service et les contraintes, et leurs critères d'application, avec une flexibilité pour les niveaux de ces critères. L'étude de faisabilité, la recherche de solutions, et différentes variantes peuvent être étudiées pour mieux être informé et faire ressortir des solutions innovantes. Le développement de la construction d'un projet dépond du dimensionnement, choix des matériaux, des composants, vérification des solutions, évaluation des coûts...

Dans la figure IV.1, la sélection des matériaux peut intervenir à différentes étapes allant des classes de matériaux plus précises, et enfin, dans l'étude de détail, à des matériaux particuliers : composition, microstructure, propriétés dans la masse et de surface, c'est-à-dire des matériaux associés à des procédés de mise en œuvre. Des mises au point par itérations successives permettent d'affiner le projet avant l'étape d'industrialisation.

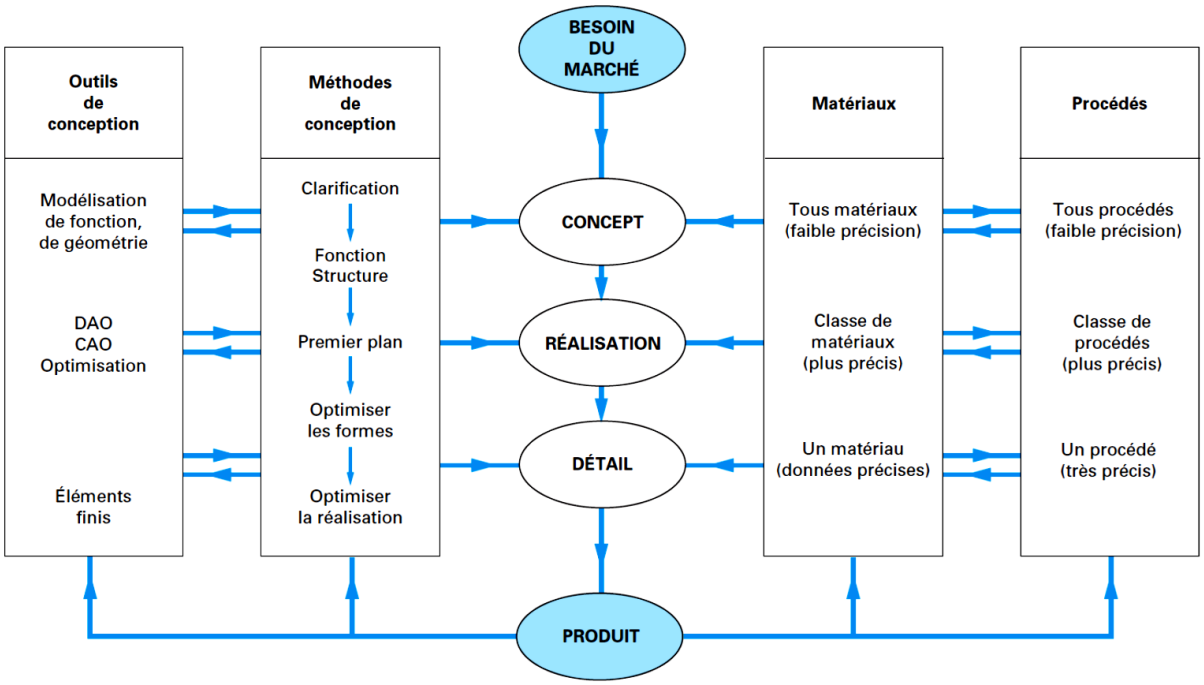


Figure IV. 1 : Les étapes de conception.

Un produit réussi allie de bonnes performances à un bon rapport qualité-prix tout en donnant entière satisfaction à ses utilisateurs. Ce produit utilise les meilleurs matériaux au vu de la tâche considérée et exploite entièrement leur potentiel et leurs caractéristiques.

Les familles de matériaux (les métaux, les polymères, les céramiques, etc.) sont introduites en chapitre III. Que faut-il savoir à leur propos, pour les utiliser dans le but de concevoir des produits ? Cette question constitue le sujet de ce chapitre, dans laquelle différents types d'informations au sujet des matériaux sont distingués. Mais, en fin de compte, ce n'est pas un *matériau* qui est recherché, mais plutôt un certain *profil de propriétés* : celui satisfaisant au mieux les besoins de la conception.

Chaque famille a son propre profil caractéristique, qui sert à décider quelle famille utiliser pour une conception donnée. La figure IV.2 explique comment ces profils fournissent le point de départ d'un système de classification des matériaux. Elle illustre le développement d'une famille pour faire apparaître ses classes, sous-classes et membres. Chaque membre est caractérisé par un ensemble d'attributs : ses propriétés. A titre d'exemple, l'univers des matériaux contient la famille métaux, qui à son tour contient la classe alliages d'aluminium, regroupant des sous-classes telles que série 6000 dans laquelle figure le membre particulier alliage 6061. Ce membre est caractérisé par un ensemble d'attributs qui inclut non seulement ces propriétés physiques et chimiques, mais également ses caractéristiques de transformation, les conséquences environnementales de son utilisation ainsi que ses applications typiques. Tous ces éléments forment son profil de propriétés. La sélection implique alors de chercher la meilleure combinaison entre les profils de propriétés des matériaux et le profil requis par la conception.

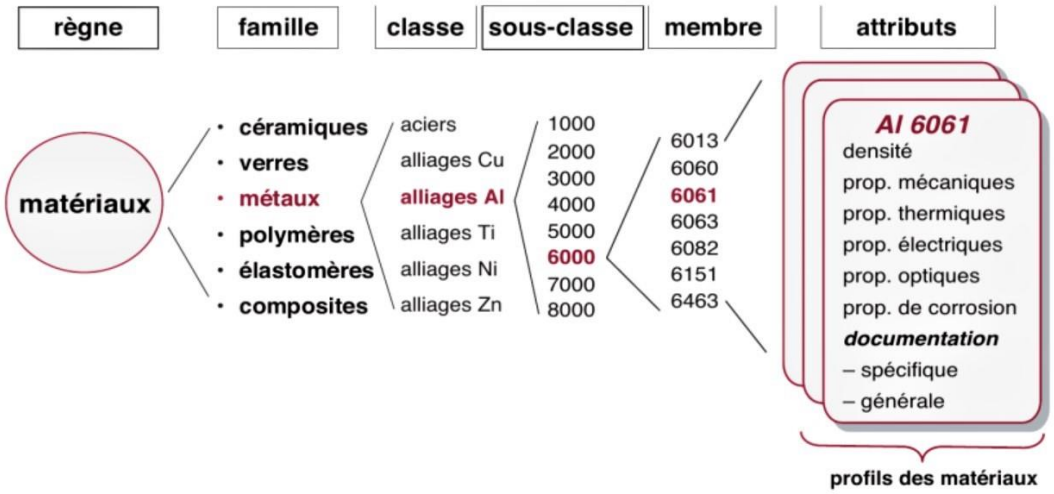


Figure IV. 2 : La taxinomie du règne des matériaux et leurs attributs.

Le choix du matériau ne représente que l'un des deux aspects du problème. L'autre aspect est les procédés de mise en forme, l'assemblage et les finitions. Les choix du matériau et du procédé sont étroitement liés car certains procédés permettent de transformer un matériau donné, alors que d'autres ne le permettent pas. La transformation du matériau peut changer ses propriétés, voire même en créer de nouvelles.

Un procédé est une méthode de mise en forme, d'assemblage ou de finition d'un matériau. La coulée, le moulage par injection, le soudage par fusion et l'électro-polissage sont tous des procédés. La figure IV.3 introduit les différentes familles de procédés et leurs attributs. Il est important de choisir la bonne voie d'élaboration à un stade précoce de la conception, avant que les pénalités financières engendrées par des modifications ne deviennent trop élevées. Pour un composant donné, le choix dépend du matériau dont il est fait, de sa forme, de ses dimensions, de la précision et du nombre de pièces à produire ou des exigences de la conception.

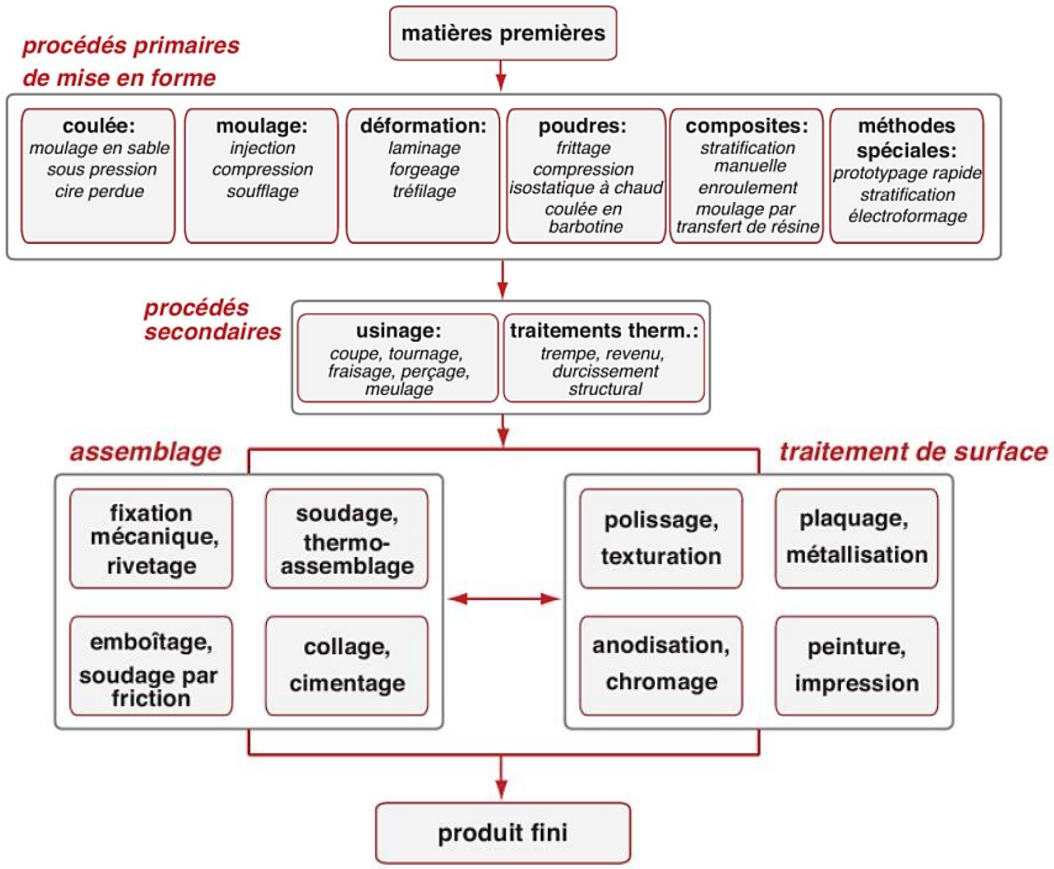


Figure IV. 3 : Les classes de procédés. La première ligne comprend les procédés primaires de mise en forme ; en dessous figurent les procédés secondaires d'usinage et de traitement thermique, suivis des familles de procédés d'assemblage et de finition.

IV.2 Réalisation d'un cahier des charges matériau

La conception d'un nouveau produit émane d'un besoin du marché. Ce besoin est d'abord analyse et exprimé comme un ensemble d'exigences de conception. Des moyens de répondre à ces exigences, c'est-à-dire des concepts, sont alors recherchés. Ces concepts sont ensuite développés (conception préliminaire) et perfectionnés (conception détaillée) pour finalement établir un *cahier des charges* regroupant les spécifications du produit.

IV.2.1 Élément de conception d'un composant industriel

La conception d'un composant impose de faire un ensemble de choix portant sur plusieurs éléments de conception. Nous supposerons le concept devant remplir la fonction déjà défini. Par éléments de conception nous entendons les aspects suivants :

- Le matériau qui va réaliser la pièce.
- La forme et les dimensions à lui donner, dans le cadre du concept choisi.
- Le procédé ou la chaîne de procédés permettant de réaliser ces formes avec la précision et la finition requises.
- Les méthodes de mise en œuvre (traitements thermiques, traitements de surface et méthodes d'assemblage) qui permettront de rendre la pièce opérationnelle dans l'ensemble qui constitue l'objet industriel.

IV.3 Analyse fonctionnelle d'une pièce

Pour pouvoir concevoir efficacement une pièce, le concepteur doit être capable de traduire la fonction de la pièce à réalıser (ce pour quoi elle est faite) en une série de critères objectifs sur les différents éléments de conception qui sera le point de départ de la conception. Cette étape de traduction de la fonction est appelée ***analyse fonctionnelle***. Son positionnement dans la procédure de conception est illustré sur la figure IV.4. Elle est le préliminaire indispensable à toute conception. Il est évident que si l'on ne sait pas définir exactement la fonction de la pièce à concevoir, une conception efficace est impossible. L'ensemble des critères issus de cette analyse peut se regrouper dans ce que l'on appellera un ***cahier des charges*** (figure IV.4). C'est à partir de ce cahier des charges que se déroulera la conception en suivant la stratégie de la sélection. On déterminera à partir des solutions techniques envisageables et de leur pertinence économique et sociologique les matériaux et les procédés permettant de les réaliser.

Pour mener à bien la rédaction du cahier des charges, il faut rassembler, sans préjuger des choix à effectuer ultérieurement, un grand nombre d'informations.

Certaines sont purement techniques et importantes dans la conception de la pièce vis-à-vis de sa fonction. Il faut considérer les ***astreintes*** et les ***objectifs***.

IV.3.1 Astreintes

- Toutes les données caractérisant les attributs du produit (dimensions fixées, tailles à ne pas dépasser, contraintes dimensionnelles. Complexité de la forme, propriétés du matériau).
- Toutes les données caractérisant les interactions du produit avec l'extérieur (environnement thermique, chimique, magnétique, électrique, contact avec d'autre

composants. usure, type des sollicitations mécaniques, grandeur des forces appliquée, type d'encastrement).

- Toutes les données caractérisant le comportement instantané du produit dans son environnement (modèles de déformation mécanique).
- Toutes les données caractérisant la durée de vie du composant, et la réponse exigée aux agressions extérieures prolongées dans le temps.

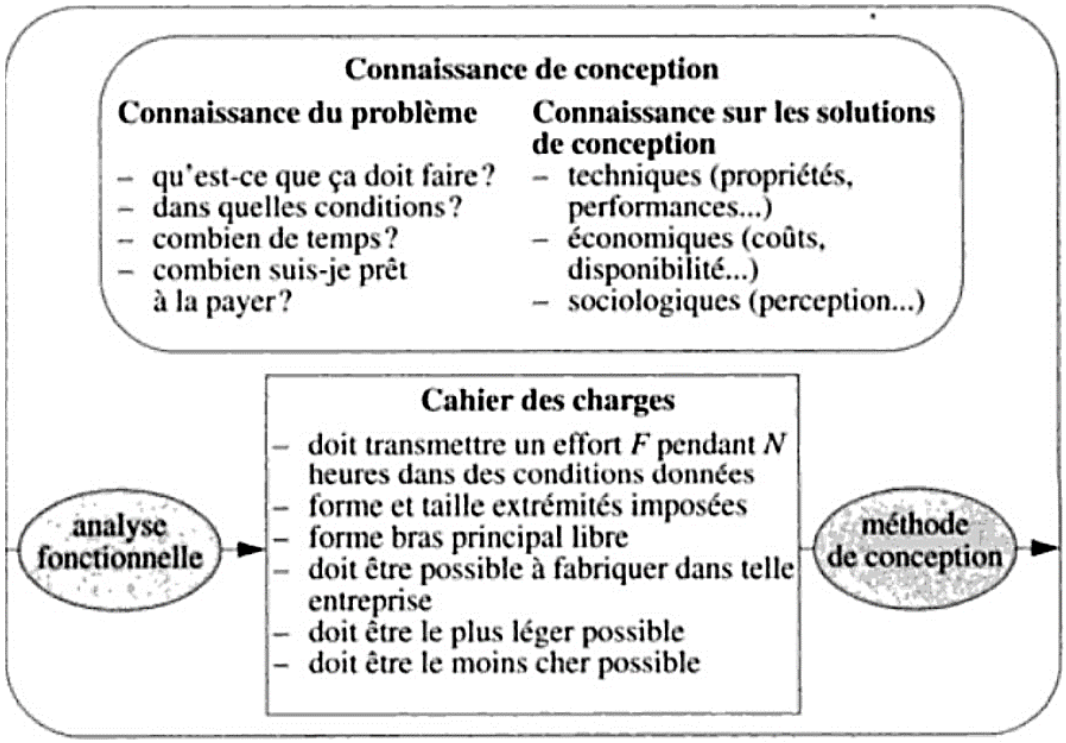


Figure IV. 4 : Analyse fonctionnelle dans la conception d'un produit.

IV.3.2 Objectifs

- Toutes les données permettant de définir les performances à optimiser.
- Toutes les données techniques permettant de préciser l'importance relative des performances recherchées.

D'autres données sont de nature économique : elles sont associées à la conception de la pièce vis-à-vis de sa réalisation par des procédés de mise en forme et de mise en œuvre :

- Le prix du composant à réaliser et la fraction de ce prix qui concerne les matériaux dans une réalisation antérieure éventuelle, ou dans une réalisation similaire.
- Toutes les données permettant d'analyser la valeur d'une performance (en terme de surcoût admissible : c'est l'objet de l'analyse de la valeur).
- Toutes les données concernant le nombre de composants à réaliser, la cadence de production Visée, nécessaires pour calculer les coûts respectifs des différents procédés envisageables.

D'autres données, enfin, concernent l'entreprise qui veut réaliser la conception, et son expérience préalable dans le domaine. Ces informations locales sont par exemple :

- Expériences antérieures avec cette conception : s'agit-t-il d'une conception nouvelle ou d'une reconception ? A-t-on déjà mené des études ? A-t-on réalisé la pièce ? Quelles ont été les solutions retenues ?
- Disponibilité de l'outillage ou du personnel dans l'entreprise, possibilités éventuelles d'investissement.

Ces trois classes d'informations, techniques, économiques et socio-économiques doivent être réunies avec le plus grand soin, et de la façon la plus objective possible.

IV.3.3 Qualités requises

La sélection des matériaux intervient au cours de chaque étape de la conception (fig. 3.1, gauche). La précision et l'ampleur des données nécessaires lors des premières étapes sont cependant très différentes de celles nécessaires par la suite. Au niveau de l'élaboration d'un concept, le concepteur n'a besoin que de valeurs approximatives pour les propriétés, mais pour une gamme de matériaux la plus large possible. Toutes les options sont envisageables : un polymère peut constituer le meilleur choix pour un certain concept alors qu'un métal peut l'être pour un autre.

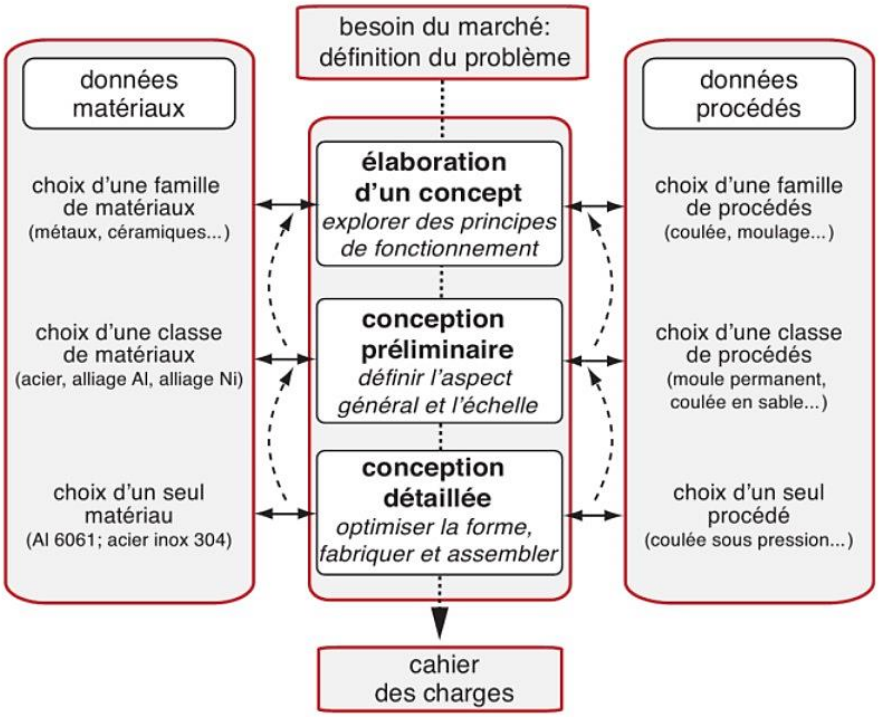


Figure IV. 5 : Organigramme du processus de conception, qui montre comment les sélections du matériau et du procédé interviennent.

L'étape finale, la conception détaillée, demande un niveau encore plus élevé de précision et de détail, mais seulement pour un matériau voire un petit nombre de matériaux. Le meilleur moyen

de trouver ces informations est de consulter les fiches techniques fournies par les producteurs de matériaux eux-mêmes ou des bases de données détaillées pour des classes restreintes de matériaux.

La sélection d'un matériau ne peut pas être dissociée de celle d'un procédé et d'une forme. Pour obtenir une forme donnée, un matériau est soumis à différents procédés qui peuvent être regroupés sous le terme de fabrication. La sélection d'un procédé suit un chemin parallèle à la sélection d'un matériau.

La sélection d'un matériau ne peut pas être dissociée de celle d'un procédé et d'une forme. Pour obtenir une forme donnée, un matériau est soumis à différents procédés qui peuvent être regroupés sous le terme de fabrication. La sélection d'un procédé suit un chemin parallèle à la sélection d'un matériau.

IV.3.4 Caractéristiques et indices de performance

Comment traduire le cahier des charges d'une pièce en termes de propriétés et d'indices de performances relatifs au matériau dont sera faite la pièce ? Pour répondre à cette question, il faut identifier la ***fonction*** de la pièce, les ***astreintes*** qu'elle doit vérifier et les ***objectifs*** que le concepteur a choisi d'optimiser.

Le type de chargement d'une pièce est souvent décomposé en des efforts de traction, de compression, de flexion ou de torsion. La plupart du temps, un de ces efforts est dominant. Ceci explique pourquoi les noms des pièces traduisent souvent leur mode de chargement : une barre travaille en traction, une colonne travaille en compression, une poutre en flexion et un arbre en torsion. Ainsi, chacun des mots barre, colonne, arbre, poutre traduit l'effort mécanique appliqué, ce qui simplifie la description de l'utilisation d'une pièce. Ceci répond à la question : « Quelle est la fonction de la pièce ? ».

Finalement, la fonction, les objectifs et les astreintes sont les conditions aux limites qui permettront de sélectionner un matériau (Tableau IV.1).

fonction	quelle est la fonction de la pièce ?
objectif	que doit-on maximiser ou minimiser ?
astreinte	variables fixées quelles sont les conditions incontournables ? quelles sont les conditions négociables ?

Tableau IV. 1 : Requêtes pour la conception.

IV.3.4.1 Indices de performances

IV.3.4.1.1 Méthode générale

Un indice de performance est une combinaison de propriétés qui caractérise la performance d'un matériau pour une application donnée. Nous allons d'abord poser la méthode de manière

générale puis nous l'illustrerons sur des exemples simples. Les matériaux de structure satisfont à des requetés fonctionnelles qui dépendent a pièce et de sa fonction. La conception d'une pièce passe par la connaissance de trois choses : les requêtes fonctionnelles (F), la géométrique (G) et les propriétés du matériau constituant la pièce (M). La performance du matériau pour une application donnée peut être décrite par une équation du type :

$$p = f(F, G, M) \dots\dots\dots\

Cette deuxième contrainte impose un dimensionnement minimal, à savoir que la section soit au moins égale à F_0/σ_f Si la section était plus petite, notre deuxième astreinte ne serait pas vérifiée. Il faut noter ici que nous n'avions pas donné d'astreinte sur la section mais que l'astreinte mécanique nous en impose une. Nous avons donc

$$S \geq \frac{F_0}{\sigma_f} \dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots (IV.5)$$

Il ne sert à rien d'avoir une section plus grande, cela augmenterait simplement la quantité de matière donc dans un objectif de masse minimale, nous prendrons S = F_0/σ_f.

En injectant maintenant le résultat de ces différentes astreintes dans notre fonction objectif, il en ressort que la masse peut s'écrire sous la forme de trois fonctions indépendantes

$$m = (F_0)(L_0)\left(\frac{\rho}{\sigma_f}\right) \dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots (IV.6)$$

$$\text{avec } S = \frac{F_0}{\sigma_f}$$

Comme F est fixée à F_0 et L fixée à L_0, minimiser m revient à maximiser l'indice de performance σ_f/ρ. A l'issue de ce calcul, il faut noter plusieurs choses d'abord il n'est pas nécessaire de connaître les valeurs F et L_0, il faut juste savoir qu'elles sont fixées. Ensuite la section est une variable libre du problème et ne sera pas la même selon le matériau car $S = F_0/\sigma_f$. Elle ne peut être calculée qu'en connaissant F_0 ou un matériau de référence. Finalement, le tableau IV.2 devient le tableau IV.3

fonction	barre (en traction)
objectif	masse minimale
astreinte géométrique	longueur fixée
astreinte mécanique	supporter F fixée sans rompre
indice de performance	$\frac{\sigma_f}{\rho}$
variable libre	$S = \frac{F_0}{\sigma_f}$

Tableau IV. 2 : Description affinée du cahier des charges pour une barre légère et résistante.

Les meilleurs matériaux pour cette application, c'est-à-dire ceux qui remplissent le cahier des charges à masse minimale, seront donc ceux dont l'indice de performance sera le plus grand.

La quantité indice de performance $\frac{\sigma_f}{\rho}$, ainsi sera désigné par « M », est calculable pour tous les matériaux candidats potentiels, parmi lesquels seront favorisés évidemment ceux qui possèdent les plus fortes valeurs de M. Soulignons que l'expression de cet indice est spécifique à la fois de l'application visée, du critère d'optimisation choisi et de la méthode de calcul de dimensionnement.

IV.4 Établissement du cahier des charge

Le processus de sélection vise à faire correspondre au mieux les attributs requis par la conception avec ceux des matériaux et des procédés, en gardant à l'esprit que ces derniers doivent être mutuellement compatibles. La stratégie de sélection, appliquée aux matériaux, est schématisée en figure IV.6 :

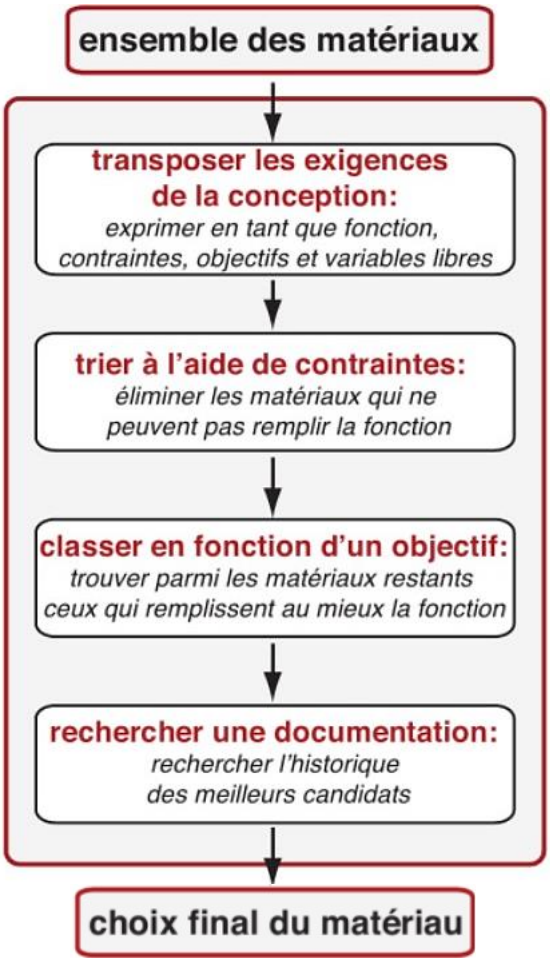


Figure IV. 6 : La stratégie de sélection appliquée aux matériaux

IV.4.1 La transposition

Il faut convertir les exigences de la conception en un précepte pour la sélection du matériau. Cette étape consiste à identifier d'une part les ***contraintes*** que le matériau doit satisfaire et, d'autre part, les ***objectifs*** que la conception doit permettre d'atteindre. Ces éléments servent ensuite de filtres

IV.4.2 Le tri

A pour but d'éliminer les matériaux qui ne peuvent pas satisfaire les contraintes.

IV.4.3 Le classement

Les matériaux restants sont classés selon leur capacité à remplir un critère d'excellence tel que celui de minimisation du coût.

IV.4.4 La documentation

Elle consiste à explorer en profondeur les caractéristiques des candidats les plus prometteurs.
Leurs utilisations actuelles, les meilleures façons de concevoir avec eux et leurs antécédents de défaillance sont alors examinés.

IV.5 Caractéristiques Mécaniques

Les matériaux ont deux types de propriétés :

- Les propriétés intrinsèques qui sont difficilement modifiables. Elles dépendent de la structure chimique du matériau. On trouve dans cette catégorie : E, ρ. T_f, …etc. (Tableau IV.3).

- Les propriétés extrinsèques qui sont modifiables. Elles dépendent de la microstructure du matériau, des éléments d'alliage, des traitements mécaniques, thermiques, etc. On trouve dans cette catégorie, *Re*, *H*, etc.

Caractéristiques mécaniques	**Symbole**	**Unité**
Module d'élasticité (Young, Coulomb, compression)	E, G, K	MPa
Limite d'élasticité, Résistance	R_e, R	MPa
Limite d'endurance	σ_D	MPa
Ténacité	K_{ic}	$MPa.m^{1/2}$
Dureté	H	
Coefficient de poisson	v	
Déformation unitaire (longitudinale et transversale)	$\varepsilon_L, \varepsilon_T$	
Caractéristiques générales	**Symbole**	**Unité**
Masse volumique	ρ	$Kg.m^{-3}$
Prix massique	P	$€.Kg^{-1}$

Tableau IV. 3 : Propriétés mécaniques.

Les fiches techniques des matériaux listent leurs propriétés mais ne permettent pas de prendre du recul et ne présentent pas de comparaisons. Une vue d'ensemble est obtenue grâce à une représentation graphique sous forme de carte de propriétés des matériaux. Il existe deux types de cartes : les histogrammes et les diagrammes à bulles.

Un histogramme est simplement un graphique d'une propriété pour l'ensemble des matériaux (figure IV.4), il s'agit d'un histogramme pour le module élastique *E*. On peut y constater que le module le plus élevé est plus de 10 millions de fois supérieur au module le plus faible. Il est donc judicieux d'utiliser une échelle logarithmique, comme sur ce diagramme, plutôt qu'une échelle linéaire. Une barre est alors associée à chacun des différents matériaux, regroupés ici par famille. La longueur des barres indique la gamme de valeurs dans laquelle cette propriété est comprise. Les différences entre les familles apparaissent désormais clairement. Les métaux et les céramiques ont des modules élastiques élevés. Les modules des polymères sont inférieurs à ceux des métaux, d'un facteur 50 environ, et ceux des élastomères sont encore approximativement 500 fois plus faibles. La figure IV.5 représente un graphique d'un diagramme à bulles, dont les axes représentent le module *E* et la densité ρ. Comme pour le diagramme précédent, les échelles sont logarithmiques.

Les cartes de propriétés des matériaux constituent un outil de base :

a) Elles donnent une vue d'ensemble des propriétés physiques, mécaniques et fonctionnelles des matériaux en présentant les informations de manière synthétique.
b) Elles révèlent des aspects concernant les origines physiques des propriétés et aident ainsi à comprendre la science sous-jacente.
c) Elles deviennent un outil pour optimiser la sélection des matériaux dans le but de satisfaire les exigences d'une conception donnée.

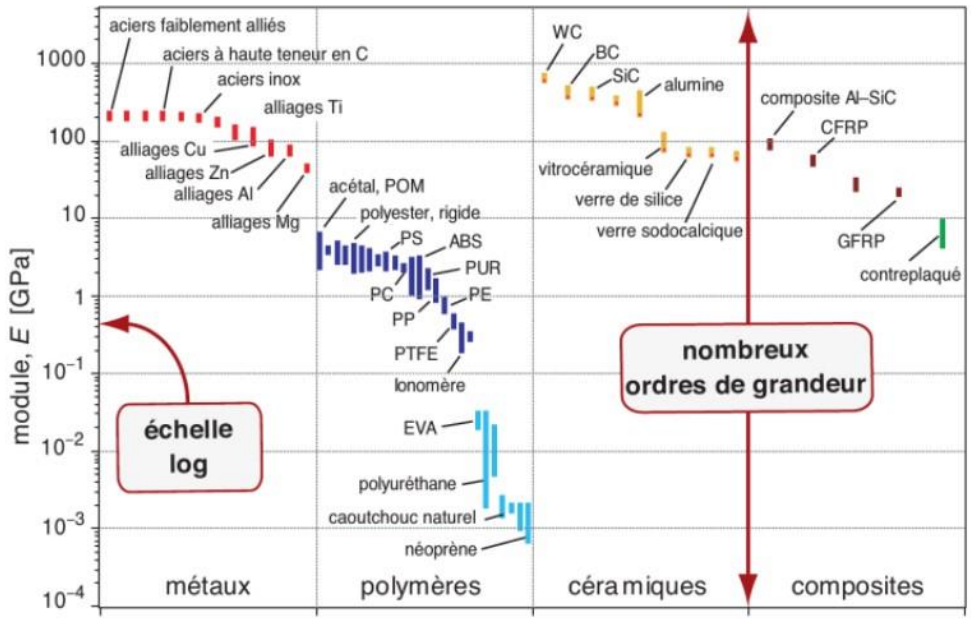


Figure IV. 7 : Histogramme du module élastique révélant la différence de rigidité entre les différentes familles des métaux.

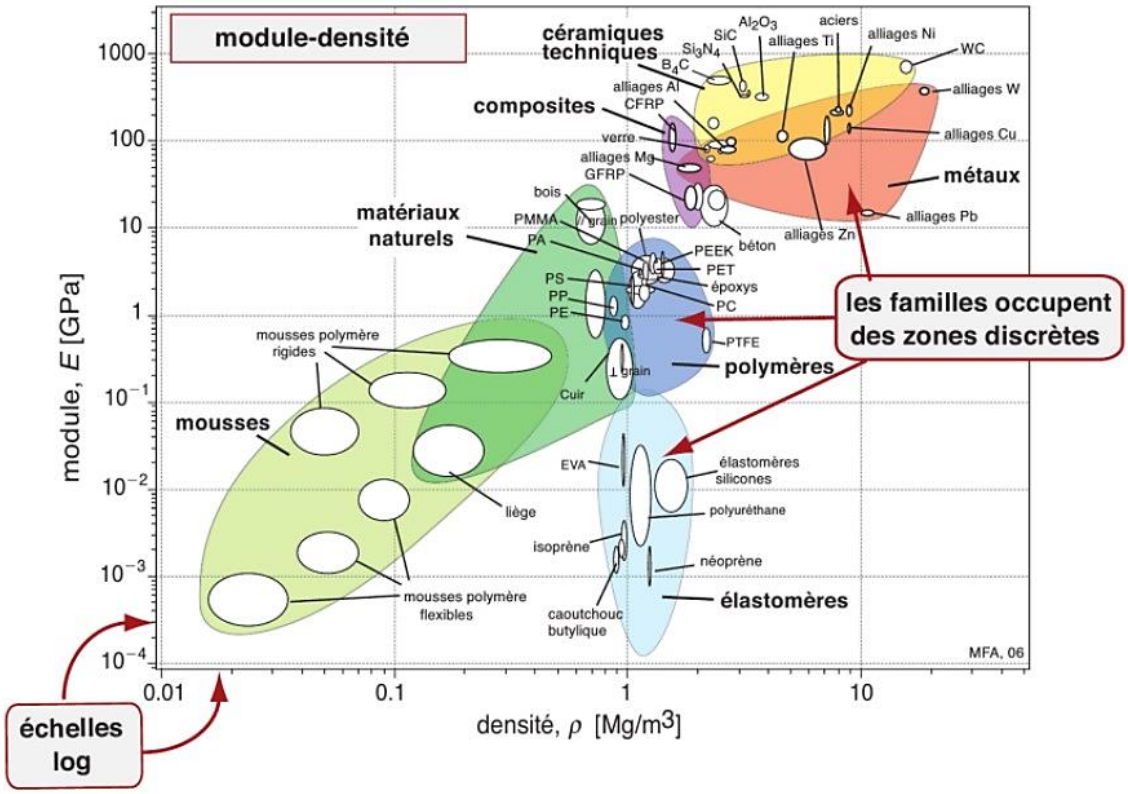


Figure IV. 8 : Diagramme à bull pour le module élastique et la densité. Les familles de matériaux occupent des domaines précis de la carte.

IV.6 Sources de données sur les matériaux

La rédaction et l'analyse du cahier des charges est une procédure complexe et itérative. La collecte des données qui permettront cette procédure nécessite temps et soin. Il est très rare qu'on réussisse en une fois à avoir toutes les informations qu'on souhaiterait. Bien sûr, plus les

informations sont nombreuses et détaillées, plus on a de chance d'avoir une démarche de sélection efficace. Ces données se présentent typiquement sous forme de descriptions, de graphiques et d'images. Elles contiennent des renseignements au sujet des utilisations précédentes, des détails de la résistance à la corrosion dans des environnements particuliers, des informations sur la disponibilité et le prix. De telles informations se trouvent dans des ouvrages de référence, dans les fiches techniques des fournisseurs, dans des bases de données sur CD et sur des sites internet de qualité. La documentation aide à restreindre la liste des candidats sélectionnés afin d'effectuer le choix final et permet ainsi de faire correspondre définitivement les exigences de la conception et les attributs d'un matériau et d'un procédé.

IV.7 Critères de choix en fonction des coûts, disponibilités et de fabrication

IV.7.1 Critères de choix en fonction des coûts

La minimisation du coût, et non du poids, est souvent l'objectif principal d'une conception. Sur l'axe x de la carte en figure IV.9, les prix relatifs par unité de volume des différents matériaux sont reportés. Ces prix sont normalisés par rapport à celui du métal le plus largement utilisé, à savoir l'acier doux. Le béton et le bois figurent parmi les meilleurs marchés, suivis des polymères, des aciers et des alliages d'aluminium. Les métaux spéciaux comme le titane, la majorité des céramiques techniques et certains polymères comme le PTFE (Polytrétrafluoroéthylène) et le PEEK (Polyétheréthercétone) sont chers. La carte permet de sélectionner des matériaux à la fois rigides et bon marché.

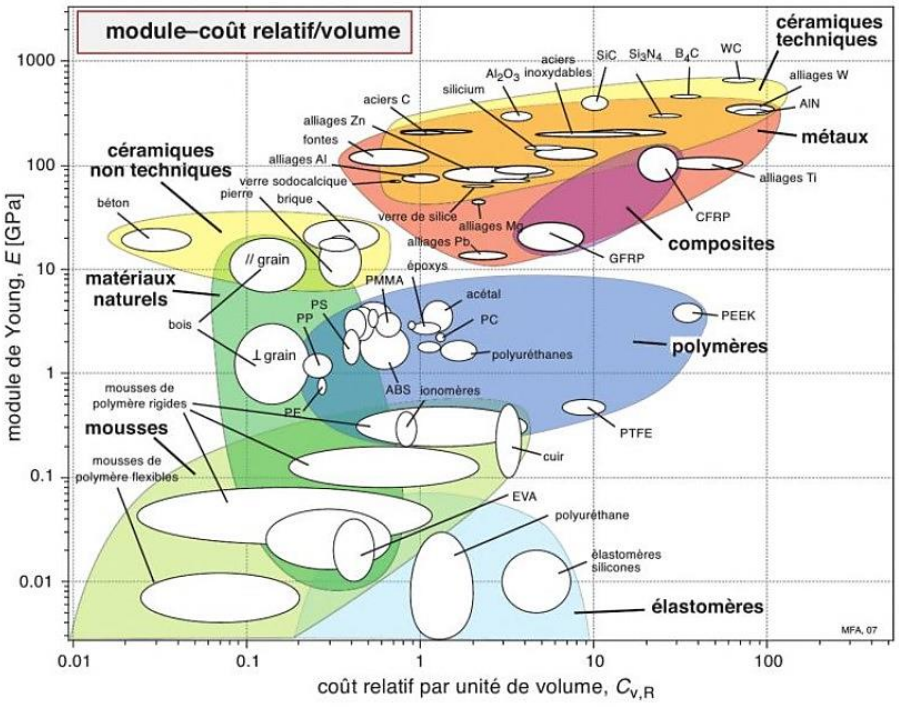


Figure IV. 9 : cout relatif par unité de volume, $C_{v,R}$.

Les indices sont différents si l'objectif est de minimiser le coût plutôt que le poids. Si le prix du matériau est de Cm, en S/kg, le coût pour un composant de masse m est simplement donné par mC_m. La fonction objective pour le coût du matériau C s'écrit donc :

$$C = mC_m = ALC_m\rho \quad \text{.....(IV.7)}$$

En suivant la même procédure qu'auparavant, l'indice obtenu est identique à celui exprimé dans le tableau IV.2 avec $C_m\rho$ à la place de ρ.

Le coût du matériau n'est qu'une partie du coût d'un composant car il y a aussi un coût de fabrication associé aux étapes de mise en forme, d'assemblage et de finition.

IV.7.2 La disponibilité des ressources

La disponibilité d'une matière première dépend de son degré de localisation dans un ou plusieurs pays, de la taille des réserves ou, plus précisément, des ressources globales et de l'énergie nécessaire à l'extraction et au traitement. L'influence des deux derniers facteurs (taille des réserves cette quantité d'énergie) peut être étudiée et prévue jusqu'à un certain point.

Le calcul de la durée d'approvisionnement en un matériau exige qu'on distingue bien les réserves des ressources. Les réserves actuelles représentent les ressources qui sont connues qu'on peut exploiter avec profit sur la base des cours actuels et avec la technologie actuelle, elles n'ont pas grand-chose à voir avec le niveau véritable des ressources globales. Les ressources globales contiennent les réserves actuelles. Mais elles comprennent en outre les gisements potentiellement exploitables sur la base d'une prospection adaptée, et qu'on peut estimer par diverses techniques d'extrapolation. Elles comprennent également tous les sites, connus ou inconnus, qui ne sont pas rentables à l'heure actuelle, mais qui pourraient raisonnablement le devenir au futur.

IV.7.3 Conditions d'utilisation et de fabrication

La sélection d'un matériau ne peut pas être dissociée de celle d'un procédé et d'une forme. Pour obtenir une forme donnée, un matériau est soumis à différents procédés qui peuvent être regroupés sous le terme de ***fabrication***. La sélection d'un procédé suit un chemin parallèle à la sélection d'un matériau (figure IV.5, droite). Le point de départ est un inventaire de tous les procédés, qui est ensuite restreint en éliminant ceux qui ne permettent pas de réaliser la forme désirée ou qui sont incompatibles avec le matériau choisi. Le choix du procédé est influencé par le matériau car il dépend de sa capacité à être formé, usiné, soudé, traité thermiquement, etc. Il est influencé aussi par des exigences concernant la forme.

Le procédé détermine la forme, la taille, la précision et, dans une large mesure, le coût d'un composant. Les interactions vont dans les deux sens : les caractéristiques d'une forme restreignent le choix du matériau et du procédé mais les spécifications d'un procédé limitent

également les matériaux utilisables et les formes réalisables. Plus la conception est sophistiquée, plus les spécifications sont strictes et plus les interactions sont grandes. Les interactions entre le matériau, la forme et le procédé se situent au cœur du processus de sélection. Une stratégie est alors nécessaire pour s'attaquer à ce problème.

IV.8 Sélection des matériaux

Nous sommes dans la deuxième étape, celle de la classification des matériaux qui ont passé toutes les requêtes mentionnées précédemment. La figure IV.10 montre une carte E en fonction de la densité ρ. L'indice de performance (pour minimiser la masse) est E/ρ. Comme les cartes sont en log-log du fait de la grande variété des propriétés, l'indice $M = E/\rho = C$; dans ce système d'échelles, peut être écrit comme :

$$\text{Log}(E) = \log(\rho) + \log(C) \quad \text{.....(IV.8)}$$

Pour chaque valeur de l'indice de performance, nous disposons d'une droite de pente « 1 » sur notre carte des propriétés et plus la valeur de M est élevée, meilleur est le matériau pour notre application. Nous avons pris l'exemple de l'indice E/ρ, la démarche est la même pour les autres indice faisant intervenir les propriétés E et ρ. Les indices $E^{1/2}/\rho$ et $E^{1/3}/\rho$ sont respectivement représentés par des droites de pentes 2 et 3 sur les cartes (figure IV.10).

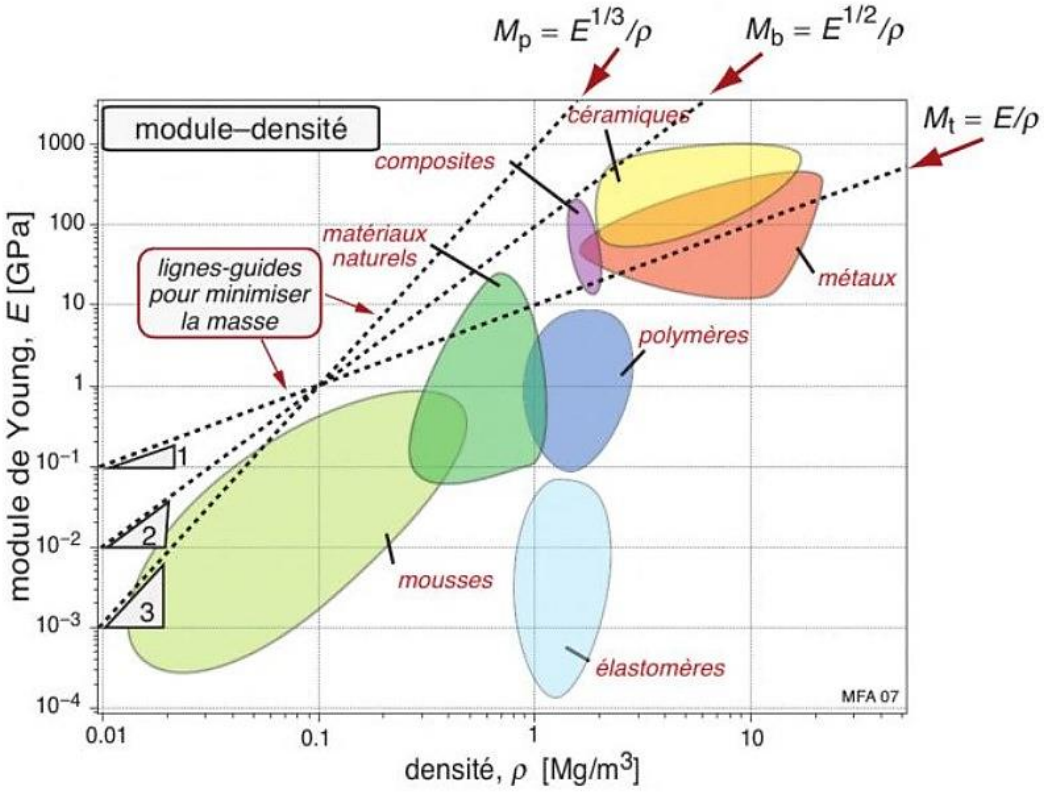


Figure IV. 10 : Carte E-ρ schématique : les indices de matériau associés aux structures légères et rigides en traction ou en flexion sont représentés par des droites qui servent de guide.

La figure IV.11 montre des droites correspondant à différentes valeurs de $M_P = E^{1/3}/\rho$, allant de M = 0,22 à M = 4,6 $GPa^{1/3}(Mg/m^3)$. Un matériau avec M = 3 $GPa^{1/3}/(Mg/m^3)$ permet de réaliser une plaque avec une masse dix fois plus faible qu'un matériau pour lequel M = 0,3 $GPa^{1/3}/(Mg/m^3)$. Un exemple concret de l'utilisation de ces droites est donné dans l'étude de cas dans la dernière section.

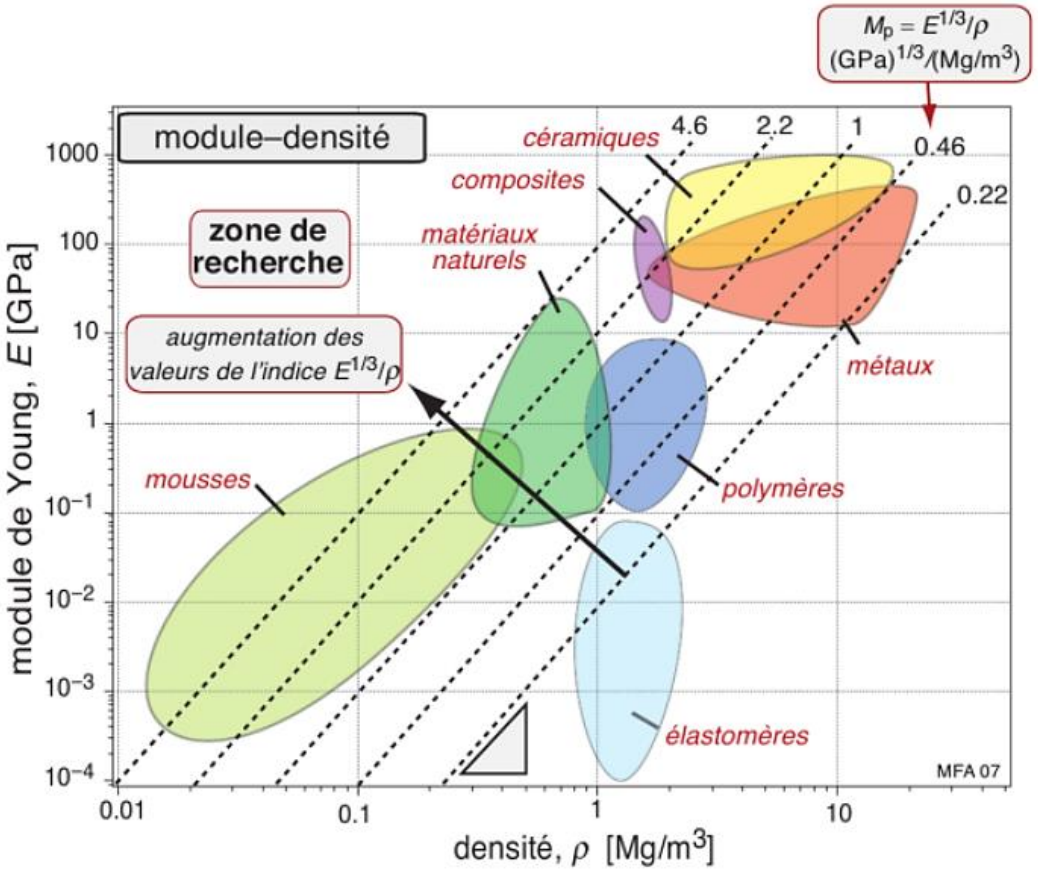


Figure IV. 11 : Carte *E-ρ* schématique avec des droites correspondant à différentes valeurs de l'indice $E^{1/3}/\rho$. Les unités sont $(GPa)^{1/3}/(Mg/m^3)$.

IV.9 Sensibilisation à l'existence d'outils d'aide à la sélection de matériaux

Les principes et la démarche générale de sélection des matériaux ont été largement développés par Michael ASHBY, professeur à l'Université de Cambridge. Elle consiste à sélectionner un matériau en fonction de son indice de performance basé sur ses propriétés, des procédés de fabrication ou production, de son impact environnemental et du coût global.

La classification est la première étape dans la création d'un système de gestion de l'information, aussi bien pour les matériaux que pour les procédés. Le logiciel CES est un exemple de système d'information et de sélection qui utilise cette structure. Ce logiciel donne le profil partiel d'un matériau et celui d'un procédé. Un profil particulier est retrouvé soit en ouvrant l'arborescence et en parcourant les branches jusqu'à le localiser (navigation), soit en le localisant directement par son nom en utilisant un service de recherche textuelle (recherche). II y a d'une part des

données structurées, qui sont numériques, booléennes (oui/non) ou discrètes (faible/moyen/élevé), et qui peuvent être stockées dans des tableaux.

Les cartes ont l'avantage d'offrir une vue d'ensemble mais elles contiennent évidemment un nombre limité de matériaux. D'autre part, la sélection à l'aide des cartes n'est pratique que si les contraintes sont peu nombreuses. Le logiciel CES est un exemple d'une telle implémentation. Ce logiciel d'aide à la sélection des matériaux et des procédés possède une base de données qui contient les profils des matériaux, organisés selon la hiérarchie

IV.10 Etude de cas

Matériaux de construction bon marché pour les structures

La chose la plus chère que la plupart des gens achète au cours de leur vie est la maison dans laquelle ils vivent. Environ la moitié du coût de la maison est dû aux matériaux utilisés. Ces matériaux sont utilısés en grandes quantités (maison familiale : environ 200 t ; grand immeuble d'appartements : environ 20000 t) et de trois manières différentes : dans la structure pour soutenir le bâtiment, dans le revêtement extérieur pour protéger des conditions météorologiques et à l'intérieur pour l'isolation thermique et phonique, ainsi que pour répondre à un souci de confort et d'esthétisme.

Considérons la sélection de matériaux pour la structure (Figure IV.11). Ils doivent être rigides pour que le bâtiment ne fléchisse pas trop sous le vent ou à cause des sollicitations internes.

Ils doivent aussi être résistants pour éviter tout risque d'effondrement et bon marché en raison de la grande quantité utilisée. La structure d'un bâtiment n'est que rarement exposée à l'environnement extérieur et n'est généralement pas visible, donc les critères de résistance à la corrosion et d'esthétisme ne sont pas importants dans ce cas.

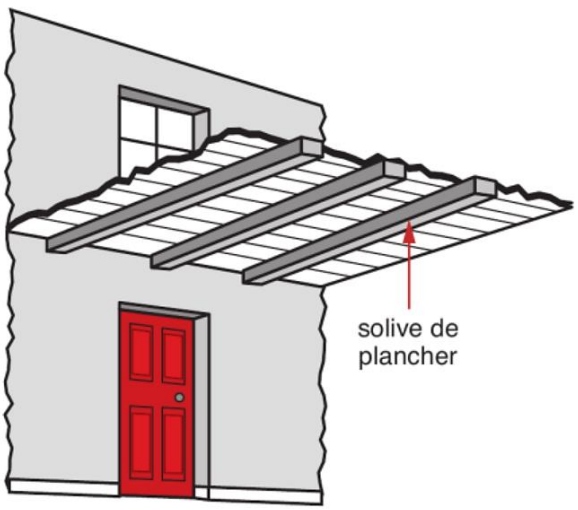


Figure IV. 12 : Les matériaux de construction sont choisis pour remplir trois fonctions différentes : supporter les charges mécaniques, revêtement extérieur et intérieur.

Le but de la conception est simple : rigidité et résistance au moindre coût. Pour préciser le problème, considérons la sélection d'un matériau pour une solive de plancher et focalisons-nous sur la rigidité. Les exigences de conception sont résumées dans le tableau IV.4.

Fonction	Poutre de plancher
Contraintes	Rigidité S^* spécifiée Longueur L spécifiée Section carrée
Objectif	Minimiser le coût du matériau
Variables libres	Choix du matériau Surface A de la section

Tableau IV. 4 : Exigences de conception pour une poutre de plancher.

L'indice de matériau pour une poutre rigide en flexion avec une masse minimale a été développé auparavant. Le coût C de la poutre est simplement sa masse m multipliée par le coût par kg du matériau dont elle est faite, C_m :

$$C_m = mC_m = AL\rho C_m$$

L'indice de matériau pour une poutre rigide en flexion avec un coût minimal est donné par :

$$M = \frac{E^{1/2}}{\rho\, C_m} \quad \text{(IV. 9)}$$

La figure IV. 12 montre la carte adéquate, soit la carte module E-coût par unité de volume $C_m\rho$ (le *coût relatif* $C_{v,R}$ défini dans la section IV.7.1 est utilisé au lieu de Cm mais cela n'a pas d'influence sur la sélection). Pour sélectionner le matériau qui maximisera l'indice de performance, il suffit de monter cette droite vers le haut à gauche. La bande grise a une pente correspondant à M et met en valeur le béton, la pierre, la brique, les bois, les fontes et les aciers au carbone. Le béton, la pierre et la brique sont résistants seulement en compression donc ils doivent être utilisés de cette manière (pour des murs, des colonnes ou des voûtes). Le bois, l'acier et le béton armé sont résistants en traction et en compression. Les poutres en acier peuvent par ailleurs avoir des géométries de section efficaces (sections en I, sections carrées creuses, tubes) qui supportent des sollicitations en flexion, en traction et en compression. Elles offrent ainsi une plus grande liberté pour la forme du bâtiment.

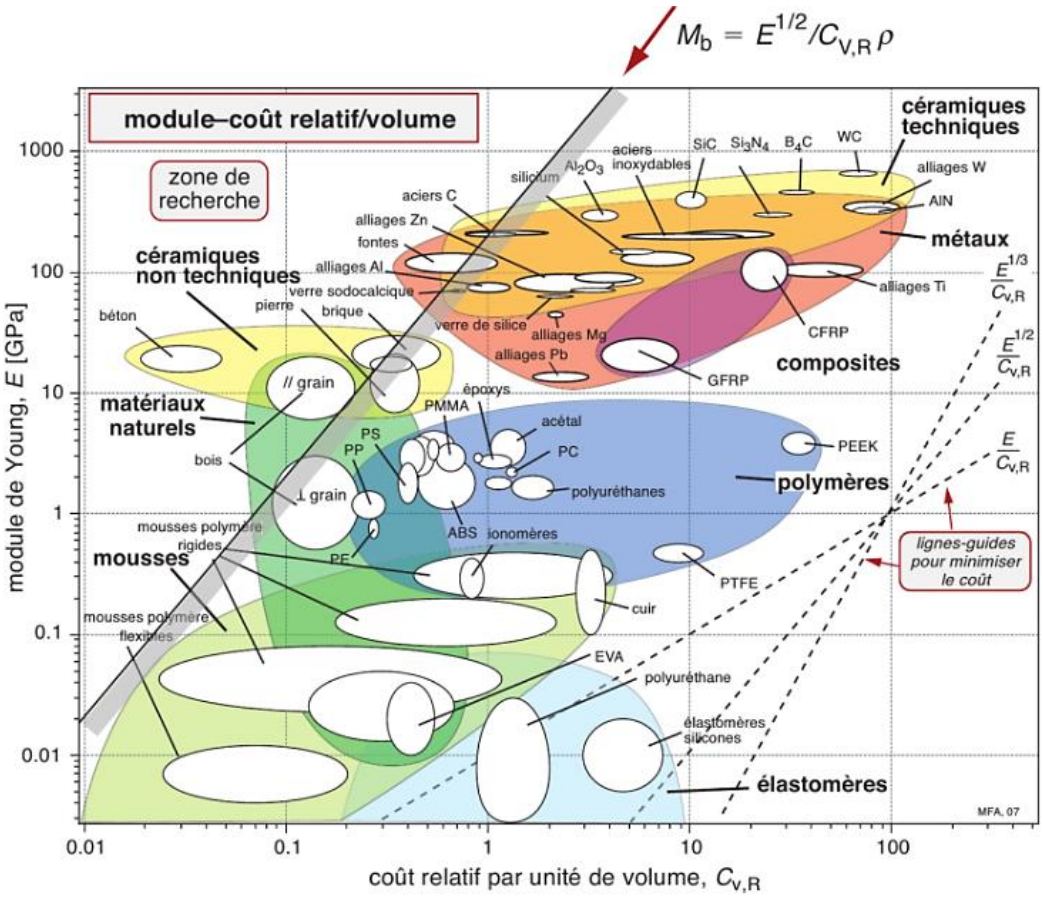
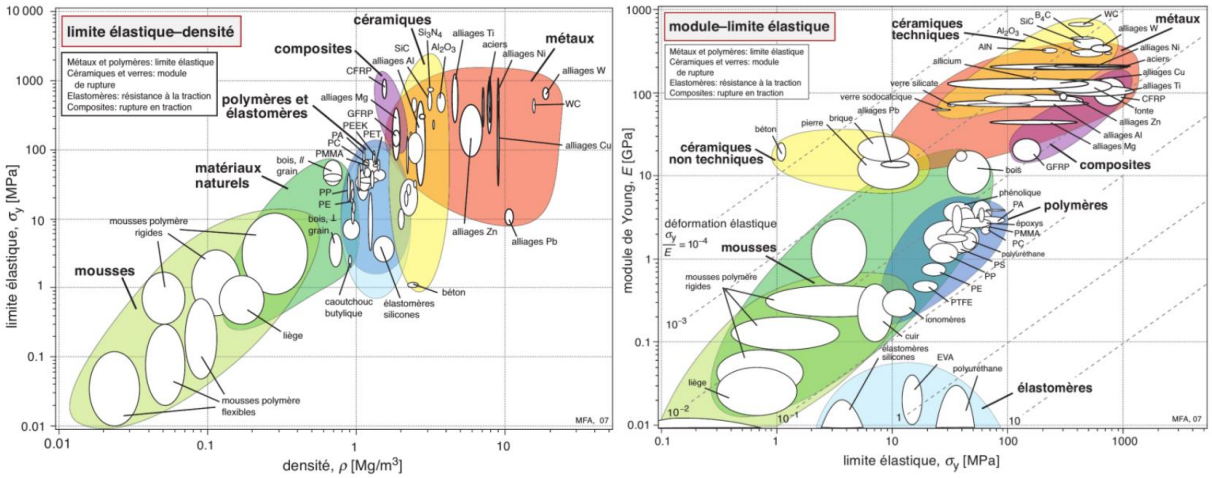


Figure IV. 13 : Sélection de matériaux pour une poutre de plancher rigide. L'objectif est de minimiser son coût tout en respectant une contrainte de rigidité.

IV.11 Autres diagrammes d'Ashby



(a) **(b)**

Figure IV. 14 : (a) Carte limite élastique-densité ; (b) carte module de Young-limite élastique, les droites montrent la déformation élastique maximale, σ_y/E.

Références bibliographiques

1) CALLISTER Jr, W. D., & RETHWISCH, D. G. *Materials Science and Engineering - An Introduction*, 10th Edition John Wiley & Sons (2018).
2) DUPEUX, M. *Aide-Mémoire, Science Des Matériaux*. Usine Nouvelle Edition. Dunod (2005).
3) BENSAADA S., Bouziane, M.T. *Science des matériaux* – première partie (2011)
4) MURRY, G. *Aide-Mémoire Métallurgie*. Métaux • Alliages • Propriétés 2e édition. Dunod (2010).
5) CHOMEL P. *Sélection des matériaux métalliques-Démarches de choix*. Techniques de l'Ingénieur, traité Génie mécanique BM 5073,1–12.
6) ASHBY M. F., JONES D. R. H. Matériaux Tome 1, Propriétés, applications et conception. Traduit par Yves BRÉCHET, Joël COURBON et Michel DUPEUX, Édition Dunod (1996).
7) ASHBY M. F., JONES D. R. H. Matériaux Tome 2, Microstructures, mise en œuvre et conception. Traduit par COURBON J., DUPEUX M., Edition Dunod (1980).
8) BARRALIS J., MAEDER M. -Métallurgie : Elaboration, structures-propriétés, normalisation. Edition Nathan (1997).
9) MERCIER J. P., ZAMBELLI G., KURZ W. Introduction à la science des matériaux. Troisième édition. Édition Presses Polytechniques et Universitaires Romandes (2002).
10) ASKELAND, D. R., WRIGHT, W. J. *The Science and Engineering of Materials 5nd Edition*. Cengage Learning (2016).
11) SMITH, W. F., HASHEMI, J., & PRESUEL-MORENO, F. *Foundations of Materials Science and Engineering Sixth Edition*. McGraw-Hill Education (2019).
12) DEQUATREMARE M., DEVERS T. *Précis des matériaux.* Édition Dunod (2012).
13) ASHBY M. SHERCLIFF H. et CEBON D. *Matériaux : INGENIERIE SCIENCE PROCEDE ET CONCEPTION*, 3eme Edition américaine, traduite en français par DEILLON L. et RAPPAZ M., Ecole polytechnique fédérale de Lausanne (2013).