

# Table des matières

<b>II</b>	<b>Introduction</b>	<b>1</b>
I.1	Présentation des principaux métaux . . . . .	2
I.1.1	L'or . . . . .	3
I.1.1.1	Principales caractéristiques . . . . .	3
I.1.1.2	Marché et Production mondiale . . . . .	4
I.1.1.3	Applications . . . . .	5
I.1.2	Le cuivre et ses alliages . . . . .	5
I.1.2.1	Principales caractéristiques . . . . .	5
I.1.2.2	Marché et Production mondiale . . . . .	6
I.1.2.3	Désignation et applications . . . . .	6
I.1.2.4	Désignation et propriétés des alliages de cuivre . . . . .	7
I.1.3	Le fer et l'acier . . . . .	9
I.1.3.1	Principales caractéristiques du fer . . . . .	10
I.1.3.2	Marché et production mondiale . . . . .	11
I.1.3.3	Désignation et propriétés des aciers . . . . .	13
I.1.3.4	Désignation et propriétés des fontes . . . . .	18
I.1.4	L'aluminium et ses alliages . . . . .	20
I.1.4.1	Principales caractéristiques . . . . .	20
I.1.4.2	Marché et production mondiale . . . . .	21
I.1.4.3	Désignation et propriétés des alliages d'aluminium . . . . .	21
I.1.5	Les autres métaux . . . . .	24
I.1.5.1	Le magnésium . . . . .	24
I.1.5.2	Le titane . . . . .	25
I.1.5.3	Le zinc . . . . .	25
I.2	L'industrie métallurgique en France . . . . .	27
I.2.1	Introduction . . . . .	27
I.2.1.1	Métallurgie et transformation des métaux . . . . .	27
I.2.1.2	Applications des produits métalliques . . . . .	27
I.2.2	Enjeux R&D en Métallurgie . . . . .	27
I.2.2.1	Mise en forme . . . . .	27
I.2.2.2	Secteur du transport . . . . .	28
I.2.2.3	Secteur de l'énergie . . . . .	31
I.2.2.4	Secteur du bâtiment . . . . .	33
I.2.2.5	Secteur de l'armement . . . . .	34
I.2.2.6	Secteur de bio-médicale . . . . .	35
I.2.2.7	Secteur de l'électronique . . . . .	35
I.2.2.8	Secteur de l'emballage . . . . .	37

	I.2.2.9	Secteur de l'outillage . . . . .	37
	I.2.2.10	Industrie pétrolière . . . . .	39
I.3		Coût et disponibilité des métaux . . . . .	40
	I.3.1	Quelques données sur le prix des métaux . . . . .	41
	I.3.2	Estimation de la consommation futur en matière première . . .	42
	I.3.3	Disponibilité des ressources . . . . .	43
	I.3.4	Quelques règles d'écoconception . . . . .	44
	I.3.4.1	Concepation optimisée de l'emploi des matériaux . . .	45
	I.3.4.2	La substitution . . . . .	45
	I.3.4.3	Le recyclage . . . . .	45
<b>III</b>		<b>Propriétés élastiques</b>	<b>49</b>
II.1		Les constantes élastiques . . . . .	50
	II.1.1	Définition de la contraintes . . . . .	50
	II.1.2	La déformation . . . . .	53
	II.1.3	La loi de Hooke . . . . .	54
	II.1.4	Techniques de mesures . . . . .	55
II.2		Elasticité anisotrope . . . . .	56
	II.2.1	Ecriture tensorielle . . . . .	57
	II.2.2	Notation de Voigt . . . . .	60
	II.2.3	Loi de Hooke anisotrope . . . . .	60
II.3		Les origines physiques . . . . .	62
	II.3.1	La liaison métallique . . . . .	62
	II.3.2	L'empilement atomique . . . . .	63
	II.3.3	Texture cristalline . . . . .	66
<b>IIII</b>		<b>Propriétés thermiques des solides</b>	<b>69</b>
III.1		Agitation thermique . . . . .	70
	III.1.1	Energie cinétique d'un atome . . . . .	70
	III.1.2	Origine microscopique de la température . . . . .	70
III.2		Capacité thermique . . . . .	71
	III.2.1	Définition . . . . .	71
	III.2.2	Loi de Dulong et Petit . . . . .	71
	III.2.3	Influence de la température . . . . .	72
III.3		Transferts de la chaleur . . . . .	73
	III.3.1	Définitions . . . . .	73
	III.3.2	Loi de Fourier . . . . .	74
	III.3.3	Equation de la chaleur . . . . .	75
	III.3.4	Conditions aux limites et conditions initiales . . . . .	75
	III.3.5	Etat stationnaire . . . . .	76
III.4		La dilatation thermique . . . . .	77
	III.4.1	Définition . . . . .	77
	III.4.2	Origine microscopique de la dilatation thermique . . . . .	78
	III.4.3	Tenseur des déformations thermiques . . . . .	78
	III.4.4	Contraintes internes d'origine thermique . . . . .	79
	III.4.5	Applications . . . . .	80

<b>IIW</b>	<b>Défauts dans les métaux</b>	<b>83</b>
IV.1	Réseau de Bravais . . . . .	84
IV.1.1	Repérage des directions . . . . .	87
IV.1.2	Repérage des plans : Indices de Miller . . . . .	89
IV.1.3	Cas de la structure hexagonale compacte . . . . .	91
IV.1.4	Sites dans les réseaux cristallins . . . . .	93
IV.2	Défauts ponctuels . . . . .	94
IV.2.1	Les lacunes . . . . .	94
IV.2.2	Atomes interstitiels . . . . .	96
IV.2.3	Solutions solides . . . . .	96
IV.2.4	Diffusion des défauts ponctuels . . . . .	97
IV.3	Défauts linéiques : les dislocations . . . . .	99
IV.3.1	Comment créer un défaut linéaire? . . . . .	99
IV.3.2	Le vecteur de Burgers . . . . .	100
IV.3.3	Les deux types de dislocations . . . . .	101
IV.3.4	Le réseau de dislocation de Frank . . . . .	103
IV.3.5	Déplacement des dislocations . . . . .	103
IV.4	Défauts surfaciques . . . . .	108
IV.4.1	Les joints de gains . . . . .	108
IV.4.2	Joint de macle et faute d'empilement . . . . .	110
IV.5	Défauts volumiques : les précipités . . . . .	111
IV.5.1	Précipité ou inclusion . . . . .	111
IV.5.2	Les cavités . . . . .	112
<b>W</b>	<b>Plasticité des métaux</b>	<b>113</b>
V.1	Plasticité des solides isotropes : approche macroscopique . . . . .	114
V.1.1	Essais uniaxiaux . . . . .	114
V.1.1.1	Déformation plastique . . . . .	114
V.1.1.2	Ecrouissage . . . . .	115
V.1.1.3	Effet Bauschinger . . . . .	116
V.1.1.4	Critère de plasticité . . . . .	117
V.1.1.5	Effet de la vitesse de chargement . . . . .	118
V.1.1.6	Effet de la température . . . . .	119
V.1.1.7	Essais cycliques . . . . .	120
V.1.2	Surface seuil : critère de plasticité . . . . .	121
V.1.2.1	Surface seuil initiale . . . . .	121
V.2	Plasticité cristalline : approche microscopique . . . . .	128
V.2.1	Essai de traction sur un monocristal . . . . .	128
V.2.2	Mécanisme de création de boucles de dislocation . . . . .	130
V.2.2.1	Force s'exerçant sur une dislocation . . . . .	130
V.2.2.2	Sources de Frank Read . . . . .	133
V.2.2.3	Cinétique des dislocations . . . . .	135
V.2.3	Mécanismes de durcissement . . . . .	135
V.2.3.1	Durcissement par solution solide . . . . .	136
V.2.3.2	Durcissement par affinement de la taille des grains . . . . .	137
V.2.3.3	Durcissement structural . . . . .	138
V.2.3.4	Durcissement par écrouissage . . . . .	141

	V.2.3.5 Mécanisme de déblocage des dislocations . . . . .	145
<b>VII</b>	<b>Rupture des métaux</b>	<b>151</b>
VI.1	Les concentrations de contraintes . . . . .	152
	VI.1.1 Cas d'une entaille . . . . .	152
	VI.1.2 Zone de concentration de contrainte . . . . .	154
VI.2	Introduction à la mécanique linéaire de la rupture . . . . .	157
	VI.2.1 Modes d'ouverture d'une fissure . . . . .	157
	VI.2.2 Champs de contraintes en tête d'une fissure . . . . .	159
VI.3	La propagation d'une fissure . . . . .	162
	VI.3.1 La force d'extension de fissure . . . . .	163
	VI.3.2 Les critères de rupture . . . . .	163
VI.4	Mécanismes de la rupture . . . . .	167
	VI.4.1 Rupture ductile . . . . .	167
	VI.4.1.1 Le développement de la striction . . . . .	167
	VI.4.1.2 Les concentrations de contraintes autour des inclusions	167
	VI.4.1.3 Le développement des cavités et la formation des cupules	170
	VI.4.1.4 Propagation de la rupture ductile . . . . .	171
	VI.4.2 Clivage et les ruptures fragiles . . . . .	173
	VI.4.2.1 L'amorçage d'un clivage . . . . .	175
	VI.4.2.2 La propagation des fissures de clivage . . . . .	177
	VI.4.2.3 La fragilisation intergranulaire . . . . .	177
	VI.4.3 La température de transition ductile-fragile . . . . .	178

---

# Chapitre -I-

## Introduction

---

### Table des Matières

---

<b>I.1</b>	<b>Présentation des principaux métaux</b>	<b>2</b>
I.1.1	L'or	3
I.1.2	Le cuivre et ses alliages	5
I.1.3	Le fer et l'acier	9
I.1.4	L'aluminium et ses alliages	20
I.1.5	Les autres métaux	24
<b>I.2</b>	<b>L'industrie métallurgique en France</b>	<b>27</b>
I.2.1	Introduction	27
I.2.2	Enjeux R&D en Métallurgie	27
<b>I.3</b>	<b>Coût et disponibilité des métaux</b>	<b>40</b>
I.3.1	Quelques données sur le prix des métaux	41
I.3.2	Estimation de la consommation futur en matière première	42
I.3.3	Disponibilité des ressources	43
I.3.4	Quelques règles d'écoconception	44

---

#### Objectifs

- Connaître la désignation des principaux métaux et alliages
- Avoir une idée des enjeux actuels en Métallurgie
- Calculer la durée d'approvisionnement d'une ressource
- Connaître les règles élémentaires d'écoconception

Période archéologique	Datation (années av. J.-C.)	Quelques événements importants (Relation Homme/Matériaux)
Paléolithique (Âge de la pierre taillée)	2 millions	- Plus anciens outils connus, trouvés en Afrique - <i>Homo habilis</i> se détache des australopithèques (grands singes)
	1 million	- <i>Homo erectus</i> , premier représentant véritable des hominidés
	450000	- <i>Homo erectus</i> allume le feu.
	180000	- Homo sapiens parle
	70000 40000	- Homo sapiens sapiens dont l'homme de Cro-Magnon ( <i>l'homme actuel se rattache à l'espèce sapiens sapiens</i> )
Mésolithique (Âge de la pierre moyenne)	10000	- Invention de l'arc et la flèche en Europe - Apparition de la poterie au Japon
Néolithique (Âge de la pierre polie)	9000	- Apparition du métier à tisser
	6000	- Le cuivre : monnaie d'échange dans la région méditerranéenne
Âge du Cuivre	5000	- Première navigation à voile en Egypte
	3200	- Invention de la roue à Sumer - Les premiers bateaux marchands sillonnent la Méditerranée
Âge du Bronze	3200	- Premiers documents écrits avec pictogrammes (Sumer) - Premiers outils en bronze (Proche-Orient) - Invention de la charrue (Proche-Orient) - Construction des pyramides (Égypte)
	1400	- Utilisation du bronze en Chine - Empire hittite (Anatolie centrale)
Âge du fer	1400	- Apparition du fer en Proche-Orient puis son usage en Europe - Premier réseau de routes à grande circulation en Assyrie
		- Invention de la brouette à roue (Chine) - Invention de la roue à aubes (Proche-Orient)
	0	- Début de l'ère chrétienne

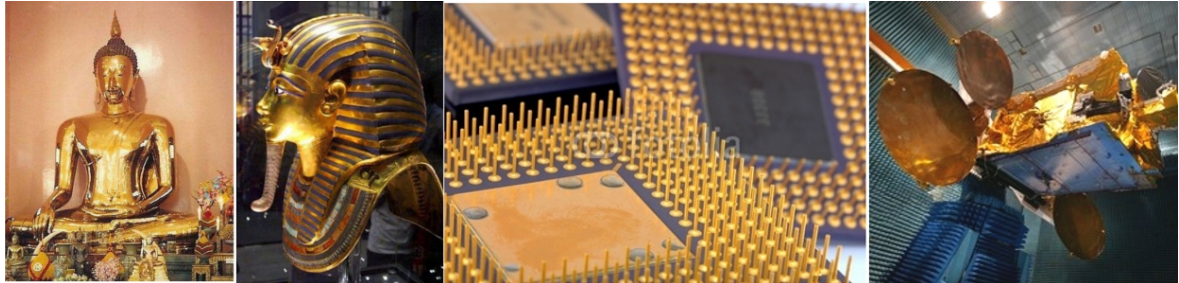
**Figure I.1** – Aperçu des différentes périodes archéologiques avant notre ère et des principaux événements touchant la relation entre l'homme et le matériau.

## I.1 Présentation des principaux métaux

Depuis la préhistoire, les matériaux ont toujours accompagné l'homme et contribué au développement des civilisations. C'est pour cela que les différentes périodes archéologiques (âge de pierre, de cuivre, de bronze...) sont associées au principal matériau de fabrication des outils (Figure I.1).

L'homme avait appris que le feu réchauffait sa grotte et cuisait ces aliments, mais il faut attendre des millénaires pour qu'il découvre que du cuivre chauffé est plus facilement modelé. Puis il réalise (vers 4000 avant J.-C.) la fusion des minerais permettant ainsi d'obtenir les métaux plus aisément et en plus grande quantités. Les minerais n'étant souvent pas disponibles à proximité du lieu d'exploitation du métal, leur nécessaire commerce a largement contribué au rapprochement des peuples.

### I.1.1 L'or



**Figure I.2** – De droite à gauche : bouddha de Bangkok ; masque de Toutankhamon (musée du Caire en Egypte) ; microprocesseur ; satellite Astra 3B chargé de diffuser la télévision en format HD (EADS Astrium).

L'or pur présente une couleur jaune éclatante et est inaltérable dans le temps : ces deux caractéristiques ont conduits les anciens à lui attribuer des propriétés divines. Les objets préhistoriques en or ont disparu, probablement refondu, d'où la difficulté de déterminer le caractère premier de l'or ou du cuivre ou vice-versa. Du masque de Toutankhamon (1343 avant J.-C.) de 11 kg en or massif au bouddha de Bangkok (XIV<sup>e</sup> au XVIII<sup>e</sup> de notre ère) pesant plus de 5 tonnes (Figures I.2), l'or a toujours fasciné.

#### I.1.1.1 Principales caractéristiques

**Masse volumique :**  $\rho = 19.3 \text{ t.m}^{-3}$

**Module de Young :**  $E = 78\,000 \text{ MPa}$

**Structure cristalline :** Cubique à Faces Centrées

**Température de fusion :**  $T_m = 1\,064^\circ\text{C}$

**Conductivité électrique :**  $\sigma = 45.2 \cdot 10^6 \text{ S.m}^{-1}$

**Conductibilité thermique :**  $\lambda = 317 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}$

**Autres caractéristique :** malléable ; inaltérable.

En joaillerie, l'or est souvent allié à d'autres métaux pour augmenter sa dureté et donc sa résistance à l'usure. L'unité servant à caractériser la quantité d'or dans l'alliage est le carat. L'or pur (24 carats) est coulé sous forme de lingots, les ouvrages fins sont plutôt composés d'alliages d'or. L'or 18 carats bien connu des bijoutiers est un alliage contenant 75% d'or, sa couleur dépend de la nature des métaux d'alliage :

**or gris ou or blanc** 75% or + 15% palladium + 10% argent ;

**or rouge** 94.5% or + 5.5% cuivre ;

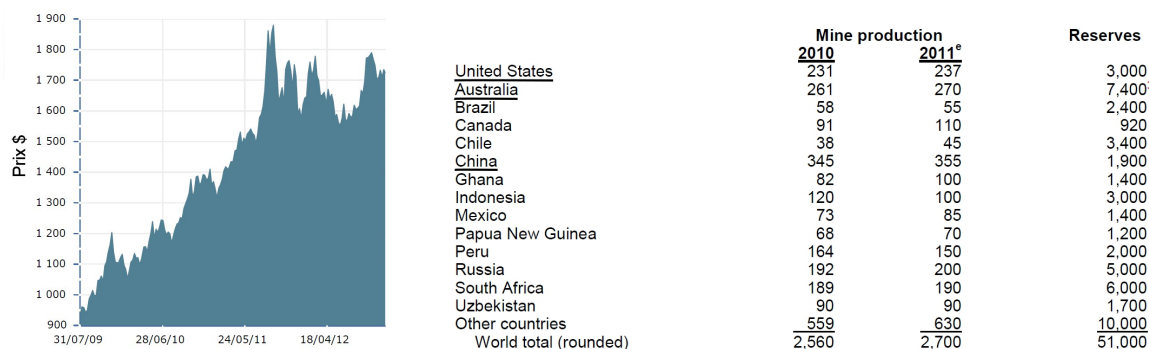
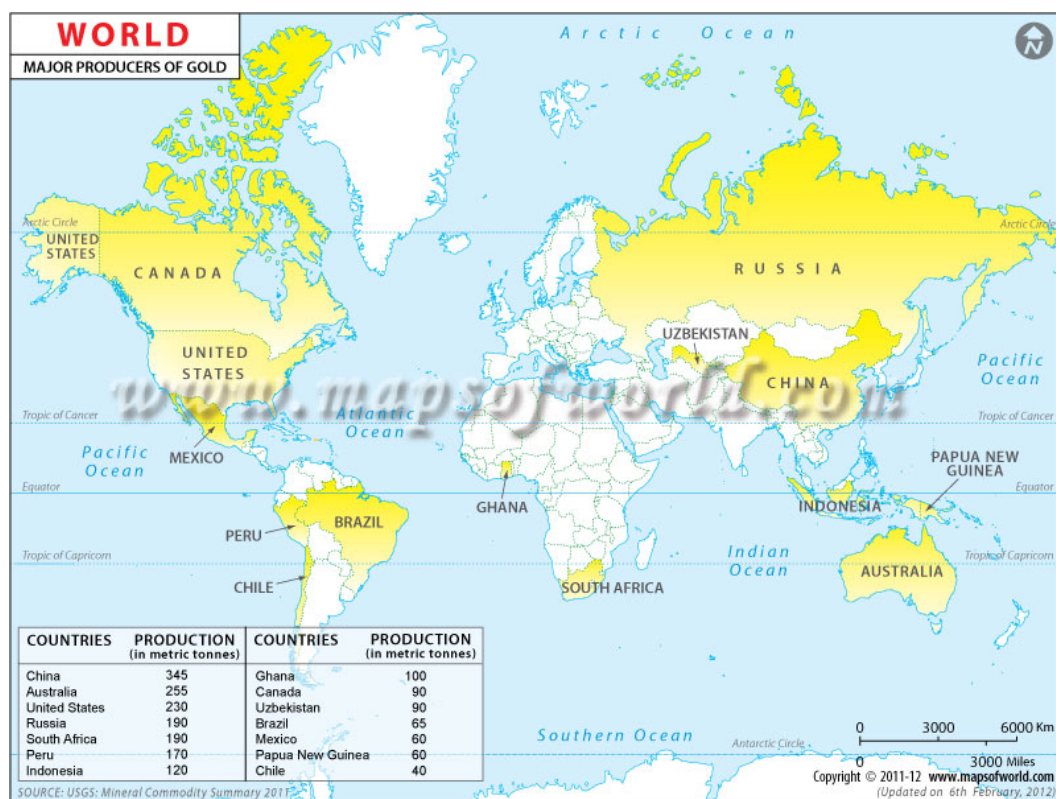
**or rose** 75% or + 20% cuivre 5% argent ;

**or jaune** 75% d'or 12.5% argent 12.5%cuivre ;

**or bleu** 75% or + 25% fer (qui oxydé donne une couleur bleu azur).

### I.1.1.2 Marché et Production mondiale

Par rapport à la plupart des autres marchandises, la particularité du marché de l'or est que les stocks de cette matière inaltérable, accumulés au fil de l'histoire chez les particuliers et différents organismes (banques centrales ...), sont estimés à environ 50 fois la production annuelle mondiale.



**Figure I.3** – Cours de l'once d'or pur depuis 2009. Production et réserve mondiale (USGS Minerals Information)

L'or est coté, sous forme physique, à la bourse de Londres et, sous forme de contrats à terme, à New York. Les cours mondiaux sont fixés en dollars américains par once d'or.

Les cours sont particulièrement fluctuants et soumis à divers facteurs : évolution des stocks d'or des banques centrales, demandes d'orfèvrerie, notamment en Inde, aux États-Unis et en Chine, demande industrielle (électricité, électronique ...), coûts et volumes de production, état des réserves minières, valeur refuge, ou achats et ventes spéculatives en fonction des incertitudes monétaires.

L'or est une valeur refuge de par le fait que contrairement aux monnaies courantes qui voient leur quantité en circulation dépendre des politiques des banques centrales, les quantités d'or physique qui peuvent être injectés dans les marchés ne peuvent dépasser celles extraites annuellement. De fait, l'inflation propre de l'or est limitée à ces quantités extraites qui sont relativement faibles et prévisibles en comparaison du volume déjà en circulation. Cette difficulté de production et de reproduction de l'or est aussi ce qui lui valut d'être utilisé directement comme monnaie et c'est parallèlement cela qui pousse certaines personnes à justifier un retour des monnaies courantes à l'étalon-or.

### I.1.1.3 Applications

L'or est utilisé dans l'industrie de pointe pour son caractère inaltérable.

**Electronique** : réaliser des contacts électriques inoxydables et des microprocesseurs ;

**Aérospatiale** : pour opacifier des organes optiques ;

**Pile à combustible** : comme catalyseur.

## I.1.2 Le cuivre et ses alliages

Le cuivre est connu depuis environ 10 000 ans par les hommes préhistoriques pour lesquels il constitue une matière première nouvelle par rapport à la pierre, au bois, à l'os. Utilisé dès l'âge néolithique pour des ornements, comme en témoigne le pendentif trouvé à Shanidar en Irak vers 9 500 avant J.-C., le cuivre entre ensuite largement dans la fabrication des monnaies, des armes, des outils, des ustensiles, etc.

### I.1.2.1 Principales caractéristiques

Il présente une couleur rougeâtre, orangée ou brune due à une couche mince en surface (incluant les oxydes). Le cuivre pur est de couleur rose saumon. Le cuivre, l'osmium (bleu) et l'or (jaune) sont les trois seuls métaux purs présentant une couleur autre que le gris ou l'argenté. Le cuivre devient jaune avec l'addition de zinc.

**Masse volumique** :  $\rho = 8.9 \text{ t.m}^{-3}$  (plus dense que l'acier)

**Module de Young** :  $E = 124\,000 \text{ MPa}$

**Structure cristalline** : Cubique à faces centrées

**Température de fusion** :  $T_m = 1\,083^\circ\text{C}$

**Conductivité électrique** :  $\sigma = 59.6 \cdot 10^6 \text{ S.m}^{-1}$  (grande conductivité)

**Conductibilité thermique** :  $\lambda = 401 \text{ W.m}^{-1}\text{.K}$  (grande conductibilité)

**Autres caractéristique** : malléable ; résistance à la corrosion.

**Traitements thermomécaniques** : le cuivres ne peut pas être traité thermiquement. Cependant, la résistance à la rupture et la limite élastique peuvent être augmentées par écrouissage à froid et la ductilité restaurée par revenu. La trempe augmente la malléabilité (cas inverse des aciers).

**Minerais** : 80% de minerai sulfurés (chalcosine  $\text{Cu}_2\text{S}$ , chalcopyrite  $\text{CuFeS}_2, \dots$ ) et 20% de minerai oxydés (cuprite  $\text{Cu}_2\text{O}$ , malachite  $\text{Cu}_2\text{CO}_3(\text{OH})_2, \dots$ ).

### I.1.2.2 Marché et Production mondiale

Le cuivre est considéré encore aujourd'hui comme un métal stratégique, dont le cours sur les marchés internationaux est très sensible aux événements politiques. Les pays exportateurs ont fondé une organisation, l'OPEC, dont le rôle est comparable à celui de l'OPEP pour le pétrole.

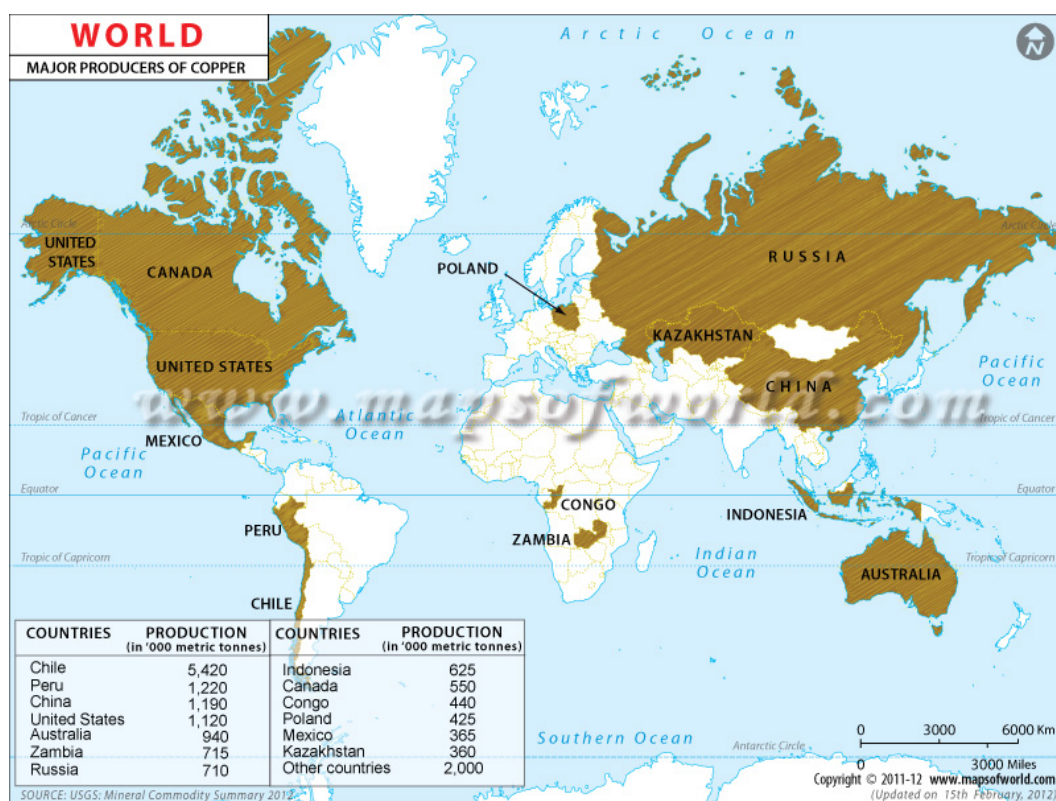


Figure I.4 – Cours de la tonne de cuivre depuis 2005. Production et réserve mondiale.

### I.1.2.3 Désignation et applications

La moitié de la production mondiale sert la distribution de l'énergie électrique (95% des fils conducteurs d'un Airbus sont en cuivre). Il sert également dans les constructions électriques et électroniques.

### Désignation du cuivre pur

Le cuivre pur utilisé est soit un cuivre affiné (endurant, plus fragile, plus cassant) ; soit un cuivre désoxydé (ou débarrassé de toute trace d'oxygène) (moins fragile et très haute conductivité).

<b>Désignations des cuivres purs, non alliés</b>	
Symbole Cu + tiret de séparation + lettres d'indications	
Cu-ETP	= affiné électrolytiquement, non désoxydé, à conductivité garantie
Cu-FRHC	= affiné thermiquement, non désoxydé, à conductivité garantie
Cu-FRTP	= affiné thermiquement, à conductivité non garantie
Cu-DHP	= affiné thermiquement ou électrolytiquement, à fort phosphore résiduel
Cu-DLP	= affiné thermiquement ou électrolytiquement, à faible phosphore résiduel
Cu-OF	= désoxydé
Cu-OFE	= désoxydé, à haute pureté

#### I.1.2.4 Désignation et propriétés des alliages de cuivre

##### a) Laitons

C'est la famille la plus utilisée. L'addition de zinc (< 42%) diminue le prix de base, augmente la malléabilité et la résistance à la rupture (favorable l'emboutissage) et diminue la température de fusion (favorable au moulage). Une addition supplémentaire de plomb, de 2 à 3%, augmente considérablement l'usinabilité.

##### b) Bronzes

Le bronze est un alliage mythique de cuivre et d'étain (entre 3 et 25%). Il fut le premier alliage utilisé par l'homme pour fabriquer des outils et des armes plus robuste que le cuivre pur.

- *Éléments d'alliage* : L'étain augmente la malléabilité et la résistance à la rupture et diminue la température de fusion (plus que le zinc mais il est plus coûteux) ; le phosphore ( $P < 1\%$ ) améliore les caractéristiques mécaniques, les propriétés antifriction, l'aptitude au moulage et a un rôle désoxydant. Les bronzes phosphoreux constituent le groupe le plus important. Le plomb (Pb) améliore l'usinabilité ; Le zinc diminue le coût (bronzes chrysocales).
- *Propriétés* : résistance à la corrosion ; qualités frottantes ; aptitude au moulage. Les bronzes se travaillent moins bien que les laitons (usinage, emboutissage ...) mais donnent des moulages plus sains.

##### c) Cupro-aluminiums ou "bronzes d'aluminium"

Surtout utilisés en fonderie, l'addition d'aluminium (entre 10 et 11%) donnent des alliages ayant de bonnes caractéristiques mécaniques et une bonne résistance à la corrosion ; ils sont souvent utilisés avec une addition de fer.

##### d) Cupronickels

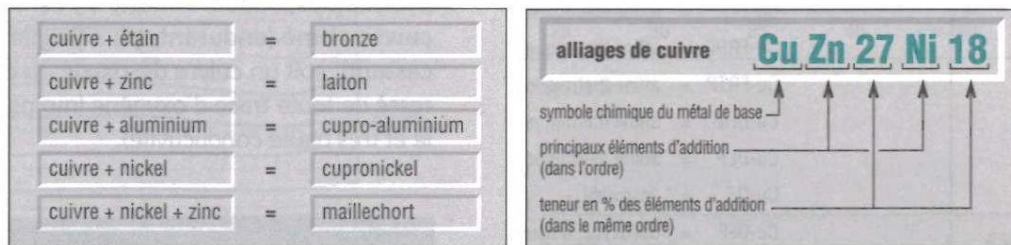
De couleur "argent" à partir de 20% de nickel, très malléables, l'addition de nickel (Ni) améliore les propriétés mécaniques, la résistance à la corrosion et la résistivité

électrique. Ils sont utilisés pour les pièces de monnaie, les tubes de condenseurs et les résistances électriques.

### e) Maillechorts

Moins coûteux que les cupronickels, on peut les considérer comme des laitons avec additions de nickel. Meilleures résistances à la corrosion et mécanique que les laitons. Ils sont utilisés pour les articles ménagers, pièces de décoration et bijoux, appareillages électriques ...

#### Désignation des alliages de cuivre



Principaux alliages du cuivre.

Désignation des alliages du cuivre.

Pour la désignation des alliages de cuivre, on utilise le symbole chimique du cuivre (Cu) suivi des symboles chimiques et teneurs des principaux éléments d'addition, par ordre décroissant.

Alliages de cuivre : produits laminés						
nuances	état métall.	$R_f$ daN/mm <sup>2</sup>	A%	HV	emplois	
laitons	Cu Zn 10	H11	27 - 34		67 - 95	①
		H14	39 - 45		118 - 135	
	Cu Zn 33	H11	33 - 40	64	85 - 120	②
		H14	47 - 54	7	140 - 160	
	Cu Zn 40	H11	36 - 43		105 - 135	③
		H14	51 - 59		150 - 175	
Cu Zn 39 Pb 2	H12	40 - 50		135 - 160	④ ⑦	
	H14	50 - 60	2 - 20	150 - 180		
Cu Zn 40 Pb 3	laitons de décolletage	37 - 50		4 - 22	⑤	
		32 - 45		7 - 28		
bronzes	Cu Sn 6 P	O	33 - 42	50	90 - 120	⑥
		H14	62 - 70	5	190 - 220	
	Cu Sn 3 Zn 9	O	31 - 40	40	75 - 105	⑦
H14		61 - 66	4	190 - 210		
Cu Sn 4 Zn 4 Pb 4	H12	40 - 46	25	125 - 155	⑥ ⑧	
	H14	50 - 60	3	160 - 195		
maillechorts	Cu Ni 10 Zn 27	H11	42	27	105	③
	Cu Ni 18 Zn 20	H14	58	5	180	

- ① bijouterie, quincaillerie  
 ② douilles, lustrerie, musique  
 ③ serrurerie, orfèvrerie, lustrerie  
 ④ engrenages, horlogerie  
 ⑤ pièces décolletées  
 ⑥ ressorts  
 ⑦ visserie  
 ⑧ joints, membranes

Alliages de cuivre : produits de fonderie						
nuances	état métall.	$R_f$ daN/mm <sup>2</sup>	$R_b$ daN/mm <sup>2</sup>	A%	emplois	
cupro-aluminiums	Cu Al 10 Fe 3	Y 20	50	18	18	⑥ ⑤
		Y 30	65	25	20	⑦
cupro-aluminiums	Cu Al 10 Ni 5 Fe 4	Y 20	63	25	12	⑧
		Y 30	60	30	7	⑥
bronzes	Cu Sn 12	Y 20	24	13	5	① ③
		Y 30	27	15	3	
bronzes	Cu Sn 5 Pb 5 Zn 5	Y 20	20	9	12	① ⑤
		Y 70	25	10	12	
bronzes	Cu Pb 20 Sn 5	Y 20	15	6	5	①
		Y 30	18	8	7	
laitons	Cu Zn 19 Al 6	Y 20	75	50	8	⑥ ⑦
		Y 30	80	55	8	
		Y 40	85	60	8	
laitons	Cu Zn 20	Y 20	18		12	②
		Y 30	20		12	
laitons	Cu Zn 40	Y 20	25		8	② ⑤
		Y 30	34		8	

- ① pièces frottantes  
 ② pièces courantes, robinetterie  
 ③ robinetterie haute pression  
 ④ coussinets  
 ⑤ chimie : robinets  
 ⑥ hélices mer, turbines, engrenages  
 ⑦ pièces méca. de résistance  
 ⑧ roue et vis sans fin

Figure I.5 – Désignation et propriétés des principales nuances d'alliages de cuivres

### I.1.3 Le fer et l'acier

Les métaux ferreux ayant en commun l'élément fer avec l'acier sont connus sous la dénomination de "fer" depuis la plus haute antiquité dès 4 000 avant J.-C. L'âge du "fer" qui débute aux alentours de 1 500 avant J.-C., sert à désigner le tournant décisif de la civilisation humaine après l'âge du bronze. Pourquoi un tel écart entre la production de fer vers -1 500 est la découverte du métal pur ? Il y a deux raisons :

1. hautes température de fusion ( $\sim 2\,000^{\circ}\text{C}$ ) bien supérieure à celle des fours ;
2. le fer n'existe que très rarement à l'état pur dans la nature, on le trouve sous forme de minerais.

S'il a fallu des millénaires pour aboutir à un stade rudimentaire de fabrication de l'acier, quelques siècles pour voir naître les premières installations à caractère industriel, c'est en quelques dizaines d'années que se sont créées les nouvelles techniques et les puissantes installations qui conduisent à de meilleures fabrications et à des utilisations toujours plus nombreuses de l'acier. Cette évolution exponentielle est due à :

- l'accroissement de la population mondiale ;
- l'amélioration des communications et transports ;
- l'augmentation du besoin ;
- l'accumulation des connaissances servant de socle aux nouvelles recherches.



**Figure I.6** – Schéma et photos d'un bas fourneau (à gauche et au centre). Photos de l'opération de cinglage (à droite).

L'histoire de l'acier se divise en trois grandes étapes :

1. *Métal obtenu à l'état pâteux par réduction directe du minerai.* Cette technique primitive apparue vers 1 500 avant J.-C. chez les Chalybes, peuplade vivant sur les côtes méridionale de la mer Noire. Cette technique repose sur la réduction du minerai par le charbon de bois dans une sorte de "bas fourneau" (température de  $900^{\circ}\text{C}$ ) creusé dans le sol (Figure I.6). Le résultat obtenu est une pâte de fer, appelée "loupe", mêlée aux impuretés, les "scories". Cette loupe devait ensuite être battue vigoureusement à l'aide de masses pour éliminer les impuretés et les poches de gaz restantes. Cette opération est le martelage ou "cinglage" (Figure I.6). Le métal ainsi obtenu, très peu carburé, était durci fréquemment par cémentation ou nitruration (contact avec des éléments carburés ou azotés d'origine organique).

2. *Découverte “accidentelle” de la fonte.* L’amélioration du soufflage de vent et l’augmentation de la hauteur des cheminées permirent un jour d’aboutir au métal à l’état liquide vers le XII<sup>e</sup> siècle. Mais on s’aperçut que ce métal, s’il se moulait facilement, était cassant et impossible à forger : c’était du fer trop carburé : “la fonte”. La fonte est alors décarburée et transformée en fer par martelage à chaud ou moulée pour fabriquer des ancrés, des canons ...
3. *Production de l’acier à l’état liquide.* C’est au milieu du XIX<sup>e</sup> tel que nous le connaissons. En 1855, un Anglais, Sir Henry Bessemer, imagine le procédé d’affinage par le vent. Il consiste à introduire dans une cornue métallique, la fonte liquide au travers de laquelle on fait passer un violent courant d’air. Le carbone et le silicium brûlent en apportant la chaleur nécessaire à l’état liquide du bain métallique, malgré l’élévation de son point de fusion au cours de la transformation de la fonte en acier. Toutefois, ce procédé ne permet pas de traiter les fontes phosphoreuses obtenues à partir du minerai lorrain. En 1865, Pierre-Emile Martin met au point le procédé qui porte son nom et permet de convertir la fonte en acier sur le sol d’un four Siemens, grâce à un revêtement réfractaire judicieusement choisi. Enfin, en 1878, deux cousins anglais Sidney Gilchrist Thomas et Percy Carlyle Gilchrist perfectionnent le procédé Bessemer qui peut ainsi traiter les fontes phosphoreuses.

Nous entrons alors dans la période moderne de la métallurgie du fer qui devient la sidérurgie. Le volume de la production, entre 1870 et nos jours, va se multiplier par plus de 100, la productivité du travail des aciéries par plus 300.

### I.1.3.1 Principales caractéristiques du fer

**Masse volumique :**  $\rho = 7.85 \text{ t.m}^{-3}$

**Module de Young :**  $E = 210\,000 \text{ MPa}$

**Structure cristalline :** Cubique centré

**Température de fusion :**  $T_m = 1\,538^\circ\text{C}$

**Conductivité électrique :**  $\sigma = 9.93 \cdot 10^6 \text{ S.m}^{-1}$

**Conductibilité thermique :**  $\lambda = 80.2 \text{ W.m}^{-1}\text{.K}$

**Autre propriétés :** sensibilité à la corrosion dans la plupart des milieux.

**Traitements thermomécaniques :** La résistance à la rupture et la limite élastique peuvent être augmentée par écrouissage à froid et par trempe et la ductilité peut être restaurée par revenu.

**Minerais :** oxyde magnétique de fer  $Fe_3O_4$  (Suède), hématite ou fer oligiste  $Fe_2O_3$  (USA, Russie), oxyde hydraté de fer  $Fe_2O_3 \cdot (H_2O)_{3/2}$  (Lorraine), carbonate de fer ou sidérose  $FeCO_3$  (Autriche, Calvados).

I.1.3.2 Marché et production mondiale

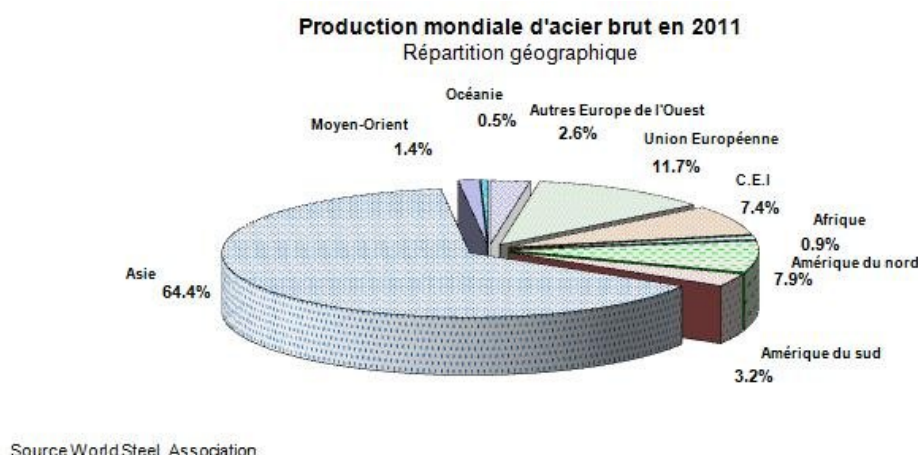
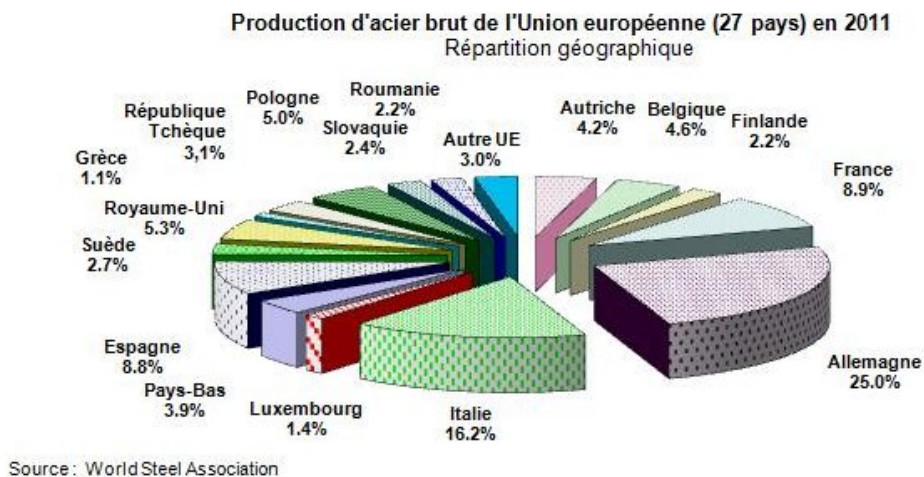
a) Minerai de Fer



	Mine production		Reserves	
	2010	2011 <sup>e</sup>	Crude ore	Iron content
United States	50	54	6,900	2,100
Australia	433	480	35,000	17,000 <sup>1</sup>
Brazil	370	390	29,000	16,000 <sup>2</sup>
Canada	37	37	6,300	2,300
China	1,070	1,200	23,000	7,200
India	230	240	7,000	4,500
Iran	28	30	2,500	1,400
Kazakhstan	24	24	3,000	1,000
Mauritania	11	11	1,100	700
Mexico	14	14	700	400
Russia	101	100	25,000	14,000 <sup>3</sup>
South Africa	59	55	1,000	650
Sweden	25	25	3,500	2,200
Ukraine	78	80	6,000	2,100
Venezuela	14	16	4,000	2,400
Other countries	48	50	12,000	6,000
World total (rounded)	2,590	2,800	170,000	80,000

Figure I.7 – Cours, production et réserve mondiale du minerai de fer.

## b) L'acier

**World Production:**

	Fonte de première fusion Pig iron		Acier brut Raw steel	
	2010	2011	2010	2011
United States	27	29	81	86 <sup>3</sup>
Brazil	25	34	33	36
China	590	650 <sup>1</sup>	627	700 <sup>1</sup>
France	10	9	15	16
Germany	29	29	44	46
India	39	38	67	72
Japan	82	81 <sup>2</sup>	110	110 <sup>2</sup>
Korea, Republic of	31	42	49	68
Russia	49	48 <sup>3</sup>	67	69
Ukraine	28	29	34	35
United Kingdom	7	7	10	10
Other countries	109	67	273	260
World total (rounded)	1,030	1,100	1,410	1,500

**Figure I.8** – Production d'acier dans le monde et en Europe.

Sept facteurs au moins déterminent le coût de production d'un acier :

1. La composition de l'acier selon sa teneur en éléments nobles (chrome, nickel, manganèse, cobalt, ...) et le niveau de pureté chimique (basse teneur en soufre, phosphore, éléments à bas point de fusion comme le plomb, l'arsenic, l'étain, le zinc, ...).
2. Les exigences particulières liées à la réglementation (Directives, décrets, loi, ...) et les spécifications techniques des donneurs d'ordres.

3. Les choix d'options proposées par des normes ou des standards internationaux comme ; par exemple des aptitudes au pliage, à l'emboutissage, à l'usinage.
4. Les exigences dimensionnelles (tolérance de planéité, classe d'épaisseur, ...). On remarquera que chez les aciéristes, la densité de l'acier n'est pas une constante ! Par exemple, dans le cas de l'acier de construction, elle n'est pas égale à  $7.85 \text{ tm}^{-3}$ . Les aciéristes considèrent une densité de facturation différente de la densité physique tout simplement pour tenir compte du fait que le poids réel livré (pesé) est toujours supérieur au poids théorique (calculé) du produit commandé.
5. Les examens et essais effectués sur échantillons prélevés sur coulée ou directement sur produit ainsi que le mode de réception du produit. Il existe 3 principaux modes de réception classés ci-après dans l'ordre de coût croissant :
  - par le vendeur (la réception du produit est donc effectuée par la première partie) ;
  - par l'acheteur (la réception du produit est effectuée par la seconde partie) ;
  - par une entité administrative extérieure (bureau de contrôle, compagnie d'assurance, ministère, association, ...) autre que le vendeur ou l'acheteur (la réception du produit est effectuée par ce que l'on appelle une tierce partie).
6. Les exigences internes (et donc supplémentaires) requises par les procédés de fabrication de l'utilisateur (planéité, limitations de teneurs en éléments chimiques, marquage).
7. La loi de l'offre et de la demande et la spéculation sur les métaux qui conditionnent bien sûr le prix du marché.

L'impact des 6 premières exigences peut avoir une incidence de quelques dizaines d'euros la tonne à plus de 50% du prix de base (le prix de base étant le prix de l'acier standard conforme à la norme et sans aucune option), d'où l'importance, avant toute passation de commande, de consulter le vendeur ou l'aciériste sur la base d'un cahier des charges rédigée en accord avec les exigences techniques et/ou administratives. Le 7<sup>e</sup> point quant à lui n'a pas de limite rationnelle.

La sidérurgie française s'est considérablement modernisée pour faire face la concurrence mondiale en augmentant considérablement sa productivité au prix de plusieurs crises depuis 1975 amenant d'importantes réductions d'emploi. La dernière, en 1994, correspond à la fermeture des mines de fer de Lorraine. Dans un contexte de redistribution mondiale et de concurrence des pays en voie de développement, on s'achemine, en France, vers une production à haute valeur ajoutée associant, par exemple, des aciers à hautes technicité d'élaboration avec des traitements de surface (cas de tôles revêtus pour l'automobile).

### I.1.3.3 Désignation et propriétés des aciers

#### a) Aciers non alliés d'usage générale (S,E,..)

Ils se caractérisent par une faible teneur en carbone, ce sont les plus utilisés. Il existe dans des diverses qualités avec des variantes réservées à des usages particuliers (moulage, soudage, ...).

— *Propriétés spécifiées* : ténacité, formabilité, grosseur de grain ...

- *Type de produits* : laminées marchand (profilés, poutrelles, barres, tôles, ...). Produits semi-finis de type prélaqués, galvanisés, nervurés, ondulés, ...
- *Procédés compatibles* : soudage, formage à chaud ou à froid, emboutissage, étirage, laminage, pliage, ...
- *Applications* : carrosserie, fers et profilés pour le bâtiment, construction navale, plate-forme pétrolière, trains, chaudronnerie, ameublement, électroménager, biens de consommations, ...

### Désignation des aciers d'usage générale



Lettre (S,E, ...) suivi de la limite d'élasticité en traction  $R_e$  en MPa [= N.mm<sup>-2</sup>]. S'il s'agit d'un acier moulé la désignation est précédée de la lettre G.

### b) Aciers spéciaux non alliés ou acier doux, de type C

Ils sont destinés aux traitements thermiques (trempe, cémentation) des pièces petites ou moyennes, ils sont caractérisés par un ajustement précis de leur composition et une plus grande pureté. 3 types

- *Aciers "doux"* ( $C < 0.3\%$ ) réservés à la cémentation et aux traitements de surface.
- *Aciers "mi-dur"* ( $0.3\% \leq C \leq 0.5\%$ ) utilisés pour les trempe et les revenus, dans le cas d'applications exigeant une plus grande résistance et une certaine tenue à l'usure.
  - Applications : pièces moulées et forgées, arbres, axes, engrenages, visserie ...
- *Aciers "dur"* ( $C > 0.5\%$ ) employés pour des applications exigeant : grande duretés, hautes résistances, tenue à l'usure. Ils ont tendance au gauchissement et aux déformations après trempe. Ils perdent leurs propriétés aux hautes températures.
  - Applications : pièces forgées, ressorts, lames, rasoirs, forets, matrices ...

### Désignation

Lettre C suivie du pourcentage de carbone multiplié par 100 plus au besoin des indications complémentaires (E = teneur en soufre, C = pour formage, S = pour ressort, ...).

Aciers non alliés					Aciers non alliés				
nuances normalisées	R <sub>r</sub> (N/mm <sup>2</sup> ) ou MPa	R <sub>e</sub> (N/mm <sup>2</sup> ) ou MPa	A% (maxi)	K (daJ/cm <sup>2</sup> )	nuances normalisées	R <sub>r</sub> (N/mm <sup>2</sup> ) ou MPa	R <sub>e</sub> (N/mm <sup>2</sup> ) ou MPa	A% (maxi)	K (daJ/cm <sup>2</sup> )
<b>aciens d'usage général</b>					<b>pour cémentation</b>				
S 185 (A 33)	290	185	8 à 18	6	C 22 (XC 18)	410 à 980	255 à 600	8 à 15	
S 235 (E 24)	340	235	15 à 26	6	<b>traitements thermiques – forgeage</b>				
S 275 (E 28)	410	275	12 à 22	6	C 25 (XC 25)	460 à 690	285 à 370	18 à 21	
S 355 (E 36)	490	355	12 à 22	5	C 35 (XC 38)	570 à 830	335 à 490	16 à 20	
<b>de construction mécanique</b>					C 40 (XC 42)	620 à 880	355 à 520	14 à 19	
E 295 (A 50)	470	295	10 à 20	5	C 45 (XC 48)	660 à 930	375 à 580	13 à 18	
E 335 (A 60)	570	335	6 à 16	5	C 50 (XC 50)	700 à 980	395 à 600	12 à 17	
E 360 (A 70)	670	360	3 à 11	5	<b>pour trempe superficielle</b>				
					C 40				
					(XC 42 TS)	dureté de la couche trempée : 55 HR <sub>c</sub>			

(Entre parenthèses : ancienne désignation).

Figure I.9 – Exemple de nuances d'acier au carbone.

c) Aciers faiblement alliés, pour haute résistance

### Désignation des aciers faiblement alliés

**aciers faiblement alliés**

**G 35 NiCr Mo 16..**

acier moulé (si nécessaire)

% de carbone multiplié par 100

principaux éléments d'addition (dans l'ordre)

teneur en % des éléments d'addition (même ordre)

indications complémentaires

X4	X10	X100	X1000
Cr, Co Mn, Ni Si, W	Al, Be, Cu Mo, Nb, Pb Ta, Ti, V, Zr	Ce, N P, S	B

Pourcentage de carbone multiplié par 100, suivi des symboles chimiques des principaux éléments d'addition classés en ordre décroissant. Puis dans le même ordre, les pourcentages de ces mêmes éléments multipliés par 4, 10, 100 ou 1000, plus au besoin des indications complémentaires.

Dans ces aciers, aucun élément d'addition ne dépasse 5% en masse. Ils sont choisis chaque fois qu'une haute résistance est exigée. Ils peuvent être utilisés en l'état ou avec traitement.

On distingue différents types d'aciers faiblement alliés en fonction du traitement thermique envisagé :

- Les aciers de cémentation ( $C < 0.2\%$ ) pour traitement de surface de cémentation, ils peuvent également recevoir une trempe.
- Les aciers pour trempe dans la masse ils permettent la trempe en profondeur des pièces massives et ils sont beaucoup plus performant que les aciers C.

Principaux aciers faiblement alliés										
nuances			caractéristiques mécaniques				pour cémentation	trempeabilité	taille des pièces	exemple d'utilisation propriétés
famille	désignation	ancienne désignation	R <sub>r</sub> (daN/mm <sup>2</sup> )	R <sub>e</sub> (daN/mm <sup>2</sup> )	A%	K (daJ/cm <sup>2</sup> )				
chrome	38 Cr 2	38 C 2	60 - 95	35 - 55	14 - 17	5		+	P - M	②
	46 Cr 2	42 C 2	65 - 110	40 - 65	12 - 15	4		+	P - M	②
	41 Cr 4	42 C 4	80 - 120	56 - 80	11 - 14	4		++	P - M	① ② ③ ⑩
	100 Cr 6	100 C 6	85 - 125	55 - 85	10 - 13	4		++	P - M	④ ⑤ HRc ≥ 62
nickel-chrome	10 Ni Cr 6	10 NC 6	60 - 115	42 - 62	10 - 12	8 - 10	●	+	P	aptitude croissance ↓ ① ② ③ ⑥
	20 Ni Cr 6	20 NC 6	70 - 110	70 - 95	8 - 10	6 - 8	●	++	P	
	13 Ni Cr 14	14 NC 11	80 - 145	65 - 90	8 - 10	7 - 8	●	+	M	
	30 Ni Cr 11	30 NC 11	70 - 110	45 - 70	12 - 16	7		++	M	
Ni + Cr + Mo	20 Ni Cr Mo 7	18 NCD 6	80 - 150	70 - 90	8 - 10	5 - 6	●	+++	G	① ② ⑥ ⑨
	20 Ni Cr Mo 2	20 NCD 2	75 - 155	60 - 95	8 - 11	5 - 7	●	++	M	① ②
	16 Ni Cr Mo 13	16 NCD 13	85 - 155	65 - 95	8 - 11	5 - 7	●	++	M	① ④
	34 Cr Ni Mo 6	35 NCD 6	85 - 140	65 - 100	10 - 13	6		+++	G	① ② ⑥
	36 Ni Cr Mo 16	35 NCD 16	100 - 145	80 - 105	9 - 11	5		++++	G	trempeable à l'air ① ② ⑥
	30 Cr Ni Mo 8	30 CND 8	90 - 145	70 - 105	10 - 12	6		++++	G	① ② ③
chrome-molybdène	31 Cr Mo 12	30 CD 12	90 - 130	70 - 90	10 - 12	5 - 6		+++	G	pour nitruration
	25 Cr Mo 4	25 CD 4	75 - 110	45 - 75	12 - 16	7		++	M	soudabilité ② ③
	34 Cr Mo 4	35 CD 4	70 - 120	50 - 85	11 - 15	6		++	G	① ② ③ ⑩
	42 Cr Mo 4	42 CD 4	75 - 130	55 - 90	10 - 14	5		+++	G	① ② ③ ⑩
50 Cr Mo 4	50 CD 4	80 - 130	60 - 90	9 - 13	4,5		+++	G	① ② ③	
nuances diverses	51 Cr V 4	50 CV 4	70 - 130	50 - 90	8 - 14	4		+++	G	⑤ ①
	41 Cr Al Mo 7	40 CAD 6-12	80 - 120	60 - 80	10 - 14	5		++	M	pour nitruration ⑥ ⑦
	28 Mn 6	20 M 5	50 - 75	35 - 45	19 - 21	8		+	P	soudabilité ② ⑦
	20 Mn Cr 5	20 MC 5	90 - 150	75 - 95	8 - 9	4 - 5	●	+	M	① ② ⑦ ⑧
	55 Si 7	55 S 7	70 - 170	50 - 90	9 - 13	4		++	P	⑤ ⑦
	45 Si Cr Mo 6	45 SCD 6	85 - 180	60 - 95	9 - 13	5		+++	P - M	⑤ ⑦
13 Mn S 4	13 MF 4	78 - 118	54	9	4				pour décolletage	
35 Mn S 6	35 MF 6	88 - 108	74	9	3,5					

++++ : très forte  
 +++ : forte  
 ++ : moyenne  
 + : limitée  
 P : petite ( $\varnothing \approx 50$ )  
 M : moyenne ( $\varnothing \approx 100$ )  
 G : grosse ( $\varnothing \approx 200$ )

① engrenage  
 ② arbres, axes, tiges, leviers, fusées  
 ③ boulonnerie haute résistance  
 ④ roulements  
 ⑤ ressorts  
 ⑥ pièces de frottement  
 ⑦ pièces d'usures  
 ⑧ pièces de sécurité, résistance aux chocs  
 ⑨ basses températures  
 ⑩ pour trempe superficielle

Figure I.10 – Exemple de nuances d'aciers faiblement alliés.

#### d) Aciers inoxydables

Cette famille très importante se caractérise par une grande résistance à la corrosion, à l'oxydation à chaud, au fluage. Elle est subdivisée en trois suivant la teneur en nickel :

- *Aciers inoxydables austénitiques* ( $Ni \geq 7\%$ ) tenue aux températures élevées et à l'écaillage ; ductilité ; résilience ; faciles à forger et à souder ; usinabilité médiocre ; dilatation thermique élevée ; conductibilité thermique assez basse. Nombreuses nuances.

- Applications : (chimie, alimentaire, transport, nucléaire ...) pièces embouties, chaudronnées, cuves, réservoirs, armatures, conduites, vannes, visserie...
- *Aciers inoxydables ferritiques* ( $Ni < 1\%$ ) ductiles ; ne durcissent ni par trempe ni par écrouissage ; faciles à étirer, former, plier, forger rouler ; usinabilité médiocre ; soudage sous certaines conditions ; peu résilients et faible résistance à la rupture sous température élevées.
  - Applications : équipements ménagers, décoration intérieure, automobiles, mobiliers ...
- *Aciers inoxydables martensitiques* ( $1\% \geq Ni < 7\%$ ) résistent aux chocs ; durcissent par trempe ; soudables à chaud ; faciles à forger ; bonne usinabilité ; bonne caractéristiques mécaniques à température élevée.
  - Applications : organes et composants mécaniques diverses (toutes industries).

**Désignation des aciers fortement alliés**

**aciers fortement alliés**     **G X 6 CrNiTi 18-11**

↑

↑

↑

↑

↑

G pour acier moulé (si nécessaire)  
 lettre symbolisant la catégorie  
 % de carbone multiplié par 100  
 principaux éléments d'addition (dans l'ordre)  
 teneur en % des éléments d'addition (même ordre)

Lettre X, symbolisant la famille, suivie des mêmes indications que pour les aciers faiblement alliés. Seule différence : pas de coefficient multiplicateur pour les pourcentages des éléments d'addition (ni 10, ni 4, ...).

Principaux aciers inoxydables				
nuances normalisées NF EN 10088	R <sub>e</sub> (daN/mm <sup>2</sup> )	R <sub>r</sub> (daN/mm <sup>2</sup> )	A%	K (daJ/cm <sup>2</sup> )
<b>austénitiques</b>				
X 2 Cr Ni 19-11 (Z 3 CN 19-11)	18 à 21,5	46 à 68	35 à 45	60 à 100 KV
X 5 Cr Ni 18-10 (Z 7 CN 18-09)	19 à 25	52 à 72		
X 5 Cr Ni Mo 17-12 (Z 7 CND 17-11)	20 à 26	50 à 70		
X 8 Cr Ni Ti 18-10 (Z 6 CNT 18-10)	19 à 25	50 à 72	30 à 40	
X 6 Cr Ni Mo Ti 17-12 (Z 6 CNDT 17-12)	20 à 27	50 à 73		

Principaux aciers inoxydables				
nuances normalisées NF EN 10088	R <sub>e</sub> (daN/mm <sup>2</sup> )	R <sub>r</sub> (daN/mm <sup>2</sup> )	A%	K (daJ/cm <sup>2</sup> )
<b>martensitiques</b>				
X 30 Cr 13 (Z 30 C 13)	60 à 65	80 à 100	10 à 15	25
<b>ferritiques</b>				
X6 Cr 17 (Z 8 C 17)	24 à 28	40 à 64	18 à 20	

Entre parenthèses l'ancienne désignation.

Figure I.11 – Exemple de nuances d'aciers inoxydables.

### e) Autres type d'aciers fortement alliés

- *Aciers à outils* : acier rapide (exemple : X160CrMoV12, HS 6-5-3-8).
- *Aciers réfractaires* : pour hautes températures (exemple : X12NiCrSi35-16, X8CrNi25-11, X10CrAlSi13, X18CrN28).
- *Aciers Maraging* : très hautes résistances pour l'aéronautique (exemple : X2NiCoMo18).
- *Aciers Hedfields* : au manganèse; très grande résistance à l'usure et très dur (exemple : X120Mn12)
- Aciers pour roulements, appareils de pression

### f) Symboles additionnels (Norme A02-005-3)

Il existe deux types de symboles additionnels :

**Symbole additionnels pour l'acier** Ils dépendent du type d'acier, ils peuvent spécifier une propriété mécanique par exemple une énergie de rupture à une température donné, ainsi qu'un type de microstructure et une utilisation ultérieure comme une température d'utilisation (R= Room temperature), un traitement de surface (G= galvanisation), etc.

**Symbole additionnels pour le produit** ils sont placés à la fin après le symbole + et ils renseignent sur la nature des traitements thermiques et traitement de surface subis ainsi que sur la taille des grains. Exemples : +C= gros grain, +F= grain fin, +Z= revêtement de zinc par immersion à chaud, +Q= trempé (Quenched), +QT = trempé et revenu (Quenched Tempered), etc.

#### Exemple I.1 C45 E + H

- C : Acier non alliés
- 45 : 0.45% de carbone
- E : teneur maximale en soufre spécifié
- +H : trempabilité garantie

On voit qu'il est impératif de se reporter à la norme afin de connaître la signification de tous ces symboles.

### I.1.3.4 Désignation et propriétés des fontes

#### Désignation des fontes

EN-GJS-400-18

préfixe	↑	↑	↑	↑	A%
fonte	↑	↑	↑	↑	↑
L : lamellaire	↑	↑	↑	↑	↑
S : sphéroïdale	↑	↑	↑	↑	↑
MW : malléable à cœur blanc	↑	↑	↑	↑	↑
MB : malléable à cœur noir	↑	↑	↑	↑	↑
V : vermiculaire	↑	↑	↑	↑	↑
N : sans graphite	↑	↑	↑	↑	↑
Y : structure spéciale	↑	↑	↑	↑	↑

$R_r$  résistance à la rupture par traction (en N/mm<sup>2</sup> ou MPa)

A% allongement à la rupture

Lettres EN-GJ, symbolisant la famille, suivie d'un lettre (L, S...) symbolisant le type de fonte suivie de la limite à la rupture ( $R_r$ ) en MPa et de l'allongement à la rupture (A%) en pourcentage.

Leur grande coulabilité permet d’obtenir des pièces de fonderie aux formes complexes. A cause du pourcentage élevé de carbone qu’elles contiennent, entre 2 et 4%, elles sont en générales assez fragiles, peu ductiles (inadaptées aux déformations à froid : forgeage, laminage...) et difficilement soudables.

- *Fontes à graphite lamellaire EN-GJL (ex “FGL”)*. Les plus économiques, les plus utilisées, ce sont les fontes de moulage par excellence. Le carbone se présente sous forme de fines lamelles de graphite qui lui donne une couleur “grise”. Elles se caractérisent par une bonne coulabilité ; bonne usinabilité ; grande résistance en compression ; grande capacités d’amortissement des vibrations
  - Propriétés : bonne coulabilité ; bonne usinabilité ; grande résistance en compression ; grande capacités d’amortissement des vibrations
  - Applications : bâtis de machine, supports, carters, blocs-moteur
- *Fontes à graphite sphéroïdal EN-GJS (ex “FGS”)*. Les plus économiques, les plus utilisées, ce sont les fontes de moulage par excellence. Le carbone se présente sous forme de fines lamelles de graphite qui lui donne une couleur “grise”.
  - Propriétés : ductilité, résilience, usinabilité.
  - Applications : vilebrequins, arbres de transmission, pièces de voirie, tuyauteries
- *Fontes malléable à cœur blanc EN-GJMW et à cœur noir EN-GJMB (ex “FMB et FMN”)*. Elles sont obtenues par malléabilisation de la fonte blanche (sorte de recuit) et on des propriétés mécaniques voisines de celles de l’acier.
  - Propriétés : moulage de pièce en faible épaisseur, usinabilité.
  - Applications : carters, boîtiers
- *Fontes blanches (FB)*. Elles sont à base de perlite et de cémentite
  - Propriétés : très dures, fragiles, résistantes aux frottements, à l’abrasion et aux températures élevées.
  - Applications : limitées
- *Fontes alliées*. Elles peuvent être à graphite lamellaire ou sphéroïdal ou blanches.
  - Eléments d’addition : nickel, cuivre, chrome, molybdène et vanadium
  - Applications : usages particuliers

Principales fontes						Principales fontes						Fontes alliées						
désignation normalisée	R <sub>e</sub> (daN/mm <sup>2</sup> )	R <sub>r</sub> (daN/mm <sup>2</sup> )	E (GPa)	HB dureté	A%	désignation normalisée	R <sub>e</sub> (daN/mm <sup>2</sup> )	R <sub>r</sub> (daN/mm <sup>2</sup> )	E (GPa)	HB dureté	A%	éléments d'addition	matrice	HB	A%	propriétés caractéristiques		
fontes à graphite lamellaire						cœur blanc EN- fontes malléables						GJL ou GJS	Ni - Mo (Cr)	bainite	250 350	1-2	résistance mécanique résistance à l'usure capacité d'amortissement	
EN-GJL 150	10	15	80	160	0,8	GJMW 360-12	19	38	↑	200	12		Ni - Cr (Mo)	martensite	350 500	< 1		
EN-GJL 200	13	20	100	190	à	GJMW 400-10	22	40		220	5		Ni-Si ou Ni-Si (Cr)	austénite	120 250	12-25	résilience résistance aux hautes et basses températures	
EN-GJL 250	17	25	110	210	0,3	GJMW 450-7	26	45		220	7		Si ou Si - Mo	ferrite	180 340	1-10		résistance à l'oxydation et déformations à T °C ^
EN-GJL 300	20	30	120	230	↓	cœur noir EN-							GJN (=FB=)	Ni - Cr ou Cr (11 à 28 %)	carbures martensite austénite	450 800	-	
EN-GJL 350	23	35	130	260		GJMB 350-10	20	35	↑	150	10			Cr	ferrite	200	-	résistance aux températures élevées et à la corrosion
EN-GJL 400	26	40	140	290	GJMB 380-18	25	38	170		150	18	(28 à 34 %)	500	-				
fontes à graphite sphéroïdal						GJMB 450-6	27	45		170	180	6						
EN-GJS 400-15	25	40	165	170	15	GJMB 550-4	34	55	↑	210	4							
EN-GJS 500-7	32	50	165	210	7	GJMB 650-2	43	65		240	2							
EN-GJS 600-3	37	60	168	230	3													
EN-GJS 700-2	42	70	168	260	2													
EN-GJS 800-2	48	80	170	300	2													
EN-GJS 900-2	60	90	170	330	2													

Figure I.12 – Principales nuances de fontes.

### I.1.4 L'aluminium et ses alliages

L'aluminium découvert en 1827 par Friedrich Wöhler a été produit industriellement à partir de 1886 grâce au procédé d'électrolyse mis au point en France par Paul Héroult et aux Etats-Unis par Charles Martin Hall. Sa production mondiale le place en tête des métaux non ferreux.

C'est le métal le plus abondant de l'écorce terrestre et le troisième élément le plus abondant après l'oxygène et le silicium ; il représente en moyenne 8% de la masse des matériaux de la surface solide de notre planète. L'aluminium est trop réactif pour exister à l'état natif dans le milieu naturel : on le trouve au contraire sous forme combinée dans plus de 270 minéraux différents.

De plus, l'aluminium a une excellente recyclabilité. En plus des bénéfices environnementaux, le recyclage de l'aluminium est beaucoup moins coûteux que l'extraction à partir du minerai de bauxite. Il est quasiment recyclable à l'infini sans perdre ses qualités, à condition de ne pas fondre dans un même bain des alliages de composition différente.

#### I.1.4.1 Principales caractéristiques

L'aluminium est de couleur argentée, qui est remarquable pour sa faible densité et sa résistance à l'oxydation. En effet, le métal se couvre, au contact de l'air, d'une couche d'oxyde protectrice. Les éléments d'addition peuvent diminuer plus ou moins cette résistance.

**Masse volumique :**  $\rho = 2.7 \text{ t.m}^{-3}$ , bons rapport résistance/poids

**Module de Young :**  $E = 69\,000 \text{ MPa}$

**Structure cristalline :** Cubique à faces centrées

**Température de fusion :** Pas point de fusion,  $T_m = 660^\circ\text{C}$

**Conductivité électrique :**  $\sigma = 37.7 \cdot 10^6 \text{ S.m}^{-1}$

**Conductibilité thermique :**  $\lambda = 237 \text{ W.m}^{-1}\text{.K}$

**Autres caractéristique :** très résistance à la corrosion ; faibles résistances à l'usure et à la fatigue ; facile à former et à mouler, certaines précautions à prendre pour l'usinage et le soudage.

**Traitements thermomécaniques :** la résistance à la rupture et la limite élastique peuvent être augmentée par vieillissement naturel, ou maturation, à température ambiante ou par revenu à température élevée. Les alliages avec le cuivre, le silicium, le zinc et le couple magnésium silicium sont trempant ; ils sont dits avec durcissement structural. L'aluminium pur, les alliages avec le manganèse et le magnésium ne sont pas trempant ; ils sont dits sans durcissement structural.

**Minerais :** le principale est la bauxite ( $\text{Al}_2\text{O}_3, (\text{H}_2\text{O})_n$ ). Il peut également être extrait de la néphéline ( $\text{Na}_3\text{KAl}_4\text{Si}_4\text{O}_{16}$ ), la leucite ( $\text{KAlSi}_2\text{O}_6$ ), la sillimanite ( $\text{Al}_2\text{O}(\text{SiO}_4)$ ), la muscovite ( $\text{KAl}_2(\text{Si}_3\text{Al})\text{O}_{10}(\text{OH}, \text{F})_2$ ), l'andalousite ( $\text{Al}_2\text{SiO}_5$ ).

I.1.4.2 Marché et production mondiale

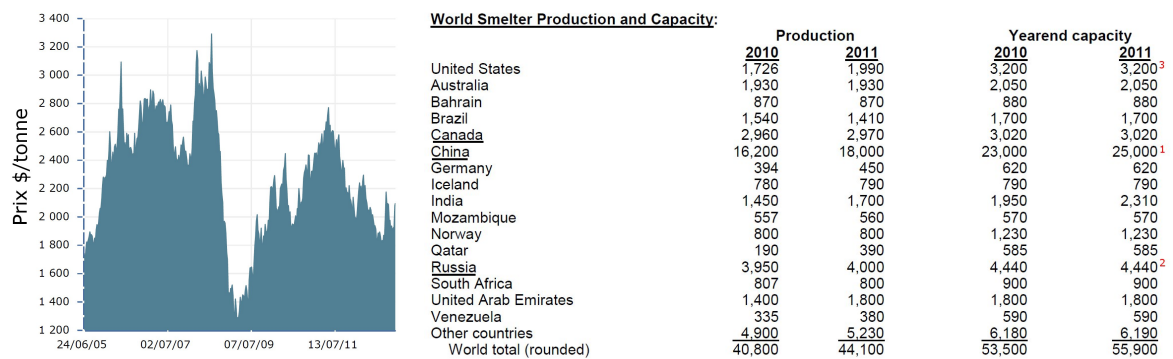
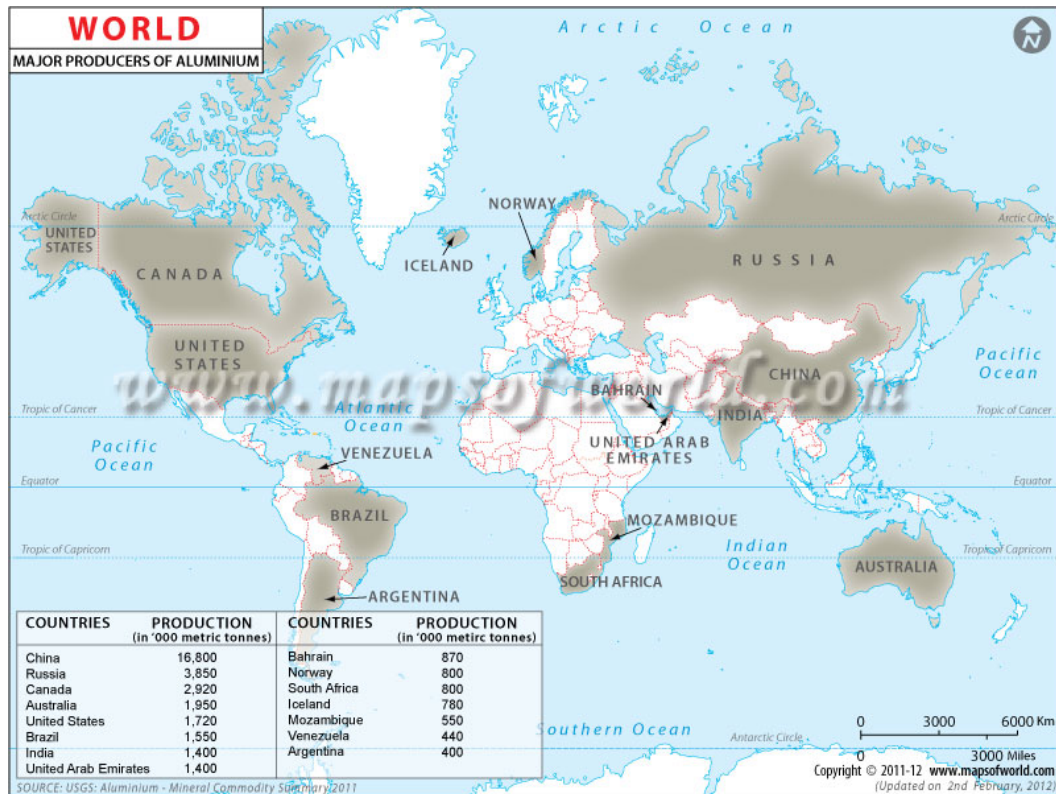


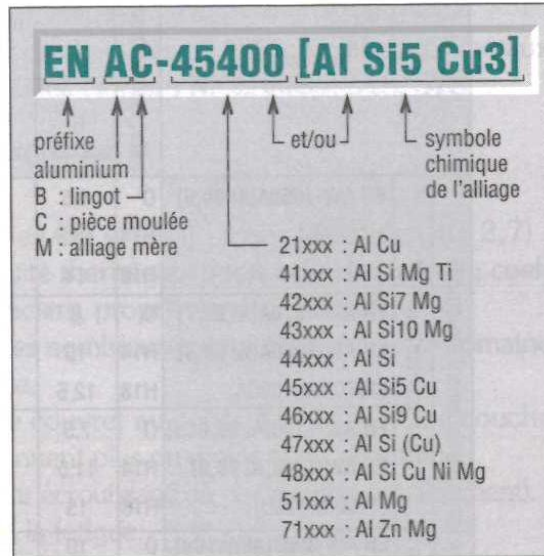
Figure I.13 – Cours, production et réserve de minerai d'aluminium.

I.1.4.3 Désignation et propriétés des alliages d'aluminium

a) Aluminium et alliages pour la fonderie

La plupart des nuances sont faciles à mouler (moule métallique permanent ou moulage sable) en moyenne ou en grande série et en pièce unitaire. Inconvénient : grand retrait au moulage (3.5 à 8.5% en volume) qui peut être minimisé par tracé de la pièce.

### Désignation des produits de fonderie



Préfixe EN suivi d'un espace puis de la lettre A pour aluminium et d'une lettre désignant le procédé puis d'un tiret et 5 chiffres donnant la composition et/ou les symboles chimiques de l'alliage ordonnés par teneurs décroissantes.

Aluminium et alliages : produits de fonderie												
nuances	mode de coulée	caractéristiques mécaniques			aptitude au moulage	aptitude à l'étanchéité	résistance à la corrosion	usinabilité	soudabilité	aptitude à l'anodisation	exemples d'emploi	
		R <sub>r</sub> (daN/mm <sup>2</sup> )	R <sub>e</sub> (daN/mm <sup>2</sup> )	A %								
EN AC-Al 99,5	Y20	8	3,5	30	+	+	+++	++	+++	+++	④	
EN AC-AISi12Cu NiTi (A-S12UNG)	Y35	20	18	1	+++	++	+	++	++	+	travail à chaud, pistons	
EN AC-AISi7Mg0,6 (A-S7G0,6)	Y23	25	21	1	+++	++	++	++	+++	+	① haute résistance	
	Y33	32	24	3								
EN AC-AICu4MgTi (A-U4GT)	Y24	30	20	5	+	++	+	+++	+	++	① haute résistance	
	Y34	32	22	8								
EN AC-AISi5Cu3 (A-S5U3)	Y20	14	7	1	+++	++	+	+++	++	+	①②	
	Y30	16	8	1								
EN AC-AISi12 (A-S12)	Y20	15	7	5	++	+++	++	+	+++	+	①③	
	Y30	17	8	6								
EN AC-AISi7Mg (A-S7G)	Y23	22	18	1	+++	+++	++	++	+++	++	①③	
	Y33	26	22	1								
EN AC-AIZn5Mg (A-G5)	Y20	16	9	3	+	+	++	++	+++	++	①③⑤⑥	
	Y30	18	10	4								
EN AC-AIMg5	Y29	19	12	4	+	+	++	+++	++	+++	①	
EN AC-AISi8Cu3	Y40	24	14	1	+++	++	+	++	+	+	② très utilisé	
EN AC-AISi9	Y40	22	12	2	++	++	++	+	+++	+	④①	
EN AC-AISi12	Y40	24	13	1	++	+++	+	+	+++	+	④①	
EN AC-AISi12Cu	Y40	24	14	1	++	+	+	++	+++	+	①①	
EN AC-AIMg9	Y40	20	13	1	+	+	+++	+++	+++	+	⑥	

Y20 : moulage sable ; Y30 : moulage coquille ; Y40 : moulage sous pression (page 169)

+++ : excellente  
++ : bonne  
+ : moyenne

① : pièces mécaniques diverses  
② : pièces mécaniques complexes  
③ : alimentaire, chimie, robinetterie

④ : appareils ménagers  
⑤ : bâtiment et travaux publics  
⑥ : marine

Figure I.14 – Différentes nuances d'alliage d'aluminium pour la fonderie

b) Aluminium et alliage corroyés

Cette famille, la plus utilisée, comprend tous les produits laminés d'usage courant (barres, profilées, tôles, ...).

Aluminium et alliages : produits laminés (extrait)														
nuances	état métallurgique	caractéristiques mécaniques				résistance à la corrosion	aptitude à l'anodisation	soudabilité à l'arc	soudabilité aux gaz + brassage	usinabilité	aptitude au travail à froid	exemples d'emploi		
		R <sub>r</sub> (daN/mm <sup>2</sup> )	R <sub>e</sub> (daN/mm <sup>2</sup> )	A %	E (daN/mm <sup>2</sup> )									
sans traitements thermiques (sans durcissement structural)	aluminium pur	EN AW-1050A[Al 99,5] (1050A)	O	6,5	2	35	6 700	+++	+++	+++	+++	+++	① ③ ⑤ ⑨	
		H14	10,5	8,5	6									
		H18	14	12	2									
	EN AW-1070A[Al 99,7] EN AW-1080A[Al 99,8] (1070A et 1080A)	O	6	1,5	35	6 700	+++	+++	+++	+++	-	+++	① ⑤ ⑨	
	H14	10	7	7										
	H18	12,5	10,5	2										
	EN AW-1100[Al 99,0Cu] EN AW-1200[Al 99,0] (1100 et 1200)	O	7,5	2,5	33	6 700	+++	+++	+++	+++	-	+++	① ⑫	
	H14	11,5	9,5	6										
	H18	15	13	2										
	Al + Mn	EN AW-3003[AlMn1Cu] (3003)	O	10	3,5	24	6 700	+++	++	+++	+++	+	+++	① ③ ⑤ ⑥
	H14	14,5	12,5	5										
	H18	19	17	2										
Al + magnésium	EN AW-5005[AlMg1] (5005)	O	10	3,5	24	7 000	+++	+++	+++	+++	+	+++	① ⑤ ⑥ ⑫	
	H14	14,5	12	5										
	H18	18,5	16,5	2										
	EN AW-5052[AlMg2,5] (5052)	O	17	6,5	19									
H34	23-28	18	5	7 000	+++	+++	+++	+++	+	+++	+	① ⑤ ⑥ ⑫		
H38	27	21	3											
EN AW-5086[AlMg4] (5086)	O	24	10	17	7 000	+++	++	+++	+++	++	+++	+	② ⑦ ⑩	
H22	27,5	18,5	10											
H24	30	22	8											
avec traitements thermiques (avec durcissement structural)	Al + cuivre	EN AW-2014[AlCu4SiMg] (2014)	O	22	14	16	7 400	-	+	++	+	++	+++	② ⑦ ⑧
		T4	40	25	14									
		T6	44	39	7									
	EN AW-2017[AlCu4MgSi] (2017)	O	22	14	13	7 400	-	++	++	+	++	+++	② ④ ⑦ ⑧	
	T4	39	25	15										
	EN AW-2024[AlCu4Mg1] (2024)	O	22	14	13									
	T4	44	28	14	7 000	+++	+++	+++	+++	+	+++	+	⑤ ⑦ ⑩ ⑪	
	EN AW-6061[AlMg1SiCu] (6061)	O	15	8,5										19
	T4	21	11	18										
	T6	29	24	10	7 000	+++	+++	+++	+++	+	+++	+	⑤ ⑦ ⑩ ⑪	
	EN AW-6082[AlSi1MgMn] (6082)	O	15	8,5										19
	T4	20,5	11	15										
T6	31	26	10	7 200	++	++	++	++	++	++	++	② ⑥ ⑦		
EN AW-7020[AlZn4,5Mg1] (7020)	T4	32	21										14	
T6	35	28	10											
Al + zinc	EN AW-7075[AlZn5,5MgCu] (7075)	O	28	15	10	7 200	+	++	+	++	++	++	② ④ ⑧	
T6	53	46	8											

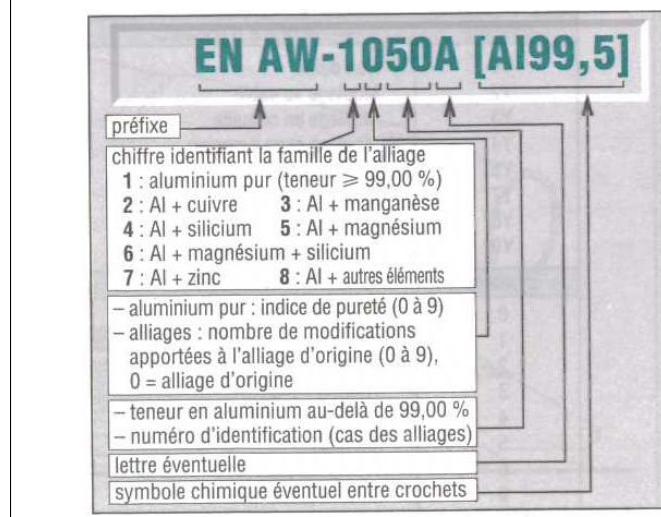
(entre parenthèses : ancienne désignation) — R<sub>r</sub>, R<sub>e</sub> et A% varient avec la forme et l'épaisseur des profilés.

- +++ : excellente
- ++ : bonne
- + : moyenne
- : faible

- ① : chaudronnerie, emboutissage
- ② : pièces forgées
- ③ : pièces filées : boîtes, aérosols ...
- ④ : boulonnerie
- ⑤ : chimie, alimentaire
- ⑥ : bâtiment

- ⑦ : mécanique, transport
- ⑧ : aéronautique
- ⑨ : décoration
- ⑩ : marine
- ⑪ : emballage
- ⑫ : ustensiles de cuisine ...

## Désignation des produits laminés



Elle est effectuée par un nombre à quatre chiffres, avec EN AW - comme préfixe (A pour aluminium, W pour corroyé)), éventuellement suivi par le symbole chimique de l'alliage placé entre crochets.

## I.1.5 Les autres métaux

### I.1.5.1 Le magnésium

Découvert par Davy en 1908, cet élément métallique ne fut isolé qu'en 1826. La croûte terrestre en possède 1.93%, sous forme d'oxyde, de carbonate, de chlorure ou de silicates. Il se trouve aussi bien dissous dans l'eau de mer que dans l'eau douce sous forme de chlorure, de carbonate et de sulfate.

Le magnésium est rarement utilisé à l'état pur.

#### Principales caractéristiques

**Masse volumique :**  $\rho = 1.738 \text{ t.m}^{-3}$ , bons rapport résistance/poids

**Module de Young :**  $E = 45\,000 \text{ MPa}$

**Structure cristalline :** Hexagonal compact

**Température de fusion :** Pas point de fusion,  $T_m = 650 \text{ }^\circ\text{C}$

**Conductivité électrique :**  $\sigma = 22.6 \cdot 10^6 \text{ S.m}^{-1}$

**Conductibilité thermique :**  $\lambda = 156 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}$

**Autres caractéristique :** capacité d'amortissement (réduit les bruits et les vibrations); résistance à la corrosion atmosphérique (craignent l'humidité), peu au acide, bien aux bases, alclalins et solvant et ne résiste pas à l'eau de mer; facile à usiner (attention à l'inflammation des copeaux), moulables, forgeables, soudables et rivetables. Faire attention à la corrosion galvanique dans les assemblages multimétaux.

**Influence des éléments d'addition :** l'addition d'aluminium améliore la résistance à la rupture et la fluidité à chaud; le zinc favorise la plasticité et l'aptitude au moulage; le thorium (Th)augmente les propriétés à température élevée; le zirconium (Zr) la plasticité et la résistance à l'oxydation.

**Minerais** : oxydes (magnésite  $MgO$ , ...); les carbonates (magnésite  $MgCO_3$ , dolomite  $MgCa(CO_3)_2$ ); des sulfates (kiesérite  $MgSO_4, H_2O$ , ...); des chlorures (carnallite  $KMgCl_3, 6H_2O$ ) et divers silicates.

**Applications** Pièces diverses pour l'automobile, l'aviation, outillage électroportatif, équipement de bureau audiovisuel, petit électroménager, bombes incendiaires, fusées éclairantes, ...

### I.1.5.2 Le titane

Découvert en 1791 par l'anglais William Gregor dans un minéral; l'illménite, et indépendamment en 1795, par l'allemand Martin Klaproth dans un autre minéral, le rutile, le titane n'a pu être développé de façon industrielle qu'à partir de 1946, grâce au procédé inventé par Kroll.

Le titane occupe la quatrième place dans le classement des métaux les plus abondants de la croûte terrestre.

#### Principales caractéristiques

**Masse volumique** :  $\rho = 4.51 \text{ t.m}^{-3}$

**Module de Young** :  $E = 114\,000 \text{ MPa}$

**Structure cristalline** : Hexagonal compact

**Température de fusion** : Point de fusion élevé,  $T_m = 1\,668 \text{ °C}$

**Conductivité électrique** :  $\sigma = 2.34 \cdot 10^6 \text{ S.m}^{-1}$

**Conductibilité thermique** :  $\lambda = 21.9 \text{ W.m}^{-1}\text{.K}$

**Autres caractéristique** : résistance exceptionnelle à la corrosion dans de nombreux milieux (eau de mer, corps humain, ...), bonne résistance mécanique à hautes et basses température, difficilement moulable.

**Minerais** : oxydes (rutile  $TiO_2$ , ilménite  $FeTiO_3$ )

**Applications** pièces aéronautique et aérospatiale militaire et civile, construction navale et chimique, pour l'outillage sous forme de carbure ou de nitrure, prothèses orthopédiques, ...

### I.1.5.3 Le zinc

Connu de puis la préhistoire, le zinc fut utilisé pour la fabrication de certains alliages dont le plus important est le laiton. Sa métallurgie est attesté, bien avant le début de l'ère chrétienne, n Chine d'où il était importé en Europe au XVI<sup>e</sup> siècle. Sa métallurgie ne prit réellement naissance en Europe qu'au XVIII<sup>e</sup>, lorsqu'il fut identifié comme élément, et ne développa qu'au XIX<sup>e</sup> siècle.

**Principales caractéristiques**

**Masse volumique** :  $\rho = 7.134 \text{ t.m}^{-3}$ , bons rapport résistance/poids

**Module de Young** :  $E = 78\,000 \text{ MPa}$

**Structure cristalline** : Hexagonal compact

**Température de fusion** : Pas point de fusion,  $T_m = 420^\circ\text{C}$

**Conductivité électrique** :  $\sigma = 16.6 \cdot 10^6 \text{ S.m}^{-1}$

**Conductibilité thermique** :  $\lambda = 116 \text{ W.m}^{-1}\text{.K}$

**Autres caractéristique** : Mise en facile en fonderie (bas point de fusion et retrait faible et possibilité de réaliser des pièces complexes robustes à parois minces avec des tolérances serrées (0.01 à 0.1 mm) sans reprise d'usinage et sous des cadences élevées (moulage en coquille sous pression des zamaks). Nombreux traitements de surfaces.

**Minerais** :

**Applications** zamaks pour la fonderie (carburateur, boîtiers, ...), zinc laminé pour le bâtiments (couvertures, ...), poudre et revêtements de zinc contre la corrosion (métallisation, galvanisation, zingage, shérardisation, peintures, ...).

Alliages de magnésium (fonderie), de titane et de zinc						
base	nuances	mode de coulée	caractéristiques mécaniques			observations
			$R_r$ (daN/mm <sup>2</sup> )	$R_e$ (daN/mm <sup>2</sup> )	A %	
magnésium EN MC-	MgAl6Zn3 (G-A6Z3)	Y20	16-20	8-10	3-6	pièces courantes; bonne coulabilité à 450 °C
	MgAl9Zn (G-A9Z)	Y20	16	8	2	carters, roues, pièces aéronautiques
		Y24	23	11	7	fusion à 470 °C
		Y30	17-22	9-12	2-5	
	MgZn5Th2Zr	Y25	24-28	15-18	5-12	carters complexes, tous types de moulages ; $d = 1,87$ ; fusion 520 °C
MgZr	Y25	16	5	15	machines d'essais, bureautique ; $d = 1,75$	
titane	T-A5E ou TiAl5Sn	T5	90	80	20	malléabilité élevée ; pièces forgées
	T-A6V ou TiAl6V	T3	115	105	12	le plus utilisé ; pièces de structure d'avion, visserie
	T-A6V6E ou TiAl6V6Sn	T1	105	95	12	variante du T-A6V
		T3	125	111	10	traitements thermiques possibles
zinc	Z-A4 (zamak 3) ZnAl4 ou ZP3	Y4	28	20	10	carters, poignées, carburateurs, micromécanique
	Z-A4U1 (zamak 5) ZnAl4Cu1 ou ZP5	Y4	33	25	5	bagues, engrenages... fusion à 380 °C
	Z-A4U3 (zamak 2) ZnAl4Cu3 ou ZP2	Y4	36	27	5	variante plus dure

Entre parenthèses : ancienne désignation. Y4 : moulage sous pression

**Figure I.15** – Différentes nuances d'alliage de magnésium, de titane et de zinc

## I.2 L'industrie métallurgique en France

### I.2.1 Introduction

L'industrie métallurgique au sens large (industries des biens intermédiaires, des biens d'équipement et des biens de consommation) compte en France environ 45 000 entreprises, et représente 1 800 000 salariés, dont 21% de cadres en 2007, et 420 milliards d'euros de chiffre d'affaire.

#### I.2.1.1 Métallurgie et transformation des métaux

Ce secteur comprend la production, la première transformation et la fonderie ainsi que le travail des métaux. Il comporte 500 000 salariés. On trouve là de grands groupes (désormais principalement internationaux) en sidérurgie, fabrication de tubes, ferro-alliages métaux non-ferreux (principalement l'aluminium), et de nombreuses PMI/PME notamment pour la fonderie. Par ailleurs, la transformation des métaux regroupe plusieurs centaines d'entreprises travaillant sur le laminage, la fabrication de menuiseries métalliques, les fils et câbles, la chaudronnerie . . .

#### I.2.1.2 Applications des produits métalliques

C'est là le domaine des industries de conception, d'intégration et de fabrication de produits associant métaux et autres matériaux (assemblage, formage, traitements et revêtements de surface . . .) pour des clients et utilisateurs de l'aval. Les marchés principaux concernent les machines et équipements mécaniques, la construction automobile, l'aéronautique, la construction navale, le ferroviaire, le bâtiment, la défense . . .

## I.2.2 Enjeux R&D en Métallurgie

### I.2.2.1 Mise en forme

Les procédés de mise en forme des métaux sont aujourd'hui d'une extrême variété. En laissant de côté ceux qui relèvent de la fonderie ou de la métallurgie des poudres, ainsi que l'usinage, l'accent est mis ici sur ceux (forgeage, laminage, filage, emboutissage et leurs variantes) qui reposent sur la capacité des matériaux métalliques à supporter, à froid comme à chaud, de grandes déformations plastiques, sans endommagement ni rupture. Ils incluent, de manière séquentielle ou simultanée, les traitements thermiques associés. A l'heure actuelle, une opération de mise en forme est un ensemble intégré de traitements thermomécaniques et métallurgiques optimisés.

Désormais, on ne vise plus seulement une forme mais simultanément une microstructure finale déterminée, garante des propriétés souhaitées. On cherche notamment à contrôler :

- les textures cristallographiques responsables d'une anisotropie des propriétés d'usage de la pièce formée dont il est possible de tirer parti en vue des besoins de conception.

- la taille des grains (obtention de grains ultrafins), de la distribution des joints de grains et des désorientations entre grains, de leur forme, de leur répartition spatiale.
- les phénomènes de recristallisation, de transformation de phase et de précipitation en cours de formage pour une utilisation optimale des changements de phase en cours de gamme (aciers “trempants”, alliages de zirconium pour le nucléaire. . .).
- les échelles nanoscopiques par introduction d’éléments d’addition.

Une évolution comparable, bien que moins avancée, se dessine grâce à l’utilisation des laser de puissance dans le domaine des traitements de surface et des procédés d’assemblage (soudage, fabrication directe).

### I.2.2.2 Secteur du transport

#### a) Transport aéronautique

Métaux et alliages métalliques sont des composants majeurs de l’industrie aéronautique et aérospatiale. Ils interviennent dans les structures (cellules fuselages, voilures et réservoirs structuraux d’ergols), les turbomachines (moteurs d’avion), le train d’atterrissage et dans de nombreux équipements annexes. À ce titre, leur maîtrise constitue un enjeu essentiel dans la compétition internationale, ce qui a suscité un effort soutenu de recherche et développement. L’objectif est de diminuer les coûts de construction, de fonctionnement des aéronefs via une réduction de leur masse, une augmentation des performances moteurs, un accroissement de leur fiabilité et de leur durée de vie, et une meilleure maîtrise des coûts d’exploitation associés aux procédures d’entretien. À quoi s’ajoute la nécessité d’une diminution des nuisances environnementales : émissions de gaz en croisière, bruit au décollage, utilisation de substances nocives, et problèmes de recyclage.

Les exigences des cahiers des charges imposent de classer les matériaux en trois familles : la cellule, les moteurs, les équipements.

**La cellule** le fuselage et la voilure sont soumis à des températures de modérées à froides et aux exigences de rigidité, de résistance mécanique en compression, de tolérance au dommage et/ou en fatigue. La course à l’allègement est une force motrice majeure d’évolution. Ainsi, les alliages d’aluminium sont fortement concurrencés par les composites à matrice polymère et à renforts tissés. De cette compétition entre alliages et composites sont nés de nouveaux alliages (par ex. : aluminium-cuivre-lithium-argent) à densité réduite et meilleurs en tenue à la corrosion et en tolérance au dommage.

**Les moteurs** Les matériaux des moteurs doivent présenter un bon comportement à chaud, dans des environnements chimiquement agressifs : tenue au fluage et à l’oxydation. On distingue les matériaux de moyenne température ( $100^{\circ}\text{C}$  –  $500^{\circ}\text{C}$ ), alliages de titane et aciers à haute résistance, et les matériaux de hautes et très hautes températures ( $\geq 600^{\circ}\text{C}$ ) comme ceux des disques ou des aubes. Face aux composites thermostrostructuraux céramique/céramique, la Métallurgie a répondu par une intégration associant matériau, circuits de refroidissement et barrières thermiques contre l’oxydation : logique de système. La maîtrise des procédés de fabrication (solidification contrôlée, forge ou Métallurgie

des poudres) est ici primordiale. La nécessité d'accroître les températures de fonctionnement a conduit au développement de nouveaux des matériaux (aluminures de titane ou composites à base titane), et de barrières thermiques.

**Les équipements** Les matériaux de certains des équipements annexes (par exemple : train d'atterrissage) doivent répondre à des fortes sollicitations. On utilise là des aciers à très haute résistance, des alliages d'aluminium et des alliages de titane à hautes propriétés mécaniques, et des alliages de cuivre pour les bagues et paliers.

### b) Transport ferroviaire

Transport terrestre potentiellement le moins polluant par voyageur au km ou par tonne transportée au km, le transport ferroviaire est appelé à croître. La France et l'Allemagne sont bien placées, par la taille de leur réseau comme par leur niveau parmi les équipementiers. Les développements en cours, le transport passager à grande vitesse et un transport de fret performant passent par une maîtrise des métaux, notamment l'acier qui reste, dans ce domaine, le matériau roi.

**Les rails et les équipements au sol** la durabilité en usure et la fiabilité dimensionnelle sont les critères majeurs, qui requièrent des métallurgistes maîtrisant la double approche matériaux et procédés. La compréhension fine des transformations induites par déformation intense en sous-couche de contact permet de contrôler l'usure, tandis que la connaissance des cinétiques de transformation dans la masse des rails permet d'assurer à la fois leur rectitude et un niveau de contraintes internes faible et reproductible.

**Les équipements embarqués** sécurité, fiabilité, consommation d'énergie et confort sont les points-clés du choix des matériaux, des modes de conception ou des nouveaux systèmes embarqués dans le matériel roulant. En découle une recherche permanente en durabilité (résistance à l'usure, à la fatigue, à la corrosion...), en allègement, en éco-conception (matériaux, revêtements - en particulier peintures -, mais aussi en systèmes de récupération d'énergie...), en émission sonore ou en protection contre le bruit. Les stratégies d'amélioration des produits (en particulier des freins) consistent à utiliser des matériaux existants, à les intégrer dans des conceptions de systèmes de plus en plus performants, en gardant en permanence à l'esprit les exigences de l'entretien des composants.

### c) Transport terrestre

Les transports terrestres (avec, au premier rang, l'industrie automobile) représentent un marché majeur pour l'industrie métallurgique. Le transport routier fait face à un défi important : comment continuer à fournir le service demandé (transport de voyageurs ou de marchandises dans de bonnes conditions de sécurité et de confort) tout en diminuant de façon significative l'impact sur l'environnement. Ce défi a été en large partie relevé grâce à la mise au point de nouveaux aciers et de nouvelles Métallurgies conduisant à des développements considérables. On peut ainsi dire qu'en 2010, une automobile renferme bon nombre d'aciers qui n'existaient pas quelques années auparavant. Le transport routier est responsable d'une bonne part des émissions de gaz

à effet de serre. L'objectif de les réduire a conduit soit à diminuer la masse de véhicules ou à changer leur motorisation.

Par ailleurs, l'habitacle doit procurer confort et sécurité. Les polymères y sont utilisés, surtout comme matériaux d'habillage; mais s'agissant de rigidité ou de résistance à la fatigue, ce sont les aciers et les alliages d'aluminium qui s'imposent (structures, carrosseries, groupes motopropulseurs, équipements) par leur disponibilité à grande échelle sous forme de demi-produits, et leur aptitude à la mise en IJuvre (formage, assemblage, traitement de surface, moulage, etc.) et au recyclage. On distingue :

**La "caisse en blanc"** où les exigences portent sur les propriétés mécaniques (résistance mécanique, rigidité, tenue au "crash"), la résistance à la corrosion, le "design", la réparabilité, et les réductions de la masse et des coûts.

**La "carrosserie"** où le choix des tôles utilisées en panneau extérieur dépendra de leur formabilité, leur aptitude à la découpe, leurs caractéristiques mécaniques après traitement de cuisson des peintures, leur résistance à l'indentation et leur aspect de surface.

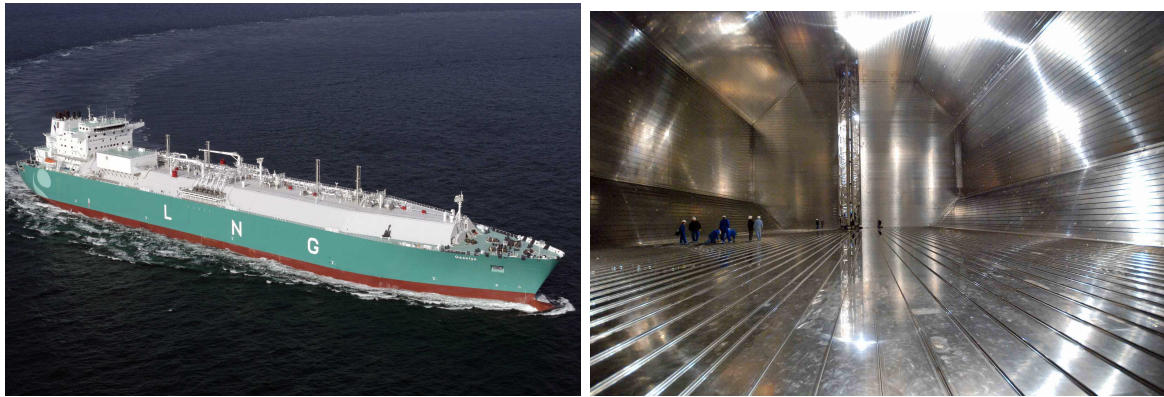
Tout allègement est à confronter aux propriétés mécaniques : limite d'élasticité, limite à rupture plus élevées sans perte appréciable de formabilité. Ces deux propriétés étant naturellement contradictoires, c'est toute la Métallurgie physique et mécanique qui doit être mise en œuvre pour obtenir le meilleur compromis possible.

La mise en œuvre (mise en forme et assemblage) est un domaine en forte évolution. L'emboutissage est très étudié, ainsi que les techniques innovantes comme l'hydroformage. Pour l'assemblage, on mentionnera le soudage laser, le soudage par points (aciers), l'assemblage hybride aluminium-acier (thème de R& D à fort enjeu, notamment par soudo-brasage laser), et le collage. Le soudage à l'état solide par friction-malaxage (FSW : friction stir welding) déjà utilisé dans l'industrie aéronautique doit également pouvoir se développer dans l'industrie automobile.

#### d) Transport maritime

Dans la quasi-totalité des cas, les coques de ces navires sont construites en acier, à partir de tôles dont l'épaisseur n'excède généralement pas 20 mm, qui sont découpées, mises en forme et soudées. Suite aux ruptures catastrophiques d'une centaine de Liberty Ships au niveau des cordons de soudures lors de la Seconde Guerre mondiale, des travaux ont été engagés dans le monde entier pour mieux définir la notion de température de transition ductile-fragile, et, plus tard, développer la mécanique de la rupture. L'amélioration de l'aptitude au soudage passe par la diminution de la teneur en carbone. Afin de maintenir les caractéristiques mécaniques, cette réduction de la teneur en carbone est compensée par la production d'aciers à grains fins (composition chimique et traitements thermomécaniques de laminage).

**Exemple I.2 (Les cuves de méthaniers)** *Au cours des dernières années, le gaz naturel a vu sa consommation augmenter de façon spectaculaire. Sur un marché mondial d'environ 2 700Gm<sup>3</sup>, environ 20% sont aujourd'hui acheminés par mer et le transport maritime du gaz naturel liquéfié (GNL) augmente régulièrement. Un méthanier actuel a une taille comparable à celle d'un pétrolier et peut contenir jusqu'à 260 000m<sup>3</sup> de GNL. Sur une flotte en service d'environ 350 méthaniers, 40% utilisent*



**Figure I.16** – Photos d'un méthanier et de sa Cuve en Invar. Les personnages à gauche donnent l'échelle.

*des sphères d'aluminium, 35% de l'Invar (Figure I.16) et 25% de l'acier inoxydable. Les constructions et les commandes en cours sont majoritairement en faveur des deux dernières technologies, en particulier celle à membranes d'Invar. Cette dernière solution permet de s'affranchir de la nécessité du gaufrage avec l'acier inoxydable et permet ainsi de monter une grande partie des cuves par des procédés automatiques ou semi-automatiques.*

*L'usine d'Imphy (France) d'ArcelorMittal assure 95% du marché mondial, soit plusieurs milliers de tonnes par an d'Invar M93 et un chiffre d'affaires de 50 à 60 M€.*

*L'Invar est un fer-30 % nickel de coefficient de dilatation thermique 10 fois inférieur à celui des aciers. Découvert en 1896, en collaboration avec la Société Imphy, par Charles-Édouard Guillaume - ce qui lui vaudra le seul prix Nobel jamais attribué à un métallurgiste - ses premières applications furent en métrologie. Son utilisation permet de réduire fortement les contraintes thermiques entre la température ambiante et celle du GNL ( $-160^{\circ}\text{C}$ ).*

*Les alliages de type Invar (Fe-Ni) sont largement employés dans l'industrie des semi-conducteurs et de la connectique.*

### I.2.2.3 Secteur de l'énergie

#### a) Énergie nucléaire

Outre l'étude de métaux nouveaux ou peu pratiqués (U, Pu, Zr, Mg, Be, Hf...), la construction des réacteurs pose des problèmes métallurgiques majeurs. Les dimensions croissant avec la puissance des réacteurs, les limites des capacités de fabrication des aciéristes et des forgerons sont vite atteintes, tandis que le gigantisme pèse sur le choix des matériaux quant à leurs caractéristiques et à la "fabricabilité" des pièces, en termes par exemple d'homogénéité, dans l'épaisseur, des composants. La fabrication de ces derniers a bénéficié, et parfois été à l'origine, de nouveaux procédés.

Compte tenu des investissements impliqués, des exigences de sécurité et du coût du retour d'expérience, une problématique fondamentale de cette Métallurgie est la prédiction du comportement à long terme (40 à 60 ans) des composants : tenue à la fatigue (notamment thermique), à la corrosion (notamment sous contrainte) et, bien

sûr, à l'irradiation.

Le stockage, quel qu'en soit le type, et le transport mettent en jeu des conteneurs métalliques dont les propriétés doivent obéir à des contraintes jamais rencontrées jusqu'à présent. Si les "châteaux de plomb" nécessaires au transport ne posent pas de problème particulier, on demande en revanche, aux fûts de stockage et aux verres enrobant les matériaux stockés, des qualités exceptionnelles : celle en particulier de résister, durant des périodes comptées ici en dizaines de millénaires, au rayonnement dégagé et aux températures qu'il produit et à la corrosion de l'eau (présente partout). Entre le cuivre, prévu par les Suédois, et des aciers encore à déterminer, comme pour les bases scientifiques du vieillissement des verres de stockage sous irradiation, s'ouvre un grand chantier largement inédit.

### b) Energie solaire

L'utilisation de l'énergie solaire thermique à des fins domestiques a d'abord consisté à chauffer l'eau comme fluide caloporteur dans les installations de chauffe-eau existantes. Le cuivre s'imposa comme le matériau de référence, d'autant que de nouveaux traitements de la surface intérieure des tubes (années 1980) ont permis d'éliminer quasiment les perforations par corrosion. Mais son inconvénient est son prix. Pour couvrir de grandes surfaces, des tubes en polymère noircis peuvent convenir, mais avec un rendement limité. L'aluminium est utilisé pour les ailettes.

Ceci étant, l'incitation à innover dans cette Métallurgie est, en France, relativement faible, le thermique solaire représentant pour le cuivre un petit marché. Notons que s'il existe encore en France un important site de fabrication de tubes en cuivre, le laminage en grandes largeurs a été abandonné depuis longtemps. Les deux usines de laminage restantes sont spécialisées dans la production de bandes en alliages de cuivre. Il serait cependant possible de redévelopper une Métallurgie du cuivre visant à utiliser l'énergie solaire thermique plus efficacement et à moindre coût.

### c) Les piles à combustibles

Les piles à combustibles (PAC) font l'objet d'actives recherches concernant le stockage de l'énergie dans des accumulateurs et la conversion de l'hydrogène en énergie électrique via des piles "basse température" (PEMFC à membrane polymère). L'objectif, à échéance 2015-2020, est de développer des systèmes hybrides batteries/PAC dont le degré d'hybridation dépendra des progrès respectifs des deux technologies (coût, performance, durée de vie, accès aux matières premières) et du profil d'emploi du véhicule. Les piles "haute température" (SOFC, 700 – 902°C) sont prévues dans le secteur du stationnaire, à savoir comme moyen de production décentralisée d'électricité en particulier en couplage avec la production de chaleur (système de cogénération électricité/chaleur) pour lesquels on peut espérer des rendements globaux supérieurs à 70%.

Les verrous scientifiques et technologiques sont différents suivant le type de pile à combustible :

**Pile PEMFC** Elle utilise du platine comme catalyseur. Les verrous concernent essentiellement la réduction du coût, la durabilité (empoisonnement de la membrane polymère) et le vieillissement des plaques bipolaires, ou inter-

connecteurs, réalisées en acier inoxydable. Ceux-ci doivent résister à l'oxydation en atmosphère riche en oxygène d'un côté et riche en vapeur d'eau de l'autre. Une des solutions consiste à recouvrir les plaques d'acier inoxydable par de l'or ou d'autres revêtements.

**Pile haute température SOFC** où les plaques bipolaires de ces piles doivent, en plus des critères déjà cités pour les piles PEMFC, présenter un faible coefficient de dilatation afin de limiter les problèmes de retraits différentiels entre membranes céramiques et plaques métalliques. Elles doivent également résister à des atmosphères fortement corrosives.

En ce qui concerne la recherche de nouvelles nuances d'acier susceptibles de répondre aux exigences des piles à combustibles PEMFC et SOFC, la société ArcelorMittal Stainless & Nickel alloys (en particulier ses filiales ex Imphy-alloys et ex-Ugine) est bien placée. Il s'agit ici d'optimiser des nuances existantes pour maîtriser la composition des couches de protection et de définir des traitements de surface adaptés. La société Garlock France est en train d'acquiescer un savoir-faire sur l'emboutissage des plaques bipolaires, qu'elles soient en acier ou en alliage de nickel.

#### d) Energie éolienne

On notera ici simplement la faiblesse de l'effort industriel français pour cette énergie, malgré son implantation notable, et la participation de Saint-Gobain à l'effort allemand.

#### I.2.2.4 Secteur du bâtiment

Les travaux publics constituent une part importante de l'activité économique. Ce secteur qui a une image technique plutôt traditionnelle doit faire face à deux défis majeurs :

- l'immense demande des pays émergents en logements à coût modéré ;
- la contrainte climatique.

Le premier appelle surtout des innovations en dispositions constructives. Mais les pays émergents sont soumis à des catastrophes naturelles, tremblements de terre, tsunamis, inondations, et les bâtiments doivent y résister, tout en restant bon marché. Face aux contraintes climatiques, la science des matériaux et la Métallurgie sont sollicitées : allègement des structures, amélioration de l'isolation, intégration des sources d'énergies renouvelables...

La construction n'utilise, comme métal, pratiquement que l'acier, l'aluminium intervenant pour des finitions (cadres de fenêtre...) et le cuivre dans les canalisations.

L'allègement des structures concerne surtout les grands ouvrages et les immeubles de grande hauteur. La tenue aux vents et aux tremblements de terre impose des ossatures acier, souvent associées au béton. Le développement d'aciers à haute résistance en très grande dimension a ainsi permis d'alléger de 25% environ les structures. On citera aussi l'allègement des câbles de ponts ou de téléphériques, et la fabrication des palplanches servant à stabiliser les berges des rivières. Un exemple de l'utilisation des poutrelles en acier à haute résistance, HISTAR : la tour de la Fédération à Moscou (hauteur 340 m, Figure I.17). Le développement de cet acier a été rendu possible grâce au nouveau procédé de traitement thermique "en ligne" de trempe et revenu (QST).



**Figure I.17** – Tour de la Fédération à Moscou.

Pour des raisons historiques et culturelles, la France s'est spécialisée dans la pierre, la brique et le béton. Les métaux n'y ont qu'une place modérée (c'est aussi le cas du bois, sauf en montagne). L'image tenace de mauvaise tenue au feu des structures en acier lors de la catastrophe du CES Pailleron, il y a presque 40 ans, y est pour quelque chose. Depuis, des solutions fiables ont été développées mais l'image persiste. Ailleurs (Angleterre, Japon), on a fait des choix différents avec une forte participation du métal dans la construction.

#### **I.2.2.5 Secteur de l'armement**

Les matériaux utilisés par la Défense sont soumis à des sollicitations extrêmes (chargement, vitesse de déformation, température) et doivent permettre des durées d'utilisation très longues (corrosion). Le comportement d'un blindage soumis à un impact de projectile dépend de façon notable des caractéristiques dynamiques de l'impact lui-même et la compréhension des phénomènes aux grandes vitesses de déformation - en particulier changements de phase ou transformations internes - est

encore imparfaite.

La Défense a besoin de matériaux métalliques aux propriétés supérieures à celles des applications civiles : tenue à températures élevées (matériaux moteurs), caractéristiques mécaniques extrêmes (tenue à l'impact, perforation blindage), module élevé et très haute résistance, tenue à l'écrasement des coques de sous-marins, comportement à très long terme maîtrisé et garanti, en plus du problème de la sécurisation des sources d'approvisionnement.

### I.2.2.6 Secteur de bio-médicale

On appelle biomatériaux "des matériaux non vivants utilisés dans un dispositif médical destiné à interagir avec les systèmes biologiques". En contact avec la matière vivante (implants...), ils mettent en jeu la biocompatibilité et la bio-activité. Ce sont souvent des céramiques, des polymères, des matériaux d'origine naturelle.

Parmi ces derniers, les métaux les plus utilisés actuellement sont :

- les aciers inoxydables 316L pour les stents, les vis et plaques de fixation, les valves... ;
- les alliages de titane (prothèses de hanche, vis, implants dentaires) présentant une excellente résistance à la corrosion, une faible densité, une bonne biocompatibilité (l'os adhère facilement au titane) mais une faible résistance à l'abrasion ;
- les alliages à mémoire de forme type nitinol, Ti-55
- les alliages cobalt-chrome (odontologie, prothèses de hanche et de genou, valves cardiaques) présentant une grande résistance à l'usure.

Mais nombre de problèmes subsistent en particulier l'émission dans l'organisme d'ions métalliques (nickel, cobalt) classés cancérigènes, ou la création de débris par frottement. Il convient donc de mettre au point de nouveaux alliages sans nickel ni cobalt, résistants à la corrosion et ayant de bonnes propriétés mécaniques (par exemple des aciers austénitiques sans nickel) ; d'autre part d'étudier des revêtements polymères ou céramiques - par exemple carbure de silicium, oxyde ou nitrure de titane, zircon, carbone pyrolytique...- conférant à l'alliage une bonne résistance à l'usure et à la corrosion et permettant de limiter les frottements. Nombre d'alliages sont actuellement étudiés : alliages de cobalt pour l'arthroplastie du genou, alliages de titane de faibles modules d'Young pour leur biocompatibilité mécanique avec les os.

Tout progrès en ce domaine suppose une multi-disciplinarité associant métallurgistes, céramistes, polyméristes, biologistes, stomatologues, chirurgiens. . .

### I.2.2.7 Secteur de l'électronique

#### a) Microélectronique

La microélectronique, une industrie emblématique des technologies de pointe, sans présenter, en dépit de leur importance, les domaines de l'optoélectronique, des micro-ondes et antennes, des nanodispositifs (capteurs et actionneurs, MEMS, etc.). Rappelons cependant l'exemple des condensateurs aluminium/alumine qui avaient posé de redoutables problèmes aux métallurgistes afin d'assurer l'état physique et microstructural de la couche d'alumine.

Les métaux et leurs alliages, en particulier intermétalliques, jouent, en microélectronique, un rôle fondamental pour :

- les interconnexions métalliques assurant le transport du courant ;
- la connectique et les techniques de brasage - notamment avec l'interdiction des brasures au plomb ;
- la juxtaposition de matériaux très différents qui impose la création de barrières de diffusion ;
- l'élimination de la chaleur due à la réduction d'échelle et aux fortes densités de courant concomitantes.

De nombreuses questions fondamentales constituent des verrous scientifiques au développement de la technologie :

- les interconnexions de cuivre posent le risque de contamination du silicium par diffusion ;
- les contacts ohmiques par formation de siliciures métalliques reposent le problème de la diffusion réactive (germination sous fort gradient chimique, croissance séquentielle ou simultanée...);
- la miniaturisation des composants pose de nombreux problèmes métallurgiques :
  - microstructures et défauts liés à l'épithaxie,
  - compréhension des effets de confinement sur la plasticité des métaux (joints de grains, dislocations...),
  - présence de très fortes contraintes mécaniques (mécanismes de création et de relaxation des contraintes internes et leurs conséquences sur l'endommagement),
  - évacuation de la chaleur (succès de composites à base matrice métallique),
  - et de façon plus exploratoire pour la prochaine génération, les mécanismes de croissance des nanowhiskers ;
- l'élaboration des matériaux métalliques (monocristaux, dépôts minces et multicouches...) fait appel à des technologies variées dont plusieurs relèvent de la thermochimie métallurgique. Faut-il rappeler que l'élaboration de monocristaux de silicium par zone fondue a été inventée par un métallurgiste ?

## b) Matériaux magnétiques

La science des matériaux magnétiques est intimement liée à la Métallurgie. Les principales applications du magnétisme utilisent des alliages à base de fer, cobalt ou nickel, dont les propriétés fonctionnelles dépendent, de façon cruciale, de la microstructure. L'élaboration des matériaux met en jeu des processus métallurgiques rigoureux et spécifiques.

La mise au point des aimants RFeB a largement contribué à la "miniaturisation" des moteurs électriques capables de développer des puissances de l'ordre du kilowatt, suffisantes pour le "vélo électrique" alors qu'ils ont une masse de l'ordre du kilogramme. On peut songer au marché qui peut ainsi s'ouvrir en Chine et ailleurs.

Les domaines d'applications des matériaux magnétiques qui se développent le plus concernent l'aviation et les capteurs.

Une application potentielle de grand intérêt de la magnétoscience concerne l'effet d'un champ magnétique sur un processus métallurgique. En particulier, la microstructure d'alliages à base de fer peut être modifiée de façon contrôlée à travers

l'augmentation de la température de transition ferrite-austénite induite par le champ.

On l'aura compris, les propriétés des aimants dépendent massivement de leur état métallurgique.

### I.2.2.8 Secteur de l'emballage

L'emballage constitue un marché important. Parmi les différents matériaux utilisés en France (chiffre d'affaires : 17,3 milliards d'euros en 2007), la part du métal représente 13%, parmi lesquels les boîtes de conserve 32%, les boîtes boisson 15% et le bouchage 13% constituent l'essentiel. L'environnement et la sécurité pour les emballages alimentaires s'imposent de plus en plus. On doit donc se préoccuper :

- du recyclage des emballages, point favorable pour les métaux ;
- de leur contenu énergétique, donc en particulier de la masse ;
- de la protection du contenu, tout en se pliant aux exigences de l'esthétique et du marketing.

L'acier et les alliages d'aluminium se partagent l'essentiel du marché de l'emballage métallique, la recherche se concentrant sur le secteur de l'agroalimentaire, où l'emballage rigide compte pour approximativement 70%. Enjeux et applications sont à peu près les mêmes pour ces deux matériaux qui sont donc concurrents frontaux sur ce marché très disputé. L'acier doit être recouvert d'un revêtement pour éviter le contact avec les aliments. La solution traditionnelle consiste à le recouvrir d'un film fin d'étain : c'est le "fer blanc". Plus récemment a été développée la famille des "tin-free steels" (TFS) où l'on utilise notamment le titane, les boîtes étant en outre recouvertes d'un vernis. Le métal de base est un acier ferritique durci par du carbone.

Afin de diminuer les coûts et le contenu énergétique en  $CO_2$ , une course à l'amincissement est engagée. Aujourd'hui des épaisseurs de 80 – 100  $\mu m$  sont courantes. La propreté en inclusions est cruciale pour la mise en forme par étirage du corps des boîtes boisson à des épaisseurs finales aussi faibles. De plus, la fabrication à haute cadence des boîtes doit être assurée sans grippage de la bande sur les bagues d'étirage. Dans le cas de l'alliage d'aluminium 3104-H19, un mécanisme d'autonettoyage de la bague, par les composés de phases intermétalliques au manganèse dispersés, le permet.

Les boîtes devant résister à la pression intérieure, notamment durant la stérilisation, ainsi qu'aux manipulations lors du stockage, il faut trouver des alliages plus résistants mais conservant la même facilité de mise en forme. Pour l'acier comme pour l'aluminium, le durcissement est obtenu en optimisant éléments d'addition et écrouissage, tout en conservant une bonne ductilité.

Le marché des bandes pour emballages rigides est essentiellement européen et concentré, avec de grands clients dont les lignes de remplissage sont proches des centres de productions des boissons ou aliments. Au total, le marché de l'emballage métallique pour l'agro-alimentaire (conserve, boisson) est important pour la Métallurgie française qui est leader dans la fourniture de laminés acier (ArcelorMittal) et aluminium (Alcan Tôles de Spécialités).

### I.2.2.9 Secteur de l'outillage

Les outils donnent ou modifient la forme d'un objet. On les classe en outils fousseurs, outils de coupe, outils pour moules de fonderie de métaux, outils pour

moulage de plastiques ou composites organiques, outils pour le moulage du verre, outils pour le formage en phase solide des métaux (forgeage, laminage, filage, extrusion). L'ensemble des propriétés requises pour une application dépend des sollicitations mécaniques appliquées, de la température effective de travail à cœur et en surface, de l'agressivité mécanique (abrasion) et chimique (corrosion, oxydation) de l'environnement.

Les matériaux traditionnels comme les aciers à forte teneur en carbone, résistants à l'abrasion et utilisés à des températures modérées, restent répandus et leur production s'est déplacée vers les pays émergents. L'Europe conserve néanmoins une position importante pour les produits haut de gamme, à performances supérieures (durée de vie, précision dimensionnelle, qualité des surfaces) dans les pays suivants : Allemagne, Autriche, Suède et, dans une moindre mesure, Espagne, France, Italie.

Les objectifs d'innovation visent avant tout l'augmentation de la durée de vie de l'outil. Le critère économique retenu généralement est la part de l'outil dans le coût de la pièce produite. Il peut cependant être plus avantageux d'utiliser un outil peu cher et qu'on renouvelle souvent qu'un outil performant et cher !

La démarche d'innovation consiste à identifier et chiffrer les diverses formes d'agression de l'outil, à comprendre les mécanismes de dégradation et à les entraver ou les contrôler. Ils consistent en particulier en : l'usure ou l'érosion mécanique ; la fatigue thermique ; le fluage de certaines zones portées à hautes températures ; la fissuration, généralement située dans les zones fortement sollicitées. S'impose alors le découplage de la zone de surface et du substrat, conduisant soit à un mono- soit à un poly-matériau, typiquement un métal muni d'un revêtement dont l'épaisseur peut varier de quelques nanomètres à quelques millimètres.

Les outils de coupe constituent une famille à part, du fait de sollicitations très particulières. Parmi eux, dominant les outils en carbures (tungstène avec titane...) frittés par du cobalt, recouverts de dépôts multicouches céramiques (oxydes, nitrures...). Ce domaine est riche d'innovations, et des laboratoires français (CEA, Limoges, Nancy) ainsi que des groupes industriels (Balzers, Bodycote, H&F) y contribuent.

Les outils de formage à froid des métaux doivent combiner une haute dureté pour éviter l'enfoncement et une bonne résistance à l'abrasion. Les matériaux employés sont des aciers, dont certains, issus des procédés de la métallurgie des poudres. Les innovations résident dans la mise au point de dépôts pour augmenter la dureté et réduire le coefficient de frottement, et la définition de nouvelles nuances d'aciers relativement à des contraintes spécifiques (par exemple un milieu corrosif particulier).

La technologie des moules pour les plastiques (températures modérées) est en constant progrès. Des moules nus en aciers inoxydables durs, pour des surfaces très lisses (CD-ROM) sont conçus dans l'Industrie (Japon, Suède, Autriche, France). Ici encore, les traitements de surface, anti-abrasion et anti-collage, ainsi que la mécanique des moules, sont matières à innovations. On s'oriente vers une nanostructuration des surfaces pour des propriétés particulières : mouillabilité, sensation tactile ou visuelle...

Ces aciers de travail à froid avec ou sans revêtement et résistant à l'abrasion trouvent aussi des applications dans l'industrie alimentaire (couteaux, malaxage...) avec des impératifs d'hygiène donc de résistance à la corrosion, et dans des secteurs tels que les vis billes, les dispositifs électromécaniques, les injecteurs de moteurs diesel, le matériel de chirurgie, ...

Les outils de travail à chaud pour la forge et le moulage d'alliages d'aluminium, de cuivre, de magnésium, ou de zinc (Zamak) posent des défis de portée considérable, vu par exemple la quantité de pièces aluminium ou magnésium montées dans les automobiles. Ils découlent de ce que, aux températures de service ( $> 500^{\circ}\text{C}$ ), les surfaces subissent des chocs thermiques instantanés violents (flux thermique de 1 à 10 MW.rpsquarem) qui s'ajoutent aux efforts mécaniques. C'est alors la fatigue thermomécanique qui devient prépondérante, se combinant à l'oxydation-corrosion. Ces aciers à outils à chaud restent produits, pour le haut de gamme, en Europe et en particulier en France.

Certaines applications nouvelles demandent des outillages de haute technologie, parmi lesquels le formage superplastique (SPF-DB) du titane, avec des outils stables et résistants à  $925^{\circ}\text{C}$ , ou à dilatation contrôlée pour la fabrication de pièces composites carbone de grande taille et de grande précision pour l'aéronautique avec des moules "intelligents"...

### I.2.2.10 Industrie pétrolière

L'industrie pétrolière est grosse consommatrice d'acier, mais aussi d'autres métaux, à la fois dans le domaine de l'extraction et dans celui du transport. Dans ces deux cas, elle a des exigences précises et pose aux métallurgistes des problèmes très spécifiques, souvent difficiles.

Les tubes (tubage), têtes de puits, pompes...mettent en jeu des aciers, parfois des fontes (en différentes nuances), tous soumis à de fortes corrosions. Celles-ci sont principalement le fait de  $\text{CO}_2$  et de  $\text{H}_2\text{S}$ .

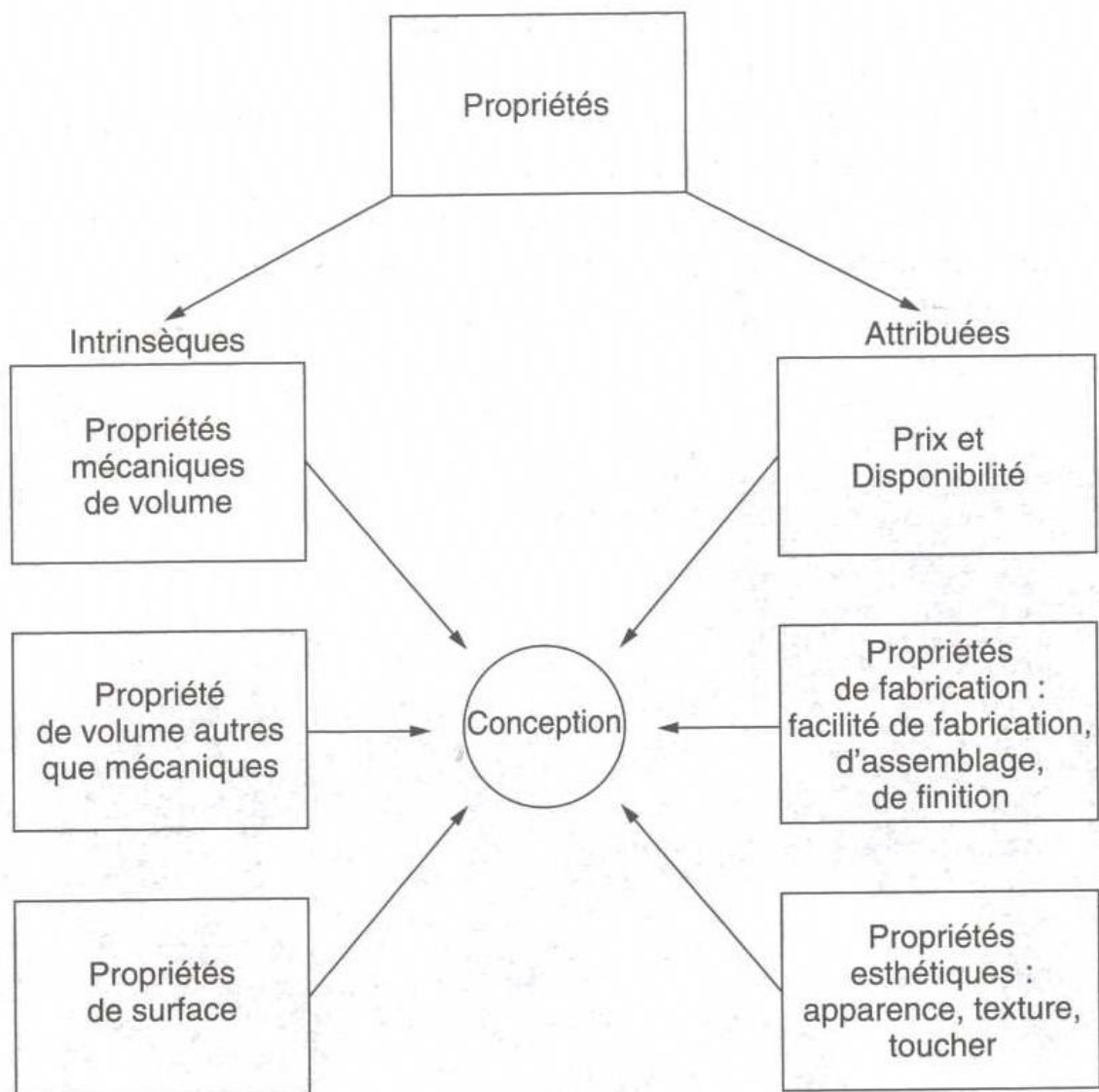
On estime à plus d'un million de kilomètres la longueur des pipelines assurant la distribution du pétrole et du gaz dans le monde, soit sensiblement 25 fois le tour de la Terre. Les canalisations correspondantes ont des diamètres allant de 10cm environ jusqu'à 1.5m. Elles supportent des pressions allant de quelques bars jusqu'à 200 bars (gazoducs au fond de la mer du Nord). Il s'agit d'un domaine d'activité considérable. Rappelons qu'au niveau européen, 85% du pétrole est importé.

Pour répondre aux demandes croissantes en approvisionnement en pétrole des divers pays, les métallurgistes ont trouvé des solutions en assurant une augmentation de la pression de service (66 bar en 1965 ; 120 bar en 2000) grâce au recours à de nouvelles nuances d'aciers à haute résistance et en développant des tubes de plus grand diamètre (1965 : 900 mm ; 2000 : 1 620 mm).

Alors que dans les années 1960-1970, les alliages utilisés étaient des aciers au carbone-manganèse (avec de légères additions en Nb et Ti) permettant d'atteindre des résistances de l'ordre de 350 MPa, les aciers à très haute résistance (600 à 700 MPa) ont été développés à la fin du siècle dernier grâce à la mise en place des traitements thermomécaniques contrôlés (TMCP) et à des modifications de composition. On parle maintenant, surtout au Japon, de l'introduction d'aciers, toujours aussi soudables, à 850 MPa (nuance X 120). Ces aciers modernes ont ainsi une structure ferrite-bainite ou pleinement bainitique. En Europe, deux sociétés industrielles franco-allemandes, implantées en France, jouent un rôle primordial : Vallourec Mannesmann pour la fabrication des tubes sans soudure et Europipe pour les tubes roulés-soudés. Les caractéristiques demandées à ces pipelines sont de plus en plus contraignantes : résistance mécanique, absence de fragilité, tenue à la corrosion.

Grâce à ces caractéristiques, le transport par pipeline reste très sûr. Le marché des matériaux métalliques, notamment les aciers pour l'industrie pétrolière, représente un enjeu technique et économique de premier ordre.

### I.3 Coût et disponibilité des métaux



**Figure I.18** – L'effet des propriétés des matériaux sur la façon dont les produits sont conçus.

Lors du choix d'un matériau le bureau d'étude prend en compte plusieurs considérations (voir Figure I.18). Le matériau choisi doit satisfaire certains critères de propriétés en volume et en surface, par exemple rigidité et résistance à la corrosion. Mais il doit également pouvoir être mis en forme, puis plaire aux acheteurs potentiels, et son coût doit être compétitif par rapport à celui des autres matériaux envisageables. En

effet lors d'un choix de matériau pour un emploi donné, les facteurs coût et disponibilité sont souvent primordiaux.

### I.3.1 Quelques données sur le prix des métaux

Le tableau suivant fourni par ordre décroissant le prix relatif d'une tonne de certains métaux (l'acier doux étant pris comme référence à 100).

**Table I.1** – Prix approximatifs des métaux et alliages métalliques, à la tonne, comparés à une référence d'acier doux à 100

Matériau	Prix relatif à la tonne
Platine	5 000 000
Or	2 000 000
Argent	150 000
Alliage de Nickel	20 000
Alliage de Titane	10 000
Cobalt	7 000
Tungstène	5 000
Alliage de Magnésium	1 000
Acier inoxydable	600
Acier à outil	500
Aluminium travaillé (plaque, tube, barres)	400
Cuivre travaillé (plaque, tube, barres)	400
Cuivre en lingots	400
Laiton travaillé (plaque, tube, barres)	400
Laiton en lingots	400
Zinc travaillé (plaque, tube, barres)	400
Zinc en lingots	350
Aluminium en lingots	300
Plomb travaillé (plaque, tube, barres)	250
Plomb en lingots	200
Acier faiblement alliés	130
Acier doux prétransformé	100
Fonte	90
Fer en lingots	70

#### Comment peut-on être informé sur le cours des matériaux ?

Les journaux spécialisés dans le commerce des matières premières publient la liste des cours. Une revue telle que l'édition hebdomadaire de l'*Usine Nouvelle* catalogue les

cours actuels accompagnés de ceux de 6 mois et un an auparavant (pour les anglophones on a la revue *Procurement Weekly*). Toutes les industries de transformation lisent cette presse (l'atelier de votre département matériaux la reçoit probablement). C'est un bon guide des cours et de leurs tendances.

### Quels sont les facteurs qui contrôlent le cours des matériaux ?

**Fluctuations à court terme** Elles n'ont rien à voir avec la rareté ou l'abondance réelle du matériau. Elles sont dues à des faibles différences entre l'offre et la demande, amplifiées par des actions spéculatives sur le futur des matières premières. La volatilité du marché des matières premières peut résulter en fluctuations très importantes sur quelques jours - c'est précisément ce qui attire les spéculateurs - et l'ingénieur n'a que peu de possibilités pour prévoir et anticiper les fluctuations. Les facteurs politiques sont également très importants : une pénurie de cobalt en 1978 avait suivi les attaques de la guérilla sur les mineurs du Zaïre, principale producteur de cobalt. La chute du prix de l'aluminium et du diamant en 1995 résulta en partie de la fin de la guerre froide, et l'exploitation massive venue de la Russie.

**Fluctuations à long terme** Elles reflètent en partie le coût réel (en terme d'investissement en capitaux, en travail et en énergie) pour extraire, transporter le minerai, et pour le transformer en matériau utilisable par l'ingénieur. L'inflation et l'augmentation du prix de l'énergie conduisent à une augmentation des prix. La nécessité d'extraire le minerai de gisements de moins en moins riches (c'est le cas du cuivre), pour lesquels les équipements et l'énergie nécessaire pour concasser le matériau, et pour le concentrer à des niveaux d'extraction praticable, est également un facteur d'augmentation des coûts.

Dans une perspective à long terme, il est important de savoir quels matériaux demeureront abondants, et quels matériaux deviendront inévitablement rares. Il est aussi important d'avoir conscience de notre degré de dépendance vis-à-vis de tel ou tel matériau.

**Métaux abondants et disponibles partout** le fer, l'aluminium

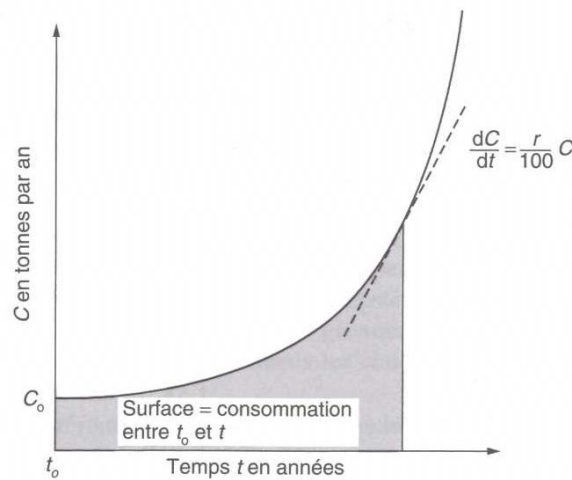
**Métaux rares et très localisés** le mercure, l'argent, le tungstène

Si la tendance actuelle se maintient ces métaux rares et très localisés pourraient s'épuiser assez rapidement.

### I.3.2 Estimation de la consommation futur en matière première

Comme presque tous les matériaux, le mercure est consommé à une vitesse qui croît exponentiellement dans le temps (Figure I.19). Si la consommation annuelle est actuellement  $C$ , la croissance exponentielle signifie que :

$$\frac{dC}{dt} = \frac{r}{100}C \quad (\text{I.1})$$



**Figure I.19** – La croissance exponentielle de la consommation du mercure.

où  $r$  est le taux de croissance annuelle en %. Par intégration, il vient que :

$$C = C_0 \exp \left\{ \frac{r}{100} (t - t_0) \right\} \quad (\text{I.2})$$

où  $C_0$  est la consommation au temps  $t = t_0$ . La *période de doublement* de la consommation,  $t_D$ , correspond à  $C/C_0 = 2$ , soit :

$$t_D = \frac{100}{r} \ln 2 \approx \frac{70}{r} \quad (\text{I.3})$$

Par exemple, la consommation d'acier croît de 3.4% par an - elle double à peu près en 20 ans. Celle d'aluminium croît de 8% par an - elle double en 9 ans.

### I.3.3 Disponibilité des ressources

La disponibilité d'une matière première dépend :

**de son degré de localisation** dans un ou plusieurs pays (ce qui la rend plus ou moins sensible au contrôle de la production ou à l'action du cartel) ;

**de la taille des réserves** ou, plus précisément, des ressources globales ;

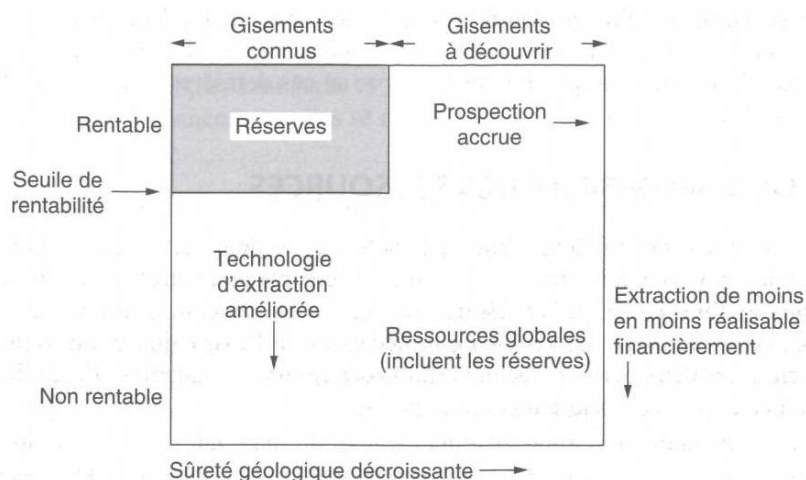
**de l'énergie nécessaire** à l'extraction, au traitement et au transport.

Seuls l'influence des deux derniers facteurs peut être étudiée et prévu jusqu'à un certain point.

#### a) Ressources et réserves

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 et qu'on peut exploiter avec profit sur la base des cours actuels et avec des technologies actuelles. Elles n'ont pas grand-chose à voir avec le niveau véritable des ressources globales ; en fait, les deux ne sont même pas grosso modo proportionnelles.

Les ressources globales contiennent les réserves actuelles. Mais elles comprennent en outre les gisements potentiellement exploitables sur la base d'une prospection adaptée,



**Figure I.20** – Le diagramme Mac Elvey.

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 à l'avenir (Figure I.20) à cause d'une hausse des cours, de progrès de la technologie, ou de l'amélioration du transport.

Bien que les ressources soient incertaines, elles sont bien sûr très importantes pour nous afin d'estimer combien de temps peut durer l'approvisionnement en un matériau donné. Pour les métaux comme l'argent, l'étain, le tungstène, le zinc, le plomb et le mercure (en supposant qu'on continue à l'utiliser comme aujourd'hui), c'est environ 50 à 80 ans. Si la demande continuait à augmenter de façon exponentielle, nous pouvons estimer à quel moment nous aurions consommé la moitié des ressources (à ce moment-là, les cours commenceraient à grimper si vite que l'approvisionnement deviendrait un problème sérieux). Pour d'autres métaux comme le fer et l'aluminium, les ressources globales sont énormes, et susceptibles de durer des siècles même dans l'hypothèse d'une croissance exponentielle de la consommation.

## b) L'énergie

Le coût de l'énergie intervient ici de façon importante. L'extraction des métaux exige de l'énergie (Tableau I.2). Plus un matériau se raréfie, le cuivre est un bon exemple, plus les minerais dont on doit l'extraire sont pauvres. Cela augmente l'énergie dépensée par tonne de métal cuivre pour extraire, broyer et concentrer le minerai, et les coûts énergétiques deviennent rapidement prohibitifs. La hausse de l'énergie dépensée par tonne de cuivre, que montre le tableau I.2, traduit que les minerais de cuivre les plus riches sont maintenant en train de s'épuiser.

### I.3.4 Quelques règles d'écoconception

Comment allons-nous faire face aux pénuries de matériaux à venir ?

**Table I.2** – Estimation de l'énergie dépensée pour former une tonne de matériaux

Métaux	Abondance (% poids de la croûte terrestre)	Coût énergétique MJ par kg
Aluminium	8 %	290 à 305
Acier	5 %	50 à 60
Magnesium	2.8 %	410 à 420
Titane	0.4 %	555 à 565
Nickel	80 ppm = 0.008%	
Cuivre	5 ppm = 0.0005%	95 à 115, monte vers 500
Zinc	50 ppq = $5 \cdot 10^{-12}\%$	65 à 75

#### I.3.4.1 Conception optimisée de l'emploi des matériaux

De nombreuses conceptions actuelles utilisent beaucoup plus de matériau qu'il n'est nécessaire, ou se servent de matériaux appelés à se raréfier là où des matériaux plus abondants feraient l'affaire. Souvent, par exemple, on a besoin d'une propriété de surface (par exemple un frottement faible, ou une grande résistance à la corrosion). Dans ce cas, une couche mince en surface d'un substrat abondant et bon marché remplacera l'emploi massif de matériau plus rare.

#### I.3.4.2 La substitution

La plupart du temps, c'est une caractéristique du matériau et non le matériau lui-même que demande l'utilisateur. Un autre matériau plus facilement disponible peut souvent faire l'affaire, mais demande d'ordinaire une mise de fonds considérable (de nouvelles méthodes de fabrication, d'assemblage, ...). Des exemples de substitution sont le remplacement de la pierre et du bois par le béton et l'acier dans le bâtiment, le remplacement du cuivre par le polyéthylène en plomberie et du cuivre par l'aluminium dans les câbles électriques.

Cependant, il existe des limitations techniques à la substitution, car certains matériaux sont difficilement remplaçables.

#### I.3.4.3 Le recyclage

Ce n'est pas une idée neuve : les matériaux de construction sont recyclés depuis des millénaires ; le recyclage de la ferraille a commencé depuis des décennies et constitue une industrie importante. Le recyclage demande beaucoup de main d'œuvre, mais peu de capitaux ou d'énergie. Ces 30 dernières années, le renchérissement de la main-d'œuvre a limité ses perspectives.

**Règle I.1**

1. *Utiliser des matériaux abondant à la place des matériaux rares lorsque cela est possible.*
2. *Utiliser des traitements thermiques, des traitements de surface ou des revêtements pour obtenir les propriétés exigées par l'application.*
3. *Utiliser des matériaux recyclable.*

## Pour en savoir plus

Pour en savoir plus, sur l'histoire des matériaux, vous pouvez consulter l'ouvrage :

— L. Priester (2008). *Les matériaux*. CNRS Editions

Pour en savoir plus sur la désignation des matériaux, il existe certains ouvrages à la bibliothèque :

— A. Cornet & F. Hlawka (2010). *Métallurgie mécanique. Du microscopique au macroscopique*. Ellipses (669 COR)

— J.-L. Fanchon (2009). *Guide pratique des sciences et technologies industrielles*. Afnor : Nathan (600 FAN)

— J. Barralis, G. Maeder (2005). *Précis Métallurgie : élaboration, structures-propriétés, normalisation*. Afnor : Nathan (669 BAR)

Pour avoir une vision plus large sur la Métallurgie en France, vous pouvez consultez le rapport sur la science et la technologie No 31, co-écrit par l'Académie des Sciences et l'Académie des Technologies :

— A. Pineau & Y. Quéré (2011). *La Métallurgie science et ingénierie*. EDP Science

Enfin, pour avoir de plus amples informations sur les ressources en matériaux et l'éco-conception, vous pouvez vous reporter aux ouvrages de références de Ashby & Jones :

— M. F. Ashby & D. R. H. Jones (2008). Chap 1 : Le coût et la disponibilité des matériaux. *Matériaux. 1. Propriétés, applications et conception*. Dunod (620.11 ASH)

— M. F. Ashby (2011) *Matériaux et environnement : choix éco-responsable en conception*. Dunod (620.11 ASH)

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



---

# Chapitre -II-

## Propriétés élastiques

---

### Table des Matières

---

<b>II.1</b>	<b>Les constantes élastiques</b>	<b>50</b>
II.1.1	Définition de la contraintes	50
II.1.2	La déformation	53
II.1.3	La loi de Hooke	54
II.1.4	Techniques de mesures	55
<b>II.2</b>	<b>Elasticité anisotrope</b>	<b>56</b>
II.2.1	Ecriture tensorielle	57
II.2.2	Notation de Voigt	60
II.2.3	Loi de Hooke anisotrope	60
<b>II.3</b>	<b>Les origines physiques</b>	<b>62</b>
II.3.1	La liaison métallique	62
II.3.2	L'empilement atomique	63
II.3.3	Texture cristalline	66

---

### Objectifs

- Identifier les états de contraintes usuels et déterminer les déformations associées.
- Savoir écrire les tenseurs de contrainte et de déformations associés à ces états.
- Savoir utiliser la loi de Hooke généralisée.
- Comprendre l'origine physique de la rigidité des métaux.
- Identifier les sources d'anisotropie dans les métaux.

## II.1 Les constantes élastiques

### II.1.1 Définition de la contraintes

Soit un bloc de métal soumis à deux forces opposées normales d'intensité  $F$  (Figure II.1(a)). Il est clair que les forces sont transmises au travers du bloc sinon il se diviserait en deux parties. Ceci signifie que si l'on coupe le bloc par la pensée, la force qu'exerce le bloc supérieur sur le bloc inférieur est égale à celle exercée sur la face supérieure. Dans ce cas, on dit que le bloc est dans un état contraint. Pour quantifier cet état de contrainte, on utilise le quotient  $\sigma = F/S$  (se prononçant "sigma") de la force sur la surface  $S$  qui correspond à l'intensité de la contrainte. Sa dimension physique est le Newton par mètre carré ou le Pascal [ $\text{Pa} = \text{N.m}^{-2}$ ]. L'ingénieur préfère utiliser le Mega Pascal [ $\text{MPa} = \text{N.mm}^{-2}$ ] qui correspond à la contrainte qu'exerce une force de 1 N sur une surface de 1  $\text{m}^2$ .

Puisque cette contrainte est produite par une force qui tire perpendiculairement à la surface  $S$ , on l'appelle contrainte de traction.

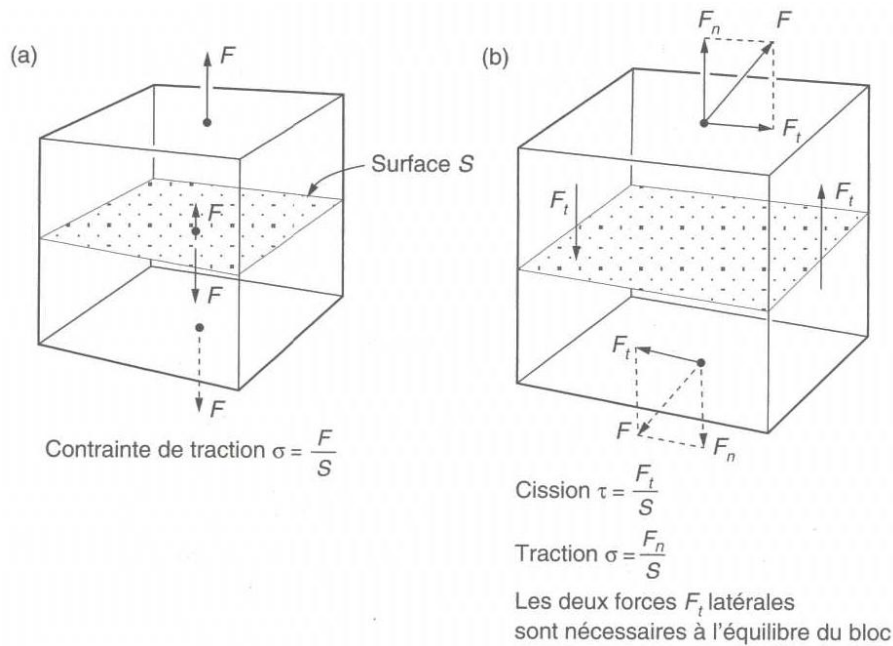


Figure II.1 – Définition des contraintes  $\sigma$  et  $\tau$ .

Supposons maintenant que les forces ne s'exercent plus suivant la normale à la surface, mais avec un angle, comme le montre la figure II.1. Nous pouvons décomposer cette force en deux termes :

$F_n$  la force normale à la surface ;

$F_t$  la force tangentielle à la surface.

La force normale engendre évidemment une contrainte de traction en tout point de la "surface de coupure"  $S$  :

$$\sigma = \frac{F_n}{S} \quad (\text{II.1})$$

L'autre composante de la force charge le bloc en cisaillement. La contrainte de cisaillement, ou cission,  $\tau$ , est parallèle à la direction de  $F_t$  et son intensité en tout point de la surface de coupure  $S$  est :

$$\tau = \frac{F_t}{S} \quad (\text{II.2})$$

Encore une fois, la contrainte cisaillement est le rapport d'une force sur une surface, elle est donc homogène à une pression et s'exprime également en MPa.

**Remarque II.1** *Pour équilibrer le bloc dans le cas des forces inclinées, nous avons ajouté deux forces latérales de norme  $F_t$ .*

### Les quatre états de contraintes usuels

En toute rigueur, la contrainte est une grandeur qui dépend à la fois de la position et de l'orientation de la "surface de coupure"  $S$  et du point où elle est exprimée. La Mécanique des Milieux Continus (MMC) est la science permettant de la calculée. Toutefois, dans une grande majorité des cas, nous pouvons approximer l'état de contrainte au sein d'une pièce par les quatre états homogènes (Figure II.2) qui suivent et qui nécessite la connaissance de une ou deux grandeurs caractéristiques :

**Traction ou compression simple** comme une barre chargée en traction par un câble et fixé par assemblage vis-écrou, ou un pilier qui soutient une structure en compression. La contrainte est bien sûr une contrainte normale d'intensité égale au quotient de la force sur la section et alignée avec l'axe de sollicitation.

**Traction biaxiale** comme dans un réservoir sphérique (comme un ballon) contient un fluide sous pression, l'enveloppe du réservoir est chargée dans deux directions et non une seule. En effet, si l'on coupe un cube dans la peau du ballon (pointillé sur la Figure II.2), il y a une contrainte normale de traction sur chacune des surfaces de coupure. Il apparaît donc deux contraintes normales  $\sigma_1$  et  $\sigma_2$ , lorsqu'elles sont égales ( $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma$ ) comme dans le cas du ballon on parle de traction équi-biaxiale ou biaxiale symétrique.

**Pression hydrostatique** Elle s'exerce aux grandes profondeurs dans l'écorce terrestre, ou dans les océans, partout où un solide est soumis à des compressions identiques sur toutes ses faces. Il suffit donc d'une seule valeur,  $p$  la pression, pour caractériser l'état de contrainte. La convention usuelle est que les contraintes sont positives lorsqu'elles tirent sur la surface. Au contraire, la pression  $p$  est positive lorsqu'elle pousse, de sorte que la pression diffère des autres contraintes par sa convention de signe. Par ailleurs, elle est également définie par le rapport entre la force et la surface.

**Cission pure** elle apparaît lorsque vous essayez de tordre (en torsion) un tube mince (Figure II.2). La cission  $\tau$  est simplement le rapport de la force de cisaillement à l'aire de la face sur laquelle elle agit.

Retenez une dernière chose : lorsqu'on connaît les contraintes sur un élément de volume, la force qui s'exerce sur n'importe quelle face de ce volume élémentaire est le produit de la contrainte sur cette face par l'aire de la face.

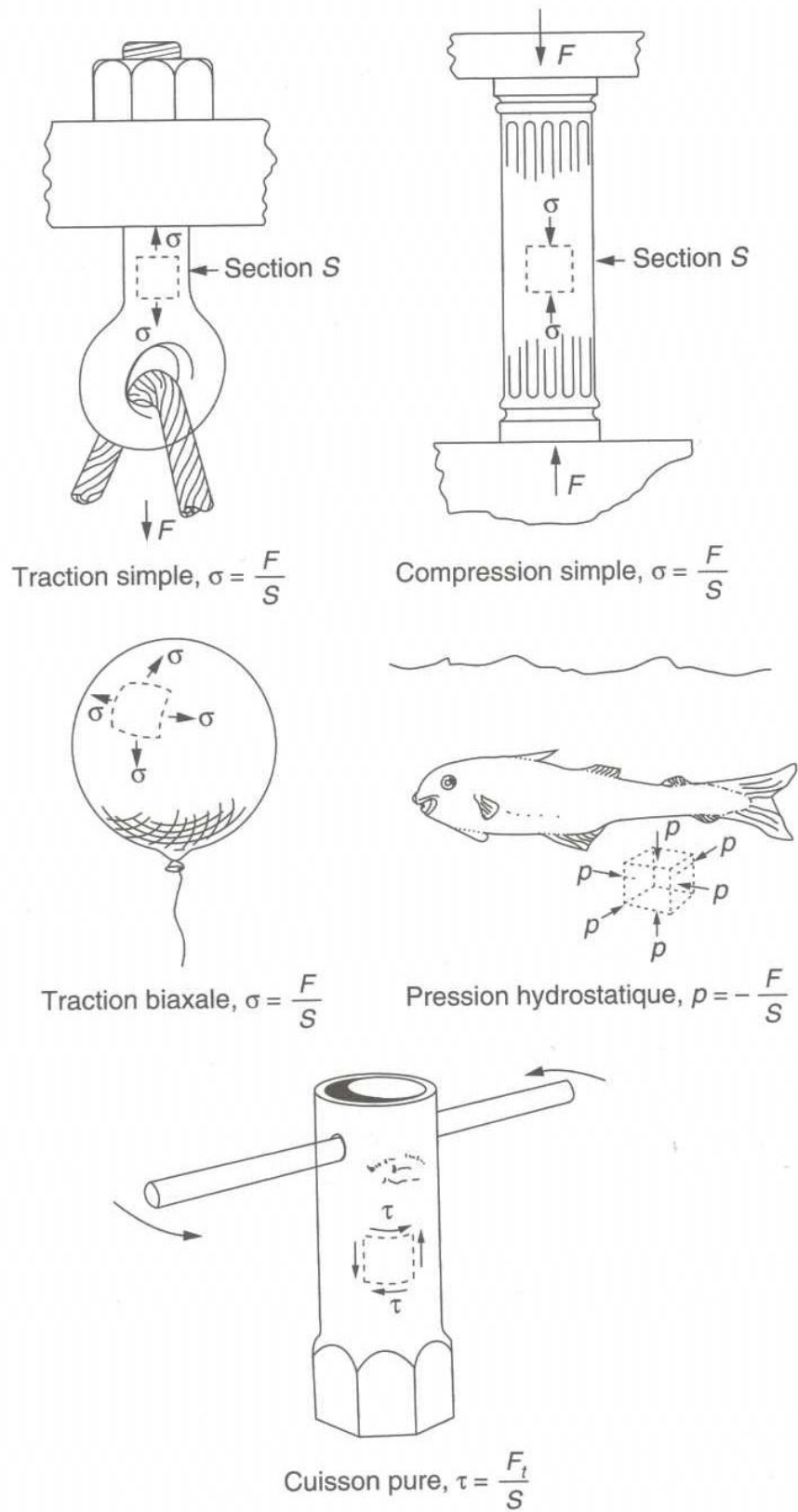


Figure II.2 – Les principaux états de contrainte.

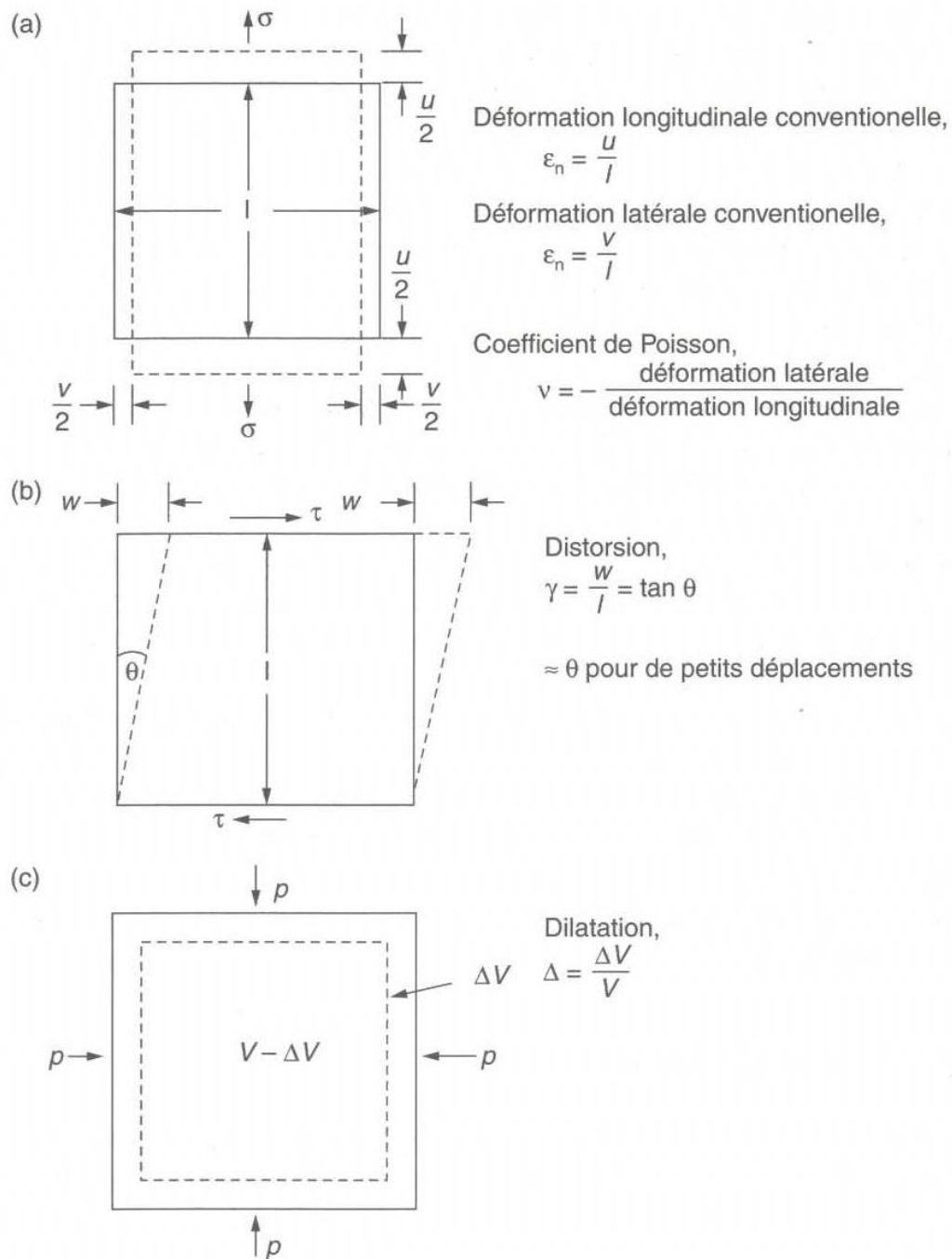


Figure II.3 – Définition des déformations :  $\varepsilon_n$ ,  $\gamma$  et  $\Delta$ .

## II.1.2 La déformation

Les matériaux réagissent aux contraintes en se déformant. Par exemple un matériau soumis à une contrainte  $\sigma$  de traction simple entraîne une déformation dite de traction. La figure II.3 montre l'exemple d'un cube d'arête  $l$  s'allongeant de  $u$  dans la direction de traction. La déformation longitudinale nominale  $\varepsilon_n$  (se prononce "epsilon") est définie

par

$$\varepsilon_n = \frac{u}{l} \quad (\text{II.3})$$

$\varepsilon_n$  est également appelée déformation conventionnelle ou déformation ingénieur. Elle n'a pas de dimension physique car c'est un rapport entre deux longueurs, elle est classiquement exprimée en pourcent % pour l'étude des métaux. La déformation peut être négative si la longueur se contracte et positive si la longueur augmente.

Lorsque l'on sollicite un matériau en traction simple, en plus de la déformation longitudinale de traction, l'on observe généralement une contraction de la section. Cette déformation latérale  $\varepsilon_n^t < 0$  (ou transversale) est décrite par le coefficient de Poisson,  $\nu$  (qui se prononce "nu"), qui est l'opposé du rapport de la déformation latérale  $\varepsilon_n^t = v/l$  (contraction vers l'intérieur du cube) à la déformation longitudinale  $\varepsilon_n^l = u/l$  :

$$\nu = -\frac{\varepsilon_n^t}{\varepsilon_n^l} \quad (\text{II.4})$$

Le coefficient de Poisson,  $\nu$ , n'a pas d'unité et il est compris entre  $-1$  et  $0.5$  pour des raisons énergétiques. Pour les matériaux usuels, il reste entre  $0$  et  $0.5$ .  $\nu = 0$  correspond à un matériau donc la section ne se contracte pas et  $\nu = 0.5$  à un matériau incompressible, c'est-à-dire dont le volume ne change pas.

La variation de volume, appelé dilatation, s'observe généralement lorsque le matériau est soumis à une pression hydrostatique (Figure II.3). Si le volume du cube est  $V$  et sa variation  $\Delta V$ , nous définissons la dilatation  $\Delta$  (se prononçant "delta") par :

$$\Delta = \frac{\Delta V}{V} \quad (\text{II.5})$$

Etant un rapport de ceux volume, la dilatation n'a pas de dimension physique.

Enfin, une pression crée des déformations de cisaillement. Si le cube est cisailé latéralement sur une longueur  $w$ , la déformation de cisaillement  $\gamma$  ("gamma" en grec), ou distorsion, est définie par

$$\gamma = \frac{w}{l} = \tan \theta \quad (\text{II.6})$$

où  $\theta$  est l'angle de cisaillement (Figure II.3). Puisque les déformations élastiques dans les métaux sont très faibles, nous pouvons écrire l'approximation suivante

$$\gamma = \tan \theta \approx \theta \quad \text{avec } \theta \text{ en rad} \quad (\text{II.7})$$

**Attention pour utiliser cette approximation, il faut impérativement que l'angle  $\theta$  soit exprimé en radian.** Néanmoins, puisque la déformation de cisaillement étant aussi un rapport de longueur est bien évidemment sans dimension physique.

### II.1.3 La loi de Hooke

Nous pouvons maintenant définir les constantes élastiques qui apparaissent dans la loi de Hooke. Cette loi permet de décrire le fait expérimental suivant : la déformation

est quasiment proportionnelle à la contrainte appliquée. Cette loi est valable pour les faibles déformations inférieur à 0.1% dans la plupart des métaux.

Cette loi se décline en fonction du type de chargement :

**Traction simple** la déformation nominale de traction  $\varepsilon_n$  est proportionnelle à la contrainte de traction  $\sigma$  :

$$\sigma = E\varepsilon_n \quad (\text{II.8})$$

où  $E$  est appelé le module d'Young. Cette relation est bien sûr valable pour des déformations de compression.

**Cission pure** la déformation de cisaillement  $\gamma$  est proportionnelle à la cission  $\tau$

$$\tau = G\gamma \quad (\text{II.9})$$

où  $G$  est le module de cisaillement.

**Pression hydrostatique** l'opposée de la dilatation  $\Delta$  est proportionnel à la pression  $p$

$$p = -K\Delta \quad (\text{II.10})$$

où  $K$  est le module de compressibilité.

Puisque les déformations n'ont d'unité, les modules  $E$ ,  $G$  et  $K$  ont la même unité que les contraintes, c'est-à-dire celle d'une force sur une surface le pascal [Pa]. Dans la pratique, on utilise le mega-pascal [MPa =  $10^6$ Pa] ou le giga-pascal [GPa =  $10^3$ MPa =  $10^9$ Pa].

**Remarque II.2** Nous avons défini plus haut le coefficient de Poisson par l'opposé du rapport entre la déformation latéral à la déformation longitudinale. Cette grandeur est une constante élastique, de sorte qu'il existe quatre constantes élastiques usuelles pour les matériaux isotrope :  $E$ ,  $G$ ,  $K$  et  $\nu$ . En réalité pour un matériau isotrope, il suffit de s'en donner deux, les autres pouvant être obtenues à partir de formules usuelles.

**Règle II.1** *Le plus souvent ne donnerons que le module d'Young  $E$  ce qui est suffisant car de toute manière pour la plupart des métaux, il est utile de savoir que :*

$$K \approx E; \quad G \approx \frac{3}{8}E \quad \text{et} \quad \nu \approx \frac{1}{3} \approx 0.33 \quad (\text{II.11})$$

## II.1.4 Techniques de mesures

Comment mesurer le module d'Young d'un matériau ? Un moyen simple consiste à charger un matériau en compression (ou traction) et de mesurer sa déformation, on a alors  $E = \sigma/\varepsilon_n$ . Néanmoins, ce moyen simple, ancêtre de l'essai de traction, n'est pas très précis. D'une part, le module des métaux est très élevé donc la déformation est faible et difficile à mesurer. D'autre part, s'il y a d'autres facteurs provoquant des déformations tels que le fluage, la plasticité et la dilatation, une erreur supplémentaire apparaîtra. C'est pourquoi la plupart des modules sont mesurés à l'heure actuelle par l'une des deux méthodes suivantes.

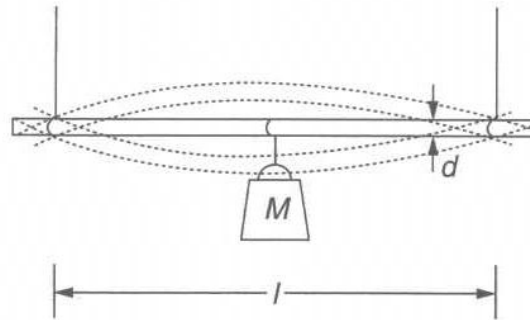


Figure II.4 – Tige vibrante avec une masse  $M$ .

### Technique vibratoire

Une méthode bien plus performante consiste à mesurer la fréquence propre de vibration d'une pièce. Par exemple la Figure II.4 montre un barreau métallique (diamètre  $\varnothing d$ , longueur  $l$ ), maintenu par ses extrémités et chargée par une masse  $M$  importante en son milieu. Un calcul de simple de RdM donne sa fréquence propre  $F$ , en cycle par seconde (ou Hertz [Hz]) :

$$F = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{3\pi E d^4}{E l^3 M}} \quad (\text{II.12})$$

On en déduit donc l'expression de  $E$

$$E = \frac{16\pi M l^3 F^2}{3d^4} \quad (\text{II.13})$$

L'utilisation de techniques stroboscopiques et de dispositifs ad hoc, spécialement conçus permet d'obtenir de très bonne précisions.

### Technique ultrasonore

La technique ultrasonore est la meilleur, elle consiste à mesure la vitesse de propagation du son  $v$  dans le matériau. Cette mesure s'effectue en excitant une extrémité de la tige en y collant d'un cristal piézoélectrique qu'on utilise comme actionneur. Puis on mesure le temps mis par le son pour atteindre l'autre extrémité à l'aide d'un autre cristal piézoélectrique servant de capteur. Le module d'Young est ainsi déterminé en utilisant la formule

$$v = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad \Leftrightarrow \quad E = \rho v^2 \quad (\text{II.14})$$

où  $\rho$  est la masse volumique.

## II.2 Elasticité anisotrope

Lorsque l'on tire sur un mono-cristal métallique, la réponse élastique donc le module d'Young dépend de la direction de sollicitation. Ceci signifie que l'élasticité d'un mono-cristal est anisotrope.

### II.2.1 Ecriture tensorielle

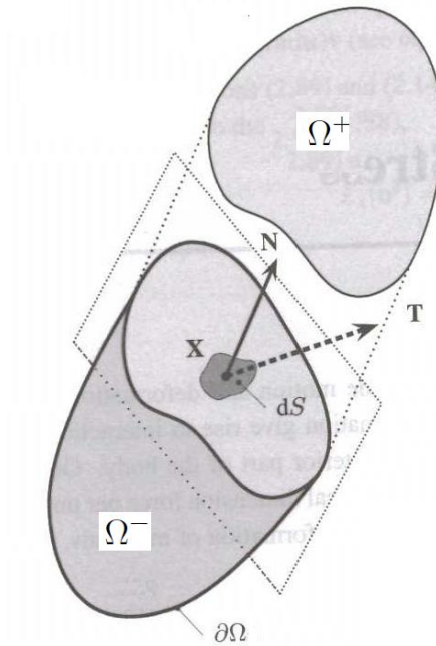
Les notions de contrainte et de déformation ont été introduite dans le cas de chargements simple, définie par une contrainte normale  $\sigma$  ou par une contrainte de cisaillement  $\tau$ . Si l'on s'intéresse aux contraintes et déformations dans une structure tridimensionnelle, on sera amené à considérer 3 contraintes normales ( $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ ) et trois 3 contraintes tangentielles ( $\tau_1, \tau_2, \tau_3$ ) ainsi que trois déformations nominales de traction ( $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ ) et trois déformations de cisaillement ( $\gamma_1, \gamma_2, \gamma_3$ ) en chaque point  $M$  de la structure.

Pour manipuler toutes ces grandeurs, il est commode de les ranger sous forme de matrices, notées  $\boldsymbol{\sigma}$  pour les contraintes et  $\boldsymbol{\xi}$  pour les déformations, définies par

$$\boldsymbol{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_1 & \tau_3 & \tau_2 \\ \tau_3 & \sigma_2 & \tau_1 \\ \tau_2 & \tau_1 & \sigma_3 \end{pmatrix}_{(\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3)} \quad \text{et} \quad \boldsymbol{\xi} = \begin{pmatrix} \varepsilon_1 & \frac{\gamma_3}{2} & \frac{\gamma_2}{2} \\ \frac{\gamma_3}{2} & \varepsilon_2 & \frac{\gamma_1}{2} \\ \frac{\gamma_2}{2} & \frac{\gamma_1}{2} & \varepsilon_3 \end{pmatrix}_{(\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3)} \quad (\text{II.15})$$

Il est important de noter que les valeurs des  $\sigma_i$ ,  $\tau_i$ ,  $\varepsilon_i$  et  $\gamma_i$  dépendent de la base  $(\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3)$  choisie pour les écrire. Ces outils mathématiques sont appelés tenseur. De plus,  $\boldsymbol{\sigma}$  et  $\boldsymbol{\xi}$  dépendent du point  $M$  considéré dans la structure. La connaissance de ces deux tenseurs en tous points de la structure donne toute l'information nécessaire pour déterminer l'état de contrainte ainsi que la configuration déformée.

#### Vecteur contrainte



**Figure II.5** – Vecteur contrainte sur la surface  $\delta S$  en  $M$ .

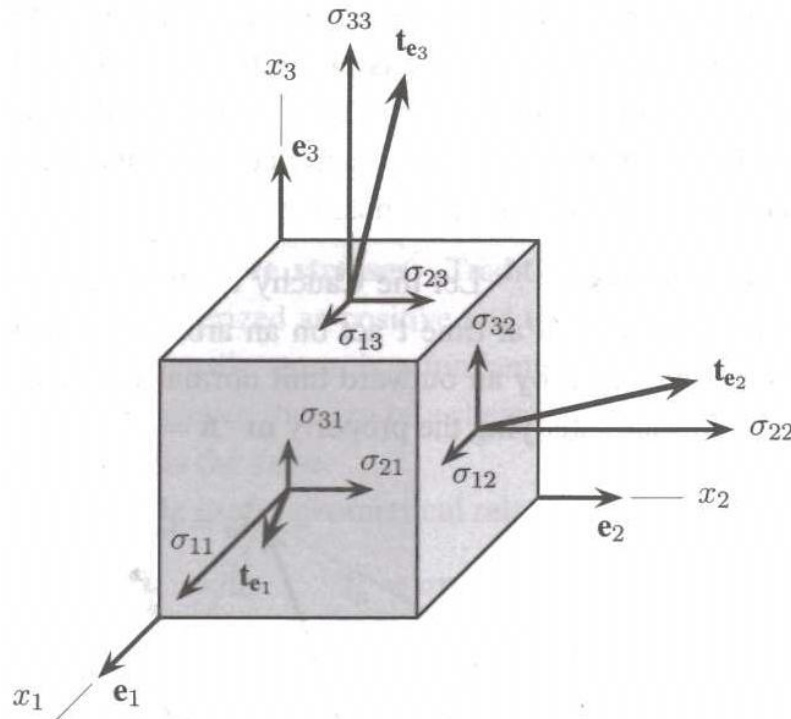
**Définition II.1** Lorsque l'on connaît le tenseur des contraintes  $\boldsymbol{\sigma}$  en point  $M$  d'une structure  $\Omega$ , la densité de force qu'exerce la partie  $\Omega^+$  de la structure sur la partie  $\Omega^-$

au travers de la surface élémentaire  $dS$  de normale unitaire  $\vec{n}$  de cet élément est

$$\vec{T}(M, \vec{n}) = \underline{\sigma} \cdot \vec{n}, \quad \text{avec } \|\vec{n}\| = 1 \quad (\text{II.16})$$

Le vecteur  $\vec{T}(M, \vec{n})$  s'appelle vecteur contrainte en  $M$  sur la surface élémentaire de normale  $\vec{n}$ .

### Interprétation physique du tenseur des contraintes



**Figure II.6** – Vecteur contrainte sur les trois faces d’une volume élémentaire cubique autour de  $M$ .

Supposons connu le tenseur des contraintes  $\underline{\sigma}$  au point  $M$ . On coupe par la pensée la structure  $\Omega$  en  $M$  suivant un plan de normale  $\vec{e}_1$  et l’on supprime la partie  $\Omega_1^+$ . Or nous savons que la densité de force  $\vec{T}(M, \vec{e}_1)$  qu’exerce la partie  $\Omega_1^+$  sur la “petite” surface  $\delta S$  autour de  $M$  est la somme d’une contribution normale  $\vec{F}_n = \sigma_1 \vec{e}_1$  et d’une contribution tangentielle  $\vec{F}_t = \tau_1 \vec{e}_2 + \tau_2 \vec{e}_3$ .

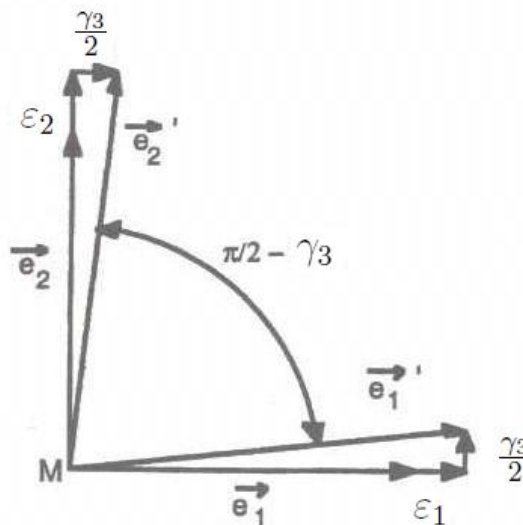
Maintenant, si l’on coupe la structure en  $M$  suivant le plan de normale  $\vec{e}_2$  et l’on supprime la partie  $\Omega_2^+$ . Alors la densité de force  $\vec{T}(M, \vec{e}_2)$  qu’exerce la partie  $\Omega_2^+$  sur la “petite” surface  $\delta S$  autour de  $M$  est la somme d’une contribution normale  $\vec{F}_n = \sigma_2 \vec{e}_2$  et d’une contribution tangentielle  $\vec{F}_t = \tau_1 \vec{e}_1 + \tau_3 \vec{e}_3$ .

On retrouve un résultat similaire pour la densité de force  $\vec{T}(M, \vec{e}_3) = \vec{F}_n + \vec{F}_t = \sigma_3 \vec{e}_3 + \tau_2 \vec{e}_1 + \tau_3 \vec{e}_2$  si l’on coupe suivant un plan de normale  $\vec{e}_3$ . Ce qu’il faut remarquer et retenir, c’est que la première colonne du tenseur des contraintes donne

les composantes de vecteur  $\vec{T}(M, \vec{e}_1)$  dans la base  $(\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3)$ , que la deuxième colonne celles du vecteur  $\vec{T}(M, \vec{e}_2)$  et la troisième celles du vecteur  $\vec{T}(M, \vec{e}_3)$ .

**Remarque II.3** Pour multiplier un tenseur par vecteur, il faut impérativement qu'ils soient tous les deux exprimés dans la même base. Il est conseillé de changer la base du vecteur plutôt que celle du tenseur, c'est beaucoup plus simple.

### Interprétation physique du tenseur des déformations



**Figure II.7** – Représentation graphique de la déformation d'un carré.

Le tenseur des déformations  $\underline{\underline{\epsilon}}$  ainsi défini correspond au tenseur des déformations linéarisé dans le cadre de l'Hypothèse des Petites Perturbations (voir cours de Mécanique des Milieux Continus).

**Règle II.2** Lorsqu'on multiplie à droite le tenseur des déformation  $\underline{\underline{\epsilon}}$  par un vecteur  $\vec{x}$ , on obtient le vecteur de petits déplacements  $\vec{U}_x$  permettant d'obtenir le vecteur  $\vec{x}'$  correspondant au vecteur après déformation, à l'aide de la relation :

$$\vec{x}' = \vec{x} + \vec{U}_x \quad \text{avec} \quad \vec{U}_x = \underline{\underline{\epsilon}} \cdot \vec{x} \quad (\text{II.17})$$

Pour visualiser le rôle des termes du tenseur  $\underline{\underline{\epsilon}}$  appliquons la déformation aux deux directions unitaires  $\vec{e}_1$  et  $\vec{e}_2$ .

$$\begin{aligned} \vec{e}'_1 &= \vec{e}_1 + \underline{\underline{\epsilon}} \cdot \vec{e}_1 & \vec{e}'_2 &= \vec{e}_2 + \underline{\underline{\epsilon}} \cdot \vec{e}_2 \\ &= \begin{vmatrix} 1 & \epsilon_1 \\ 0 & \frac{\gamma_3}{2} \\ 0 & \frac{\gamma_2}{2} \end{vmatrix} & &= \begin{vmatrix} 0 & \frac{\gamma_3}{2} \\ 1 & \epsilon_2 \\ 0 & \frac{\gamma_1}{2} \end{vmatrix} \end{aligned}$$

Si l'on trace dans le plan  $(\vec{e}_1, \vec{e}_2)$  les différentes composantes des vecteurs déformés  $\vec{e}'_1$  et  $\vec{e}'_2$  (Figure II.7), il apparaît que les termes diagonaux  $\epsilon_1$  et  $\epsilon_2$  représentent bien

les allongements relatifs. Le terme non-diagonale  $\gamma_1$  (et par analogie les termes  $\gamma_2$  et  $\gamma_3$ ) est la variation d'angle entre  $\vec{e}_1$  et  $\vec{e}_2$  au cours de la déformation.

$$\gamma_1 = (\widehat{\vec{e}_1, \vec{e}_2}) - (\widehat{\vec{e}'_1, \vec{e}'_2}) \quad (\text{II.18})$$

**Remarque II.4** Notons que dans les deux cas le signe est important. En effet, si  $\varepsilon_1$  est positif alors on a un allongement relatif alors qu'une valeur négative indique une diminution de longueur. De même, si  $\gamma_1$  est positif cela indique une diminution de l'angle ( $\widehat{\vec{e}_1, \vec{e}_2}$ ) initialement droit; alors qu'une valeur négative indique que l'angle s'ouvre.

## II.2.2 Notation de Voigt

Il commode pour certain calcul notamment pour l'utilisation de la loi de Hook généralisée, d'introduire les notations vectorielles, dites de Voigt, pour les tenseurs de contraintes  $\boldsymbol{\sigma}$  et de déformation  $\boldsymbol{\varepsilon}$  que l'on note  $[\sigma]$  et  $[\varepsilon]$  pour éviter toutes confusion avec le tenseur. Les vecteurs  $[\sigma]$  et  $[\varepsilon]$  ont pour expression

$$[\varepsilon] = \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_1 \\ \gamma_2 \\ \gamma_3 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{31} \\ 2\varepsilon_{12} \end{bmatrix} \quad [\sigma] = \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_1 \\ \tau_2 \\ \tau_3 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} \quad (\text{II.19})$$

**Remarque II.5** Attention, pour les mécaniciens, la déformation de cisaillement est  $\varepsilon_{12} = \gamma_3/2$ , c'est-à-dire la demi-distorsion. La relation  $\tau_3 = G\tau_3$  devient  $\sigma_{12} = 2G\varepsilon_{12}$ . Les deux définitions coexistent en sciences des matériaux.

## II.2.3 Loi de Hooke anisotrope

Dans le cas d'un matériau anisotrope, la loi de Hooke généralisé peut se mettre sous la forme matricielle suivante à l'aide des notations de Voigt

$$[\sigma] = [C][\varepsilon], \quad [\varepsilon] = [S][\sigma] \quad (\text{II.20})$$

où  $[C]$  et  $[S]$  sont des matrices  $6 \times 6$  symétriques appelées respectivement matrice de rigidité et matrice de souplesse. Ces deux matrices sont inverses l'une de l'autre  $[S] = [C]^{-1}$ .

**Exemple II.1 (Matériaux isotrope (le Duralumin))** *Le duralumin, aussi appelé duralium, duraluminium, duraluminium ou dural, est un alliage à base d'aluminium (> 90%), de cuivre (3 à 5%), de magnésium (0.4 à 2.4%) et de manganèse (0.3 à 1%). Sa désignation selon la norme européenne est EN-AC-2017 (ou AU4G). Avant traitement thermique, l'alliage est ductile et malléable. Après traitement thermique, une réaction entre l'aluminium et le magnésium provoque une augmentation de la dureté et*

de la résistance à la traction. Sa légèreté ainsi que sa grande molabilité font qu'il est largement utilisé dans l'industrie aéronautique depuis les années 1920.

Son comportement élastique est isotrope, sa matrice de souplesse s'écrit

$$[S] = \begin{bmatrix} \frac{1}{E} & \frac{-\nu}{E} & \frac{-\nu}{E} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu}{E} & \frac{1}{E} & \frac{-\nu}{E} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu}{E} & \frac{-\nu}{E} & \frac{1}{E} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G} \end{bmatrix} \quad (\text{II.21})$$

où le module d'Young est  $E = 74000$  MPa, le module de cisaillement  $G = 28000$  MPa et le coefficient de Poisson est  $\nu = 0.33$ .

Sa matrice de rigidité est

$$[C] = \begin{bmatrix} \lambda + 2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda + 2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda & \lambda + 2\mu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \mu & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \mu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \mu \end{bmatrix} \quad (\text{II.22})$$

où  $\lambda$  et  $\mu$  sont les coefficient de Lamé du matériaux définis par

$$\lambda = \frac{\nu E}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)}, \quad \mu = G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (\text{II.23})$$

**Exemple II.2 (Cristal d'austénite)** L'austénitiques est l'une des phases de l'acier, c'est une solution solide de carbone dans du fer ( $\gamma$ ) qui a une structure Cubique Faces Centrées. Les symétries de la structure Cubique Faces Centrées impliquent que la matrice de rigidité est définie par trois coefficients  $C_{11}$ ,  $C_{12}$  et  $C_{44}$ , dans la base cristalline.

$$[C] = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} \end{bmatrix} \quad (\text{II.24})$$

avec  $C_{11} = 197000$  GPa,  $C_{12} = 125000$  GPa et  $C_{44} = 122$  GPa.

**Remarque II.6** Pour utiliser, la loi de Hooke généralisée il faut que le tenseur des contraintes, le tenseur des déformations et la matrice de rigidité (ou de souplesse) soient exprimés dans la même base. Le plus souvent, on utilisera la base liée au repère du cristal où sont généralement exprimées les matrices de souplesse et de rigidité.

## II.3 Les origines physiques

### II.3.1 La liaison métallique

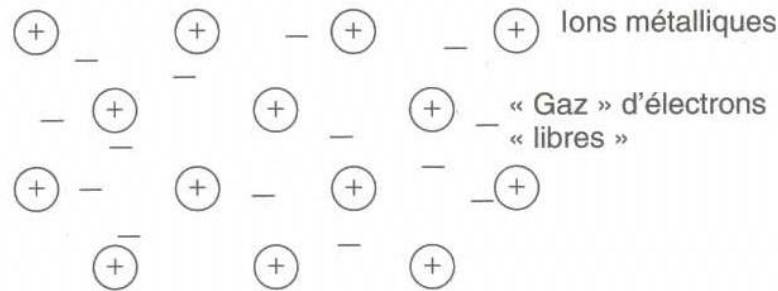


Figure II.8 – Délocalisation des électrons dans un métal.

La liaison métallique, comme son nom l'indique est la liaison principale (mais pas l'unique) des métaux et de leurs alliages. Elle se caractérise par la mise en commun des électrons de valence, ce qui sont d'énergie les plus élevés, pour former une mer d'électrons plus ou moins libres. Contrairement aux autres liaisons fortes, liaisons covalente et ionique, les électrons ne sont plus localisés entre les atomes, mais ils sont répartis dans l'ensemble du réseau. Les atomes ainsi abandonnés se transforment en ions (Figure II.8).

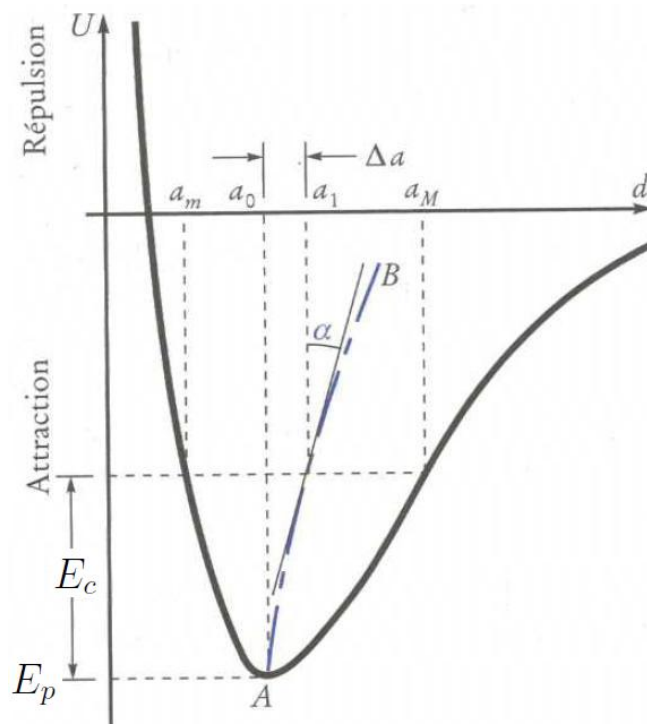


Figure II.9 – Potentiel interatomique asymétrique.

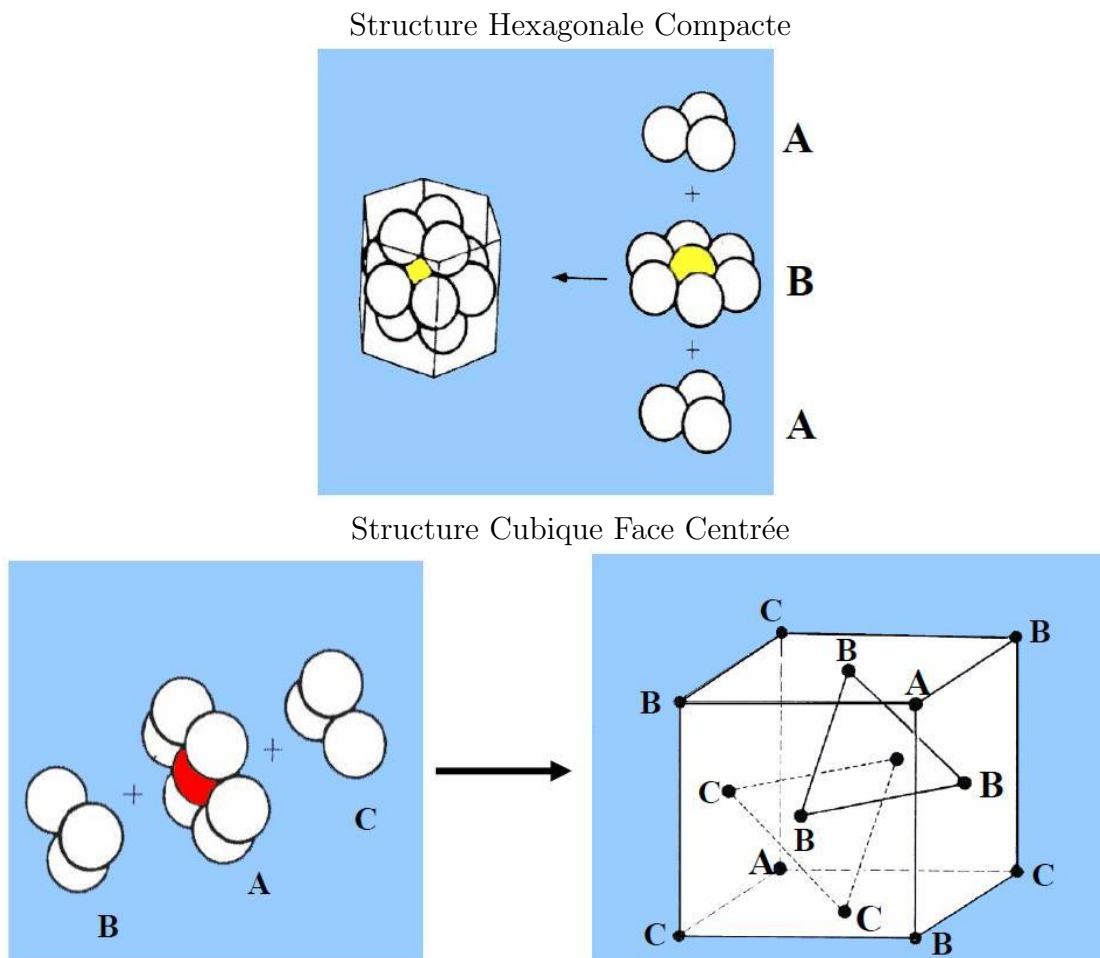
L'énergie d'une liaison métallique est proche de celle d'une liaison covalente et elle peut être décrite par un potentiel  $V(r)$  de la forme

$$V(r) = -\frac{A}{r^m} + \frac{B}{r^n} \quad m < n \quad (\text{II.25})$$

où  $r$  est la distance par rapport au centre de l'atome;  $A$ ,  $B$ ,  $n$  et  $m$  sont des constantes dépendant de la nature chimique de la liaison. La figure II.9 montre la forme dissymétrique de ce potentiel qui comporte une partie répulsive et partie attractive ce qui implique l'existence de zone où la liaison est stable. L'existence de cette zone de stabilité est à l'origine de l'arrangement compacte des solides.

**Remarque II.7** Les électrons forme un "gaz" relativement mobile autour des ions, ce qui explique la conductivité électrique élevée des métaux.

### II.3.2 L'empilement atomique



**Figure II.10** – Structure Cubique Face Centrée et Hexagonale Compacte.

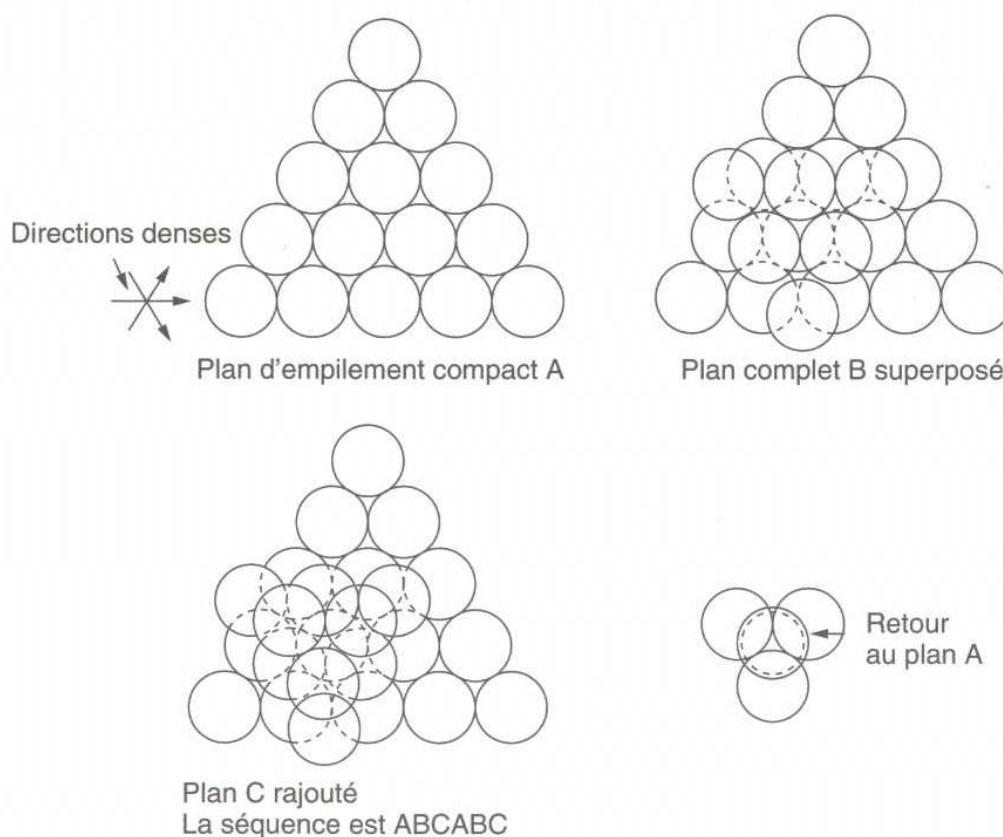
Puisque la liaison métallique n'est pas directionnelle alors les ions métalliques ont tendance à s'empiler en structures simples et denses, comme des billes qu'on

agiterait dans une boîte. Pour décrire les deux types d'empilement compacte, nous allons utiliser le modèle des sphères dures qui consiste à représenter les atomes par des billes indéformables. Les deux structures compactes sont (Figure II.10) :

**la structure Cubique Face Centrée (CFC)** Aluminium, Cuivre, Nickel, ...

**la structure Hexagonale Compacte (HC)** Manganèse, Zinc, Titane, ...

### Construction d'un empilement compact



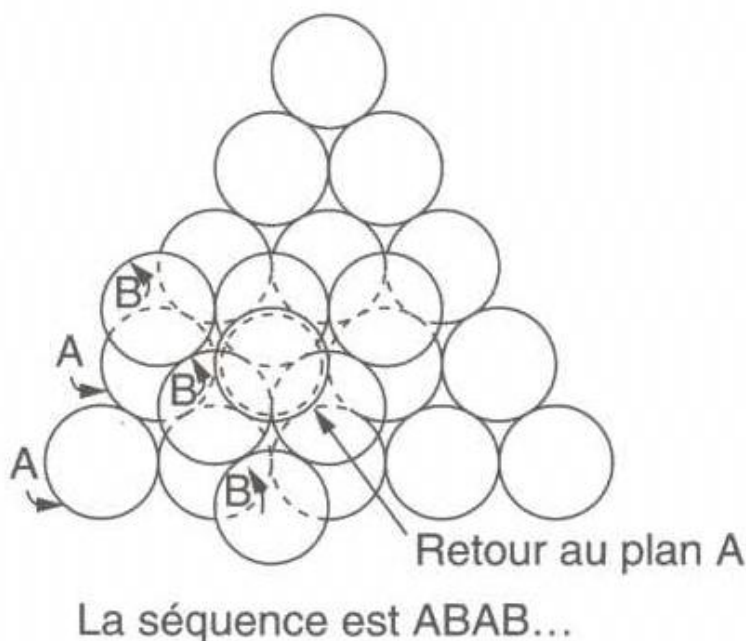
**Figure II.11** – Empilement compact de sphères dures.

Un bon exemple d'empilement compact (2D) est la disposition des boules de billard sur la table en début de partie (Figure II.11). Les boules sont disposées en triangle de façon à couvrir la surface la plus petite possible. On appelle cette sorte de plan un plan d'empilement compact. Il contient trois directions denses. Il est clair que cette façon d'empiler les boules est une structure bidimensionnelle périodique qui peut être étendue à l'infinie.

Comment placer une autre couche d'atomes sur notre plan d'empilement compact ? La solution est illustrée sur la figure II.11, les trous entre les points de contact de sphères sont des sites idéaux pour poser une seconde couche d'atomes. Par conséquent, un deuxième plan compact peut être obtenu en déposant un atome dans un de ces sites sur deux. Cette étape peut être vue comme l'ajout d'un plan compact (*B*) tourné de  $60^\circ$  par rapport au plan initial (*A*) et puis translater pour insérer les atomes dans les sites

préférentiels. Puis on peut ajouter ainsi de suite plusieurs couches jusqu'à l'obtention d'un cristal. La grande particularité de ce type de structure est d'être compacte c'est-à-dire que le volume occupé par les atomes est minimum.

Ceci est relativement simple, mais comme nous l'avons dit, il existe deux types de structures compactes. En effet, nous n'avons pas parlé de la façon dont nous disposons le troisième plan. Tout d'abord, il peut être superposé aux deux autres, comme sur la figure II.11, en effectuant une rotation de  $60^\circ$  dans le même sens que la précédente et la translation associée pour positionner les atomes au niveau des sites préférentiels. On obtient alors un plan de type (C) et si l'on recommence la même opération une quatrième fois on retombe sur un plan de type (A) identique au premier. On dit alors que l'on a une séquence d'empilement  $ABCABC\dots$ . La Figure II.12 montre une autre manière d'empiler les atomes, où cette fois les atomes du troisième plan se superposent à ceux du premier plan. La séquence correspondante est  $ABAB\dots$ , elle s'obtient en tournant le troisième plan dans le sens opposé à la première rotation pour retomber sur le premier plan. La séquence  $ABCABC$  correspond à la structure CFC et la séquence  $ABAB$  à la structure HC.



**Figure II.12** – Une alternative à l'empilement compact précédent.

**Règle II.3** *Un métal prend en générale une structure (CFC ou HC) qui minimise son énergie du cristal.*

**Remarque II.8** *L'énergie des structure (CFC ou HC) sont souvent très proches. Pour cette raison une structure qui minimise l'énergie à une température donnée peut très bien ne plus le faire à une autre température. Ainsi, la structure de l'étain change si on le refroidit suffisamment; signalons au passage que cela le fragilise comme a pu le constater l'armée napoléonienne dont les boutons en alliage d'étain se sont désagrégés dans la rigueur de l'hiver russe. La structure du cobalt change à  $450^\circ\text{C}$  : en*

*dessous, c'est un cristal HC, au dessus il acquiert la structure CFC. Plus important est la transformation structurale du fer pur, de la structure Cubique Centré (CC) à la structure CFC à 911°C : le phénomène est important pour les traitements thermiques des aciers.*

### II.3.3 Texture cristalline



**Figure II.13** – Différentes orientations cristallographiques des grains d'un acier électrique.

Pour comprendre l'anisotropie élastique des tôles, il est nécessaire de connaître la proportion de grains qui ont une orientation cristallographique donnée : c'est ce qu'on appelle texture cristallographique. La figure II.13 montre les différentes orientations cristallographiques des grains d'un acier électrique qui sont visibles grâce aux différences de réflexions de la lumière.

Par exemple dans un métal obtenue par frittage (compaction de poutre), il n'y a, a priori, aucune raison d'avoir une orientation cristalline privilégiée par rapport aux autres. Toutes les orientes sont distribuées de manière complètement aléatoire. On dit d'un matériau pour lequel le cas, qu'il n'a pas de texture, ou encore qu'il est "équiaxe" ou "atexturé".

Sous l'influence de différents facteurs tel que le laminage pour les tôles, les grains s'orientent préférentiellement selon une ou plusieurs directions particulières. On dit alors, que le matériau présente une texture. Selon le cas et les applications visées, on cherchera à créer une texture, ou au contraire à l'éliminer. La texture peut résulter :

- du mode de croissance des cristaux (solidification, précipitation) ;
- de la déformation plastique imposée au matériau (comme par exemple le laminage ou l'extrusion).

Le domaine de l'optimisation des textures cristallines par des procédés de déformation plastique couplés à des traitements thermiques est un domaine très vaste et d'intérêts industriels très important.

### Techniques de mesure

La façon classique de mesurer une texture est d'utiliser la diffraction des rayons X. Cette technique utilise un faisceau monochromatique de rayons X et permet d'identifier la proportion de grains avec une orientation cristallographique donnée par rapport à un repère lié au laboratoire. On peut effectuer la même mesure par diffraction de neutrons, avec l'avantage d'une plus grande pénétration dans le matériau, et l'inconvénient de nécessiter l'usage d'un réacteur nucléaire. Ces techniques donnent une information globale sur la texture d'un échantillon : on appelle maintenant la texture mesurée ainsi la "macrotexture". Pour que ces méthodes soient fiables, il faut que le nombre de grains échantillonnés soit suffisamment grand.

On peut avoir besoin d'information rapides, sur une ligne de production par exemple. Des techniques de métallographie spécifiques (figures d'attaques, contraste en lumière polarisée après anodisation des alliages d'aluminium par exemple) permettent un contrôle rapide. On procède alors par comparaison "à vue" avec des échantillons témoins calibrés au préalable.

Durant les années 90, des techniques de mesure de "microtextures" ont vu le jour qui permettent non seulement de déterminer les fractions de grains d'une orientation cristallographique donnée, mais encore leur localisation spatiale. Ces techniques font appel à la diffraction des électrons, ou plus fréquemment à l'analyse des électrons rétrodiffusés (EBDS : "*Electron BackScatter Diffraction*"). Ces techniques sont utilisées en Microscopie Electronique à Balayage (MEB) et Microscopie Electronique à Transmission (MET) et permet une mesure des textures locales à des échelles de l'ordre du micromètre comme le montre la figure II.14.

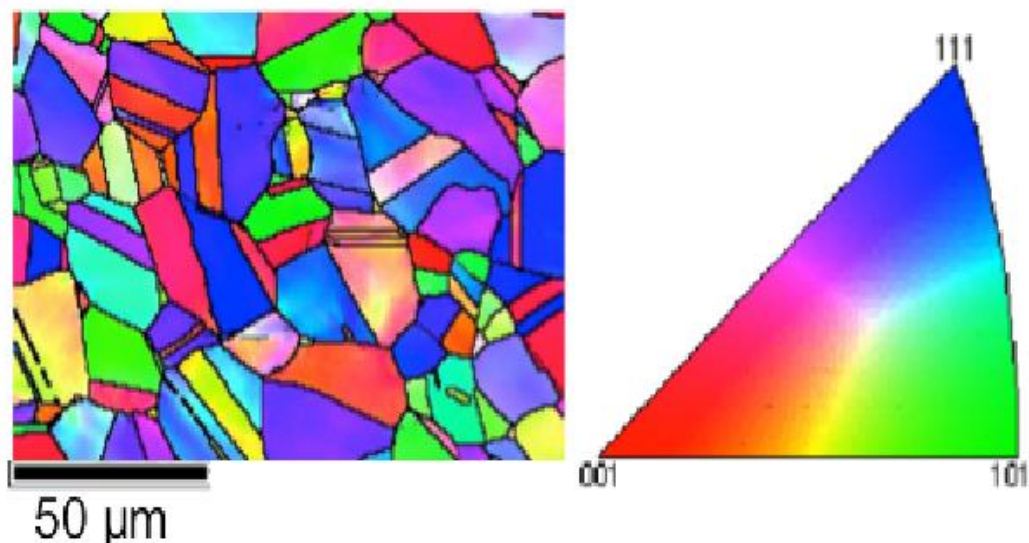


Figure II.14 – Cartographie EBSD d'un acier inoxydable austénitique étiré à froid.

## Pour en savoir plus

Pour en savoir plus, sur la mécanique des milieux continus, vous pouvez consulter l'ouvrage de référence :

- L. Chevalier (2004) *Mécanique des systèmes et des milieux déformables*. Chap. : Ellipses (531.3 CHE)

Pour en savoir plus, sur les propriétés élastiques des métaux et la cristallographie, vous pouvez consulter les ouvrages de référence :

- M. F. Ashby & D. R. H. Jones (2008). *Matériaux. 1. Propriétés, applications et conception*. Chap 3-7. Dunod (620.11 ASH)
- J.-P. Bâillon & J.-M. Dorlot (2000). *Des Matériaux (3<sup>e</sup> édition)* Chap. 2 : Cohésion et rigidité des matériaux. Presses Internationales Polytechnique (620.112 BAI)

et pour avoir encore plus de détail sur les modèles physiques

- A. Guinier (1987). *La Matière à l'état solide : des supraconducteurs aux super alliages*. Hachette (530.41 GUI)

Pour en savoir plus, sur les textures et leur influence sur les propriétés, nous conseillons l'ouvrage :

- J. Philibert, A. Vignes, Y. Bréchet & P. Combrade (2002). *Métallurgie. Du minerai au matériau*. Dunod (669 MET)

---

# Chapitre -III-

## Propriétés thermiques des solides

---

### Table des Matières

---

<b>III.1</b>	<b>Agitation thermique . . . . .</b>	<b>70</b>
III.1.1	Energie cinétique d'un atome . . . . .	70
III.1.2	Origine microscopique de la température . . . . .	70
<b>III.2</b>	<b>Capacité thermique . . . . .</b>	<b>71</b>
III.2.1	Définition . . . . .	71
III.2.2	Loi de Dulong et Petit . . . . .	71
III.2.3	Influence de la température . . . . .	72
<b>III.3</b>	<b>Transferts de la chaleur . . . . .</b>	<b>73</b>
III.3.1	Définitions . . . . .	73
III.3.2	Loi de Fourier . . . . .	74
III.3.3	Equation de la chaleur . . . . .	75
III.3.4	Conditions aux limites et conditions initiales . . . . .	75
III.3.5	Etat stationnaire . . . . .	76
<b>III.4</b>	<b>La dilatation thermique . . . . .</b>	<b>77</b>
III.4.1	Définition . . . . .	77
III.4.2	Origine microscopique de la dilatation thermique . . . . .	78
III.4.3	Tenseur des déformations thermiques . . . . .	78
III.4.4	Contraintes internes d'origine thermique . . . . .	79
III.4.5	Applications . . . . .	80

---

### Objectifs

- Comprendre et expliquer l'origine microscopique des échanges de chaleur.
- Calculer l'énergie nécessaire pour chauffer une pièce métallique.
- Déterminer l'évolution du champ de température dans une pièce en régime stationnaire.
- Déterminer les déformations engendrées par un changement de température.

## III.1 Agitation thermique

L'agitation thermique est un mouvement incessant qui anime les atomes ou molécules constituant la matière et ce quel que soit son état : gazeux, liquide ou solide dans lequel elle se trouve. De surcroît, ce mouvement est d'autant plus rapide (ou énergétique) que la température est élevée. Dans les solides, l'agitation thermique peut être considérée comme oscillant de fréquence,  $\omega$ , de l'ordre  $10^{12}$  à  $10^{14}$ Hz (ex : dans le fer  $\omega = 1.710^{13}$ Hz).

### III.1.1 Energie cinétique d'un atome

**Définition III.1** *L'énergie cinétique d'un atome de masse  $m$  et de vitesse instantanée  $\vec{v}$  par rapport au référentiel galiléen  $\mathcal{R}$  est par définition :*

$$E_c = \frac{1}{2}mv^2 = \frac{1}{2}m\vec{v} \cdot \vec{v} \quad (\text{III.1})$$

Sa dimension physique est le Joule [J] = [kg.m<sup>2</sup>.s<sup>-2</sup>] = [W.s<sup>-1</sup>] = [N.m]

### III.1.2 Origine microscopique de la température

La température  $T$  est une *grandeur thermodynamique macroscopique*, c'est-à-dire qu'elle est définie pour un élément de matière de volume  $\delta\Omega$  contenant un nombre d'atome ( $N \gg 1$ ) très élevé. Pour un métal à l'état solide, un élément de volume  $\delta\Omega \approx 1\mu\text{m}^3 = 10^{-18}\text{m}^3$  peut être considéré comme macroscopique car il contient  $\approx 10^{12}$  atomes.

**Définition III.2** *La température  $T$  est une mesure de l'énergie cinétique moyenne des atomes ou molécules contenus dans le volume  $\delta\Omega$ . Pour un gaz parfait ou un solide, on a la relation de définition suivante*

$$\frac{3}{2}k_B T = E_c = \frac{1}{2}\langle mv^2 \rangle \quad (\text{III.2})$$

*La dimension physique de la température est le Kelvin [K]. Le nombre  $k_B$  est la constante de Boltzmann, égale à  $1.38 \cdot 10^{-23} \text{ J.K}^{-1}$ .*

Les symboles  $\langle \cdot \rangle$  correspondent à l'opération de moyenne sur les  $N$  atomes contenus dans  $\delta\Omega$

$$\langle mv^2 \rangle = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N m_i v_i^2 \quad (\text{III.3})$$

où  $v_i$  et  $m_i$  sont respectivement la norme de la vitesse et la masse du  $i^{\text{eme}}$  l'atome.

**Remarque III.1** *Cette définition conduit directement au troisième principe de la thermodynamique à savoir l'existence du zéro absolue qui correspond à un état sans désordre (l'entropie est nulle). Pour qu'il n'est plus de désordre il faut que les atomes soient à l'arrêt ( $v_i = 0 \forall i$ ).*

**Remarque III.2** *L'énergie cinétique étant proportionnelle à la masse des atomes ou des molécules, il en découle que les petits atomes sont plus rapides que les gros à une température donnée.*

## III.2 Capacité thermique

### III.2.1 Définition

Quand on chauffe un solide, on lui fournit de la chaleur, qu'il restitue quand on baisse sa température : il a donc une certaine capacité thermique. La chaleur est une grandeur de transfert, d'échange. C'est une forme "dégradée" de l'énergie, qui est transférée grâce à l'interaction désordonnée des atomes (ou molécules) avec les atomes (ou molécules) de l'extérieur.

**Définition III.3** *La capacité thermique molaire à la température  $T$  est mesurée par la quantité de chaleur  $\delta Q$  nécessaire pour élever la température d'une mole de matière de  $T$  à  $(T + \delta T)$ .*

$$C = \frac{\delta Q}{\delta T} \quad (\text{III.4})$$

*Sa dimension physique est le Joule par Kelvin par mole,  $[\text{J.K}^{-1}.\text{mol}^{-1}]$ .*

La thermodynamique nous enseigne qu'elle est la dérivée par rapport à la température de l'énergie interne  $U$  molaire du corps, laquelle croît toujours avec la température ( $C > 0$ ).

$$C = \frac{\partial U}{\partial T} \quad (\text{III.5})$$

**Remarque III.3** *Pour les solides, cette définition est suffisante : il n'est pas besoin de préciser si la variation de température se fait à pression ou à volume constant, parce que la dilatation thermique des solides est extrêmement faible. La définition est en réalité à volume constant et dans la pratique les mesures se font à pression constante.*

### III.2.2 Loi de Dulong et Petit

Dans un cristal, l'énergie moyenne interne est

— pour un atome :

$$u = 3k_B T \quad (\text{III.6})$$

— pour une mole :

$$U = \mathcal{N}_a u = 3RT \quad (\text{III.7})$$

où le nombre d'Avogadro,  $\mathcal{N}_a$  est égal à  $6,02.10^{23} \text{ mol}^{-1}$  et  $R = \mathcal{N}_a.k_B$  est la constante des gaz parfaits qui vaut  $8.31 \text{ J.K}^{-1}.\text{mol}^{-1}$ .

#### Loi de Dulong et Petit (1810)

D'après la définition de la capacité thermique molaire pour les solides, nous avons directement :

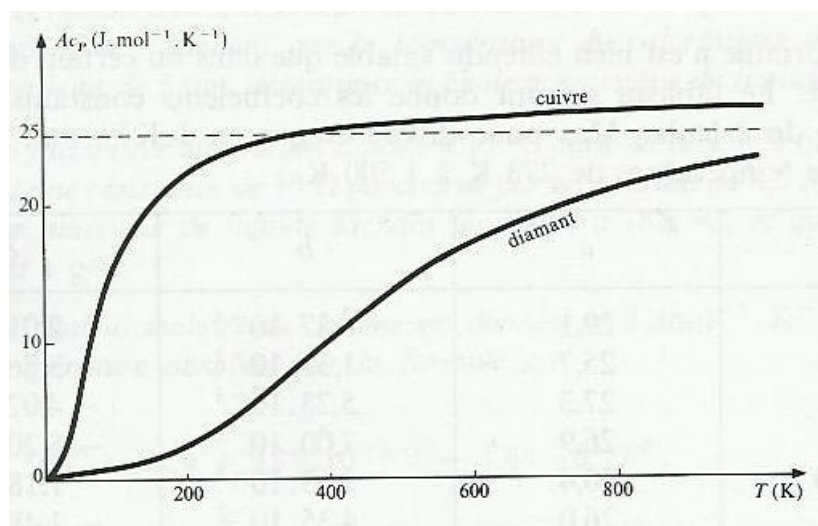
$$C = \frac{\partial U}{\partial T} = 3R \approx 25 \text{ J.K}^{-1}.\text{mol}^{-1} \quad (\text{III.8})$$

**Remarque III.4** La capacité thermique  $C$  des cristaux monoatomiques est indépendante de la température pour des températures suffisamment grandes comme nous le verrons dans la section suivante.

**Remarque III.5** La capacité thermique molaire a une valeur universelle déterminée par la constante de Boltzmann, la même pour tous les éléments, quelles que soient la masse de l'atome et la structure du cristal. Dans la pratique, nous utilisons le plus souvent la capacité thermique massique,  $c$ , qui elle dépend de la masse molaire  $M$  :

$$c = \frac{C}{M} = \frac{3R}{M} \quad (\text{III.9})$$

### III.2.3 Influence de la température



**Figure III.1** – Evolution de la capacité calorifique molaire en fonction de la température dans le cuivre et le diamant.

A des températures inférieures à 300K, la capacité thermique  $C$  décroît dans la plus part des métaux (cf. Figure III.1), pour atteindre une valeur nulle à 0K. Par conséquent, la loi de Dulong et Petit n'est qu'une simple approximation, pratique dans certain cas, mais qu'on ne peut considérer comme vraie pour toute température. Pour déterminer cette variation de capacité thermique, il faut faire appel au modèle de Debye.

#### Modèle de Debye

Soit  $T_D$  est la température de Debye, la capacité thermique  $C$  dépend de cette température

$$\begin{cases} T > T_D & C = 3R \\ T \leq T_D & C = \frac{12\pi^4}{5} R \left( \frac{T}{T_D} \right)^3 \end{cases} \quad (\text{III.10})$$

**Remarque III.6** *La température de Debye est un paramètre caractéristique du matériau qui dépend à la fois de la rigidité, de la masse volumique et de la distance interatomique.*

**Remarque III.7** *D'autres phénomènes physiques comme l'apparition de la supraconductivité et la disparition du ferrimagnétisme peuvent contribuer au changement de la capacité thermique d'un matériau. Par exemple, la capacité thermique du fer pur est de  $22\text{J}\cdot\text{K}^{-1}\cdot\text{mol}^{-1}$  à  $20^\circ\text{C}$ , alors qu'elle atteint  $72\text{J}\cdot\text{K}^{-1}\cdot\text{mol}^{-1}$  à la température de Curie  $770^\circ\text{C}$ , température à laquelle se produit la transition entre l'état ferromagnétique et l'état paramagnétique.*

## III.3 Transferts de la chaleur

### III.3.1 Définitions

On distingue trois modes de transfert de chaleur (ou transfert thermique) :

- la conduction ou la diffusion thermique
- la convection
- le rayonnement

La conduction a lieu principalement dans les solides et la convection ne peut avoir lieu que dans les fluides. Il peut y avoir rayonnement dans le vide et dans les milieux transparents aux ondes électromagnétiques.

#### Conduction

C'est le **transfert d'énergie cinétique microscopique** de molécule à molécule dans un corps ; autrement dit c'est la propagation de l'agitation thermique des zones les plus chaudes vers les zones les plus froides. Elle a lieu **sans transport de matière**.

Ce transfert thermique est plus rapide à travers les substances bonnes conductrices de la chaleur comme les métaux, plus lent à travers les "isolants thermiques" (bois, laine de verres, ...). Les gaz sont moins bons conducteurs thermiques que les liquides eux-mêmes moins bons conducteurs que les solides. En effet les gaz sont moins denses, les collisions à l'échelle microscopique y sont plus rares donc l'énergie cinétique s'y transfère moins bien.

#### Convection

C'est le transfert thermique **dans un fluide en mouvement macroscopique**, le plus souvent d'ailleurs au voisinage d'un solide. Elle s'accompagne d'un déplacement de matière du fluide entre zones froides et chaudes.

**Exemple III.1** *L'air chauffé au contact d'un radiateur s'élève (car sa masse volumique diminue si sa température augmente, à pression constante).*

*En hiver, lorsque le vent souffle, nous avons l'impression qu'il fait plus froid car le transfert thermique entre l'air extérieur froid et notre corps est alors essentiellement un transfert par convection, plus efficace qu'un transfert par conduction.*

## Rayonnement

Tous les corps émettent un rayonnement électromagnétique, lié à leur température  $T$ . La longueur d'onde qui est la plus émise  $\lambda_m$  est inversement proportionnelle à la température,  $\lambda_m \propto T^{-1}$ . Ainsi, une barre chauffée émet d'abord dans l'infrarouge, puis dans le rouge, puis une lumière blanche.

**Lorsque ce rayonnement rencontre un obstacle, l'énergie qu'il transporte est en partie réfléchi, en partie absorbée et alors transformée en chaleur.** Un "corps noir" absorbe tous les rayonnements, un "corps clair" en réfléchit une bonne partie, c'est pourquoi il vaut mieux porter des vêtements clairs en été.

**Remarque III.8** Ces 3 modes de transfert sont en général présent tous ensemble, mais on peut négliger la convection si on empêche le transfert de matière d'un fluide. Le rayonnement peut être négligé si la température n'est pas trop élevée.

### III.3.2 Loi de Fourier

On considère un système dans lequel la température n'est pas uniforme. Soit  $T(M, t)$  la température locale à l'instant  $t$  dans un petit volume  $\delta\Omega$  autour de  $M(x, y, z)$ . Dans la pratique et dans la suite du cours, on se restreindra au cas unidirectionnelle :  $T(x, t)$ .

La loi de Fourier permet d'étudier le phénomène de conduction ou de diffusion de la chaleur. Pour formuler cette loi, il est utile de définir le vecteur densité de flux de chaleur  $\vec{J}(x, t)$ .

**Définition III.4** Le vecteur densité de flux de chaleur  $\vec{J}(x, t) = J(x, t)\vec{e}_x$  correspond à la quantité de chaleur  $\delta Q$  qui traverse la surface  $\delta S$  au point  $x$  de normale unitaire  $\vec{e}_x$  pendant le temps  $dt$  dans le sens de  $\vec{e}_x$

$$J(x, t)\delta S = \frac{\delta Q}{dt} \quad (\text{III.11})$$

La dimension de  $J$  est le Joule par seconde et par mètre carré [ $\text{J}\cdot\text{s}^{-1}\cdot\text{m}^{-2}$ ] ou le Watt par mètre carré [ $\text{W}\cdot\text{m}^{-2}$ ].

La conduction tend à homogénéiser la température : si corps comporte initialement une partie chaude et une partie froide, un flux de chaleur se crée allant de la partie chaude (molécules rapides) vers la partie froide (molécules lentes) afin de diminuer la différence de température (homogénéisation des vitesses des molécules). La loi de Fourier traduit ce mécanisme.

#### Loi de Fourier

La loi de Fourier qui fût établie mathématiquement par Jean-Baptiste Biot en 1804 et expérimentalement par Fourier en 1824 énonce que la densité de flux de chaleur est proportionnelle au gradient de température.

$$\vec{J} = -\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \vec{e}_x \quad (\text{III.12})$$

$\lambda$  est appelée la conduction thermique. C'est un paramètre caractéristique du matériau dont la dimension physique est exprimée en Watt par mètre par Kelvin [ $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ ]

### III.3.3 Equation de la chaleur

Si l'on considère un corps chauffé en son intérieur, avec  $g(x, t)$  le taux de production volumique de chaleur en  $[\text{W.m}^{-3}]$ , un bilan d'énergie permet de démontrer l'équation de la chaleur instationnaire dont l'inconnue est le champ de température  $T(x, t)$ .

#### Equation de la chaleur instationnaire

Soit une production de chaleur connue  $g(x, t)$  alors l'évolution de la température  $T(x, t)$  vérifie :

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = -\frac{\partial J}{\partial x} + g \quad (\text{III.13})$$

où  $\rho$  est la masse volumique (en  $[\text{kg.m}^{-3}]$ ) et  $c$  est la capacité thermique massique (en  $[\text{J.K}^{-1}.\text{kg}^{-1}]$ ). En utilisant la loi de Fourier, on obtient

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \kappa \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{g}{\rho c} \quad (\text{III.14})$$

où  $\kappa = \frac{\lambda}{\rho c}$  est la diffusivité thermique, d'unité  $[\text{m}^2.\text{s}^{-1}]$ .

**Remarque III.9** Dans la grand majorité des cas usuels de calculs de thermique, on considère que la capacité thermique massique  $c$  est indépendante de la température  $T$ .

### III.3.4 Conditions aux limites et conditions initiales

Pour résoudre l'équation de la chaleur instationnaire dans un problème unidimensionnel, de dimension caractéristique  $L$ , il faut connaître le champ de température  $T(x, 0)$  à l'instant initiale ( $t = 0$ ) en tout point  $x$  de la structure et les conditions aux limites aux deux extrémités du système, c'est-à-dire en  $x = 0$  et  $x = L$  pour tous les instants  $t$ .

#### Conditions initiales

Les conditions initiales nous donnent le point de départ, à savoir le champ de température initiale en tous points :

$$T(x, 0) = T_{ini}(x) \quad (\text{III.15})$$

Dans le cas où la température est initialement uniforme et égale à  $T_0$ , on a

$$T(x, 0) = T_0 \quad (\text{III.16})$$

#### Conditions aux limites en température

Une condition aux limites en température correspond à se donner l'évolution de la température à une extrémité de la barre  $T_{x=0}(t)$  en  $x = 0$  (ou  $T_{x=L}(t)$  en  $x = L$ )

$$T(0, t) = T_{x=0}(t) \quad (\text{III.17})$$

Si la température  $T_{x=0}(t) = T_1$  est constante dans le temps, on parle de conditions aux limites stationnaires

$$T(0, t) = T_1 \quad (\text{III.18})$$

### Conditions aux limites en flux de chaleur

Une condition aux limites en flux de chaleur revient à imposer la quantité de chaleur qui traverse une extrémité par unité de temps ce qui revient à se donner en fonction du temps la norme du vecteur densité de flux de chaleur  $J(0, t) = J_{x=0}(t)$  en  $x = 0$  (ou  $J(L, t) = J_{x=L}(L, t)$  en  $x = L$ )

$$J(0, t) = -k \frac{\partial T}{\partial x}(0, t) = J_{x=0}(t) \quad (\text{III.19})$$

Dans le cas dans un échange convectif au niveau d'une paroi avec un fluide (air, eau, ...) à la température  $T_0$ , la densité du flux de chaleur prend la forme

$$J(0, t) = -h(T(t) - T_0) \quad (\text{III.20})$$

avec  $h$  le coefficient d'échange thermique convectif, son ordre de grandeur varie entre 5 et  $10^5 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$ .

### III.3.5 Etat stationnaire

A partir de l'équation de la chaleur instationnaire, des conditions aux limites et des conditions initiales, on peut obtenir analytiquement ou numériquement, la distribution de température en tous points et à chaque instant  $t$ . Or ces calculs sont souvent inutiles car seul l'état final nous intéresse. L'état final est appelé état stationnaire car il ne dépend pas du temps ( $\frac{\partial T}{\partial t} = 0$ ).

#### Equation de la chaleur stationnaire

Soit une production de chaleur connue  $g(x, t)$  alors la température final  $T_\infty(x)$  vérifie :

$$-\frac{\partial J}{\partial x} + g_\infty(x) = 0 \quad (\text{III.21})$$

où  $g_\infty$  est la limite de  $g(x, t)$  lorsque  $t \rightarrow \infty$ . En utilisant la loi de Fourier, on obtient

$$\lambda \frac{\partial^2 T_\infty}{\partial x^2} + g_\infty(x) = 0 \quad (\text{III.22})$$

**Règle III.1** *Pour résoudre l'équation de la chaleur en 1 dimension dans un solide, il faut 2 conditions aux limites. Dans un problème où il y a deux solides différents, il en faut 4 et ainsi de suite, car on résout un premier problème pour le premier solide et un second problème pour le deuxième solide. Dans ce cas, on considère que la température est continue à l'interface des deux solides.*

*Il est à noter que pour résoudre l'équation stationnaire de la chaleur, on n'a pas besoin de condition initiale.*

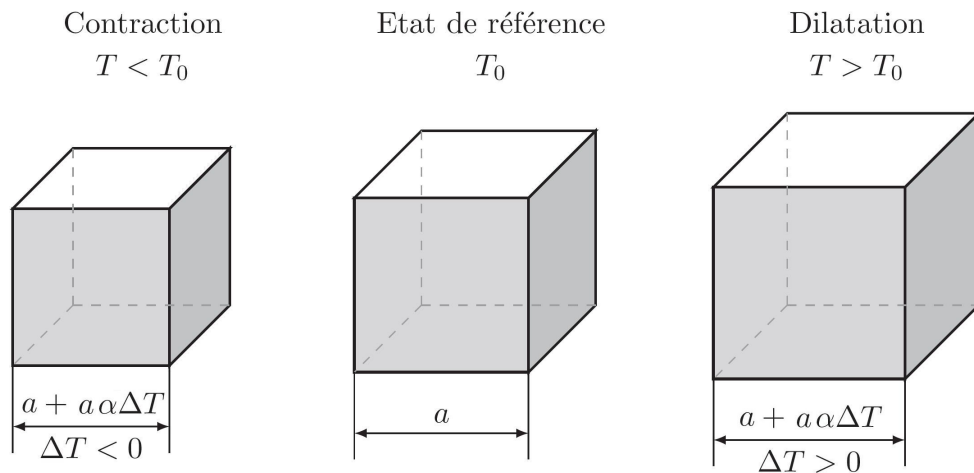
Sans faire de calcul complexe, nous pouvons déterminer *l'ordre de grandeur* du temps mis par un système de dimension caractéristique  $L$  pour se mettre en équilibre thermique avec son environnement qui est approximativement de 3 à 5 fois le temps caractéristique  $t_D$ .

Le temps caractéristique  $t_D$  est défini par :

$$t_D = \frac{L^2}{\kappa} \quad (\text{III.23})$$

## III.4 La dilatation thermique

### III.4.1 Définition



**Figure III.2** – Variation des dimensions d'un cube avec la température  $T$ .

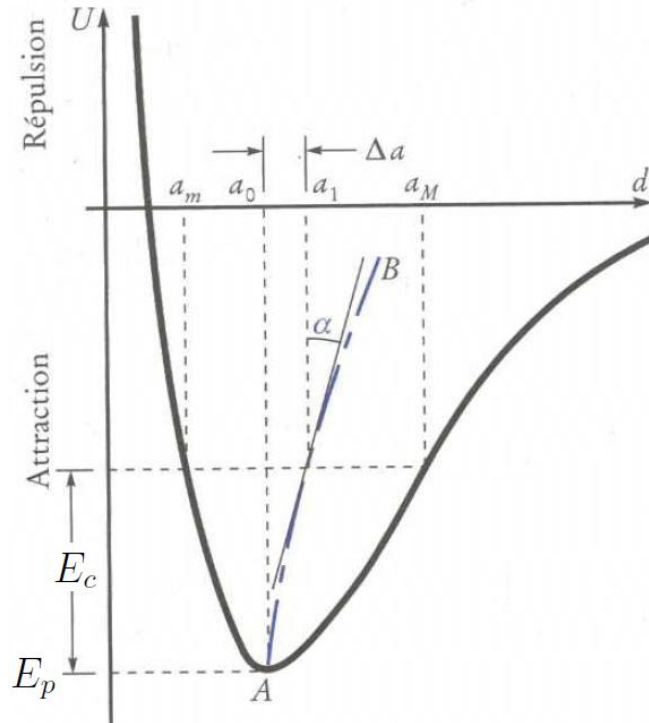
Les solides augmentent de volume sous l'influence d'une élévation de température. L'effet est très faible, puisque l'allongement relatif pour un échauffement de  $100^\circ\text{C}$  n'est de l'ordre du millième, pour tout solide.

La dilatation thermique est l'expansion du volume  $V$  à  $V + \Delta V$  d'un corps occasionné par une augmentation de température de  $\Delta T$  (à pression constante). En l'absence de changement de phase, la variation de volume relative est proportionnel à la variation de température

$$\frac{\Delta V}{V} = \alpha^3 \Delta T \quad (\text{III.24})$$

où  $\alpha$  est le coefficient de dilatation thermique linéique, de dimension physique  $[\text{K}^{-1}]$ . Le coefficient de dilatation linéique traduit l'allongement ou la contraction d'une longueur. La figure III.2 montre la variation de la longueur  $a$  de l'arrête d'un cube en fonction de la température par rapport à un état de référence à la température  $T_0$ . La variation de température  $\Delta T = T - T_0$  doit toujours être définie à partir d'un état de référence qui servira également d'étalon pour les longueurs.

### III.4.2 Origine microscopique de la dilatation thermique



**Figure III.3** – Interprétation microscopique de la dilatation thermique.

Si l'on mesure les paramètres de maille cristalline en fonction de la température, on constate que ceux-ci croissent comme les dimensions macroscopiques du solide. La dilatation est donc due à un écartement homogène de tous les atomes.

C'est ce que nous allons expliquer sur un modèle simple constitué de deux atomes isolés distant de  $a$ . Comme nous le savons la force entre les atomes dérive d'un potentiel. Le minimum de ce potentiel correspond à la distance d'équilibre,  $a_0$  entre les atomes à température nulle  $T = 0\text{K}$ . En fait à toutes autres températures, l'agitation thermique induit une oscillation des atomes au voisinage de cette position d'équilibre.

Dans les métaux, le potentiel est plutôt du type Léonard-Jones qui est un potentiel est dissymétrique (Figure III.3). Avec ce potentiel, il est clair que pour diminuer l'écart entre atomes il faut plus d'énergie pour les éloigner, car le potentiel est plus raide aux faibles valeurs de  $a$ . Le minimum du potentiel en  $a_0$  correspond à la distance d'équilibre à température nulle  $T = 0\text{K}$ . Par contre, cette fois-ci l'agitation thermique proportionnelle à la température vas créer des oscillations qui ne seront plus centrés sur  $a_0$  car les atomes s'éloignent plus facilement qu'ils ne se rapprochent à cause de la forme du potentiel. Il en résulte que les atomes oscillent autour d'une position  $a_T > a_0$  qui croît avec la température. Donc la dilatation thermique dans les cristaux s'explique directement par la dissymétrie des potentiels interatomique.

### III.4.3 Tenseur des déformations thermiques

Dans le cadre de la mécanique des milieux continus (MMC), il est commode d'introduire le tenseur des déformations thermiques pour prendre en compte les effets

de la dilatation thermique. On se place dans le cadre de l'hypothèse des petites perturbations (HPP). On se donne le repère d'espace  $\mathcal{R}(0, \vec{e}_x, \vec{e}_y, \vec{e}_z)$ .

#### Tenseur des déformations thermiques

Le tenseur des déformations thermiques  $\underline{\underline{\xi}}^{th}$

$$\underline{\underline{\xi}}^{th} = \alpha(T - T_0) \underline{\underline{I}} = \begin{pmatrix} \alpha(T - T_0) & 0 & 0 \\ 0 & \alpha(T - T_0) & 0 \\ 0 & 0 & \alpha(T - T_0) \end{pmatrix}_{(\vec{e}_x, \vec{e}_y, \vec{e}_z)} \quad (\text{III.25})$$

où  $T_0$  est une température de référence que l'on se donne.

**Remarque III.10** *Puisque le tenseur des déformations thermiques est proportionnel à au tenseur unité son expression ne dépend pas du repère choisi pour l'exprimer.*

### III.4.4 Contraintes internes d'origine thermique

Afin de décrire l'origine des contraintes internes d'origine thermique, nous allons décrire deux expériences on l'on chauffe un monocristal.

#### Expérience 1 : Monocristal libre

Considérons l'exemple d'un monocristal isolé à la température  $T_0$ , c'est-à-dire qu'il n'est soumis à aucune sollicitation extérieures. Dans ce cas, le tenseur des contraintes  $\underline{\underline{\sigma}}$  est nul. Supposons maintenant qu'on chauffe le mono-cristal à la température  $T_1$  alors il se dilate de façon homogène. Le tenseur des déformations est donc en tout point égale au tenseur des déformations thermiques

$$\underline{\underline{\xi}} = \underline{\underline{\xi}}^{th} = \alpha(T_1 - T_0) \underline{\underline{I}} \quad (\text{III.26})$$

et ses arrêtes s'allongent de  $\Delta L = L\alpha(T_1 - T_0)$ . Or son état de contrainte reste nulle car il reste soumis à aucune sollicitation extérieures. Donc on en conclut que **les déformations thermiques ne produisent pas de contrainte.**

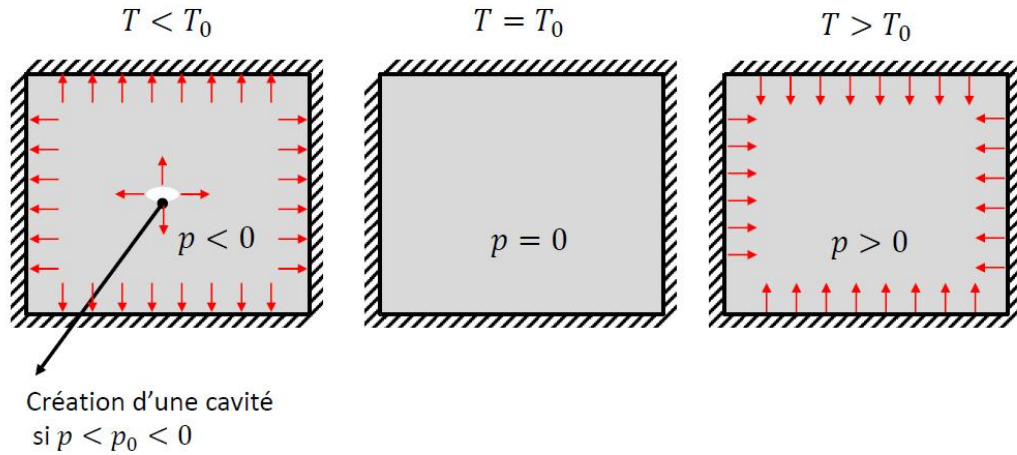
#### Expérience 2 : Monocristal encastré

Considérons maintenant le cas où les bords du mono-cristal sont bloqués (Figure III.4). Par conséquent, le mono-cristal ne peut pas se déformer, ce qui signifie que le tenseur de déformation en chaque point du mono-cristal reste nul  $\underline{\underline{\xi}} = \underline{\underline{0}}$ . Lorsque le mono-cristal est chauffé à la température  $T_1$ , il y a toujours de la dilatation thermique donc le tenseur des déformation thermique s'écrit :

$$\underline{\underline{\xi}}^{th} = \alpha(T_1 - T_0) \underline{\underline{I}} \quad (\text{III.27})$$

Or il ne peut pas se déformer donc les déformations thermiques sont compensées par des déformations élastiques  $\underline{\underline{\xi}}^e$ . Pour que les déformations du mono-cristal restent nulles, il faut que les déformations élastiques soient les opposées des déformations thermiques

$$\underline{\underline{\xi}}^e = -\underline{\underline{\xi}}^{th} = -\alpha(T_1 - T_0) \underline{\underline{I}} \quad (\text{III.28})$$



**Figure III.4** – Influence de la température sur un monocristal encastéré.

Les déformations élastiques produisent donc une contrainte  $\underline{\sigma}$

$$\underline{\sigma} = -K\alpha(T_1 - T_0)\underline{\mathbf{I}} \quad (\text{III.29})$$

où  $K$  est le module de compressibilité volumique, il s'exprime en règle générale en méga Pascal [MPa] = [N.mm<sup>-2</sup>]. On constate que le mono-cristal est dans un état de compression hydrostatique car  $p = -K\alpha(T_1 - T_0) < 0$ .

#### Loi de décomposition des déformations

La déformation totale se décompose en somme de deux de contribution l'une d'origine thermique  $\underline{\varepsilon}^{th}$  qui ne produit pas de contrainte et une d'origine élastique  $\underline{\varepsilon}^e$  qui produit des contraintes.

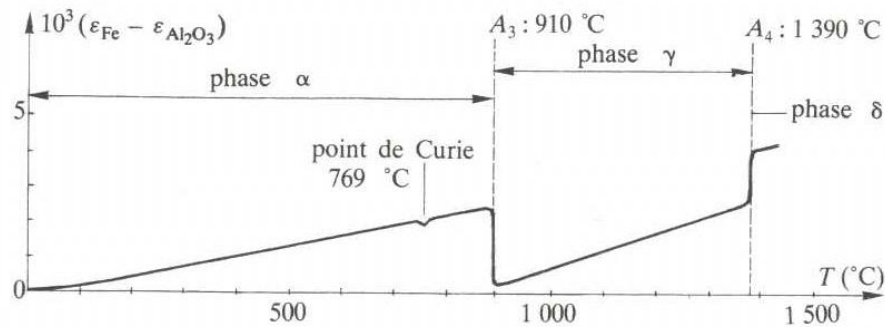
$$\underline{\varepsilon} = \underline{\varepsilon}^e + \underline{\varepsilon}^{th} \quad (\text{III.30})$$

**Remarque III.11** *Les contraintes internes d'origine thermique ne proviennent pas directement des déformations thermiques mais des déformations élastiques. En effet, les déformations élastiques qui seules produisent des contraintes permettent au solide d'accommoder les déformations thermiques afin de respecter les conditions aux limites.*

### III.4.5 Applications

En règle générale, tous les corps augmentent de volume quand leur température augmente. Mais cette dilatation normale, régulière et universelle, se superposent les variations, soit progressives, soit brusques, qui traduisent les changements de structure du solide avec la température. C'est pourquoi la dilatométrie est une technique simple et très fine pour détecter les modifications de structure des métaux et alliages en fonctions de la température (cf Figure III.5).

Ainsi, il existe un acier au nickel, l'invar (36%Ni + 64%Fe), dont la dilatation normale ( $\alpha = 1.2 \cdot 10^{-6}\text{K}^{-1}$ ) est exactement compensée par une contraction structurale :



**Figure III.5** – Courbe de dilatométrie du fer.

l'invar est utilisé dans les appareils de métrologie qui ne doivent pas se déformer en dépit des variations de la température ambiante.

Le phénomène de dilatation thermique est toujours faible; mais il joue un rôle important dans de très nombreuses techniques : on doit en tenir compte dans tout projet d'appareil. Il est mis à profit par exemple dans les capteur de température bilame qui sont simple et robuste.

**Règle III.2** *Si deux solides différents sont liés, leurs coefficients de dilatation doivent être très voisins pour que la pièces résiste à des variations importantes de température.*

## Pour en savoir plus

Pour en savoir plus sur la thermique, il existe un certain nombre d'ouvrage à la bibliothèque :

- B. Eyglunent (1997). *Manuel de Thermique : théorie et pratique (2<sup>e</sup> édition)*. Hermes (536.2 EYG)
- J. Taine, E. Iacona & J.-P. Petit (2008). *Transferts thermiques : introduction aux transferts d'énergie : cours et exercices d'application (4<sup>e</sup> édition)*. Dunod (536.2 TAI)
- B. Chéron (1999). *Transferts thermiques : résumé de cours, problèmes corrigés*. Ellipses (536.2 CHE)
- D. Marchio (2008). *Introduction aux transferts thermiques*. Presse de l'école des Mines (536.2 MAR)

Pour en savoir plus, sur les aspects physiques des propriétés thermiques des métaux, vous pouvez consulter l'ouvrage de référence :

- J.-P. Bailon & J.-M. Dorlot (2000). *Des Matériaux (3<sup>e</sup> édition) Chap. 9 : Propriétés physiques*. Presses Internationales Polytechnique (620.112 BAI)

et avoir encore plus de détail sur les modèles physiques

- A. Guinier (1987). *La Matière à l'état solide : des supraconducteurs aux super alliages*. Hachette (530.41 GUI)

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



---

# Chapitre -IV-

## Défauts dans les métaux

---

### Table des Matières

---

<b>IV.1</b>	<b>Réseau de Bravais</b>	<b>84</b>
IV.1.1	Repérage des directions	87
IV.1.2	Repérage des plans : Indices de Miller	89
IV.1.3	Cas de la structure hexagonale compacte	91
IV.1.4	Sites dans les réseaux cristallins	93
<b>IV.2</b>	<b>Défauts ponctuels</b>	<b>94</b>
IV.2.1	Les lacunes	94
IV.2.2	Atomes interstitiels	96
IV.2.3	Solutions solides	96
IV.2.4	Diffusion des défauts ponctuels	97
<b>IV.3</b>	<b>Défauts linéiques : les dislocations</b>	<b>99</b>
IV.3.1	Comment créer un défaut linéaire?	99
IV.3.2	Le vecteur de Burgers	100
IV.3.3	Les deux types de dislocations	101
IV.3.4	Le réseau de dislocation de Frank	103
IV.3.5	Déplacement des dislocations	103
<b>IV.4</b>	<b>Défauts surfaciques</b>	<b>108</b>
IV.4.1	Les joints de gains	108
IV.4.2	Joint de macle et faute d'empilement	110
<b>IV.5</b>	<b>Défauts volumiques : les précipités</b>	<b>111</b>
IV.5.1	Précipité ou inclusion	111
IV.5.2	Les cavités	112

---

#### Objectifs

- Repérer une direction cristallographique ou un plan cristallographique
- Calculer une densité linéique ou surfacique de nœuds.
- Connaître les différents défauts cristallins et leurs modes de déplacement.
- Calculer une concentration de lacunes.
- Calculer le facteur de Schmid associé à un système de glissement.

Un cristal parfait est un assemblage spatiale périodique d'atomes. Un cristal réel se distingue d'un cristal parfait qui le schématise par les défauts qu'il contient, et qui modifient souvent beaucoup ses propriétés.

Dans un première partie, nous rappellerons la représentation d'un cristal parfait par les réseaux de Bravais. Puis nous présenterons les différents défauts en fonction de leur dimension :

**Défauts 0d : les défauts ponctuels** lacunes, atomes interstitiels et atomes de substituions ;

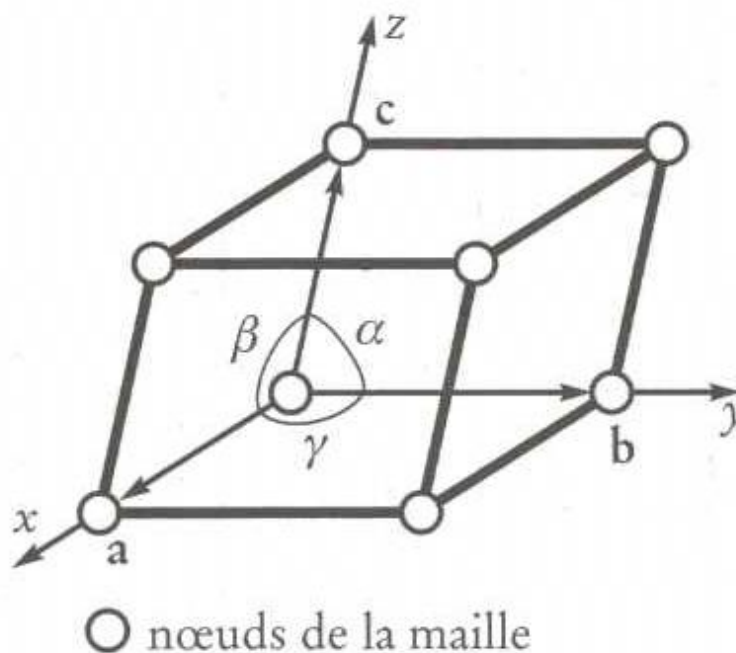
**Défauts 1d : les défauts linéiques** dislocations ;

**Défauts 2d : les défauts surfaciques** joints de grains, fautes d'empilement et macles ;

**Défauts 3d : les défauts volumiques** précipités, inclusions et cavités.

Certaines propriétés des métaux sont essentiellement liées à la structure du réseau et au type de liaison en jeu ; en première approximation elles dépendent très peu des défauts du cristal. Ces propriétés sont, par exemple, le module d'Young ( $E$ ), le coefficient de dilatation linéique ( $\alpha$ ), les propriétés magnétiques et ferroélectriques, etc. Par contre, d'autres sont liées à la présence de défauts dans le cristal : comme la plasticité, la tenue à chaud, la rupture et la diffusion d'éléments d'alliage.

## IV.1 Réseau de Bravais



**Figure IV.1** – Maille primitive définie par trois vecteurs et trois angles.

Le cristal parfait peut se construire à partir d'une maille primitive faite d'un petit nombre d'atomes. La maille primitive correspond au parallélépipède formé par trois

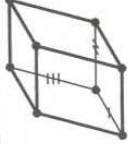
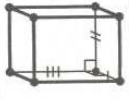
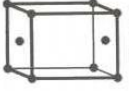

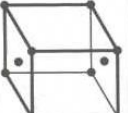
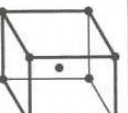
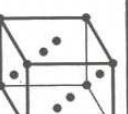


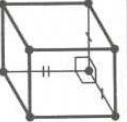


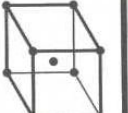

Système cristallin	Relations entre les axes	Relations entre les angles	Réseaux de Bravais			
			simple	à bases centrées	centré	à faces centrées
triclinique	$a \neq b \neq c$	$\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$				
monoclinique	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \gamma = 90^\circ \neq \beta$				
orthorhombique	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$				
rhomboédrique	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$				
hexagonal	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = 90^\circ$ $\gamma = 120^\circ$				
quadratique	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$				
cubique	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$				

Figure IV.2 – Les sept systèmes cristallins et les quatorze réseaux de Bravais.

vecteurs  $\vec{a}$ ,  $\vec{b}$  et  $\vec{c}$ , portés par trois axes non coplanaires et formant entre eux des angles  $\alpha, \beta$  et  $\gamma$  (Figure IV.1). La position de tous atomes (ou motifs) d'un cristal

parfait se déduit à partir de celle d'un atome de référence et du vecteur translation  $\vec{t}$ , tel que :

$$\vec{t} = n_1 \vec{a} + n_2 \vec{b} + n_3 \vec{c} \quad (\text{IV.1})$$

où  $n_1, n_2, n_3$  sont des valeurs entières, positives ou négatives.  $\vec{a}$ ,  $\vec{b}$  et  $\vec{c}$  sont les vecteurs de base du réseau de Bravais, leur longueur définit les paramètres de maille. A chaque sommet de la maille primitive se trouve un nœud du réseau, et ce nœud est partagé par huit mailles différentes.

Selon les relations qui s'établissent entre les trois vecteurs  $\vec{a}$ ,  $\vec{b}$  et  $\vec{c}$ , et les trois angles  $\alpha$ ,  $\beta$  et  $\gamma$ , on peut distinguer sept systèmes cristallins différents ; en plaçant dans la maille primitives, des nœuds supplémentaires soit au centre des bases, soit au centre de chacune des six faces, soit au centre de la maille, on obtient quatorze réseaux de Bravais distincts (Figure IV.2). Tout cristal peut être décrit par l'un de ces réseaux de Bravais.

### Densité volumique de nœuds

La densité volumique de nœuds  $n_v$  est le rapport du nombre d'atome par maille  $N_m$  sur le volume de la maille  $V_m$  :

$$n_v = \frac{N_m}{V_m} \quad (\text{IV.2})$$

Le calcul de  $V_m$  ne pose aucune difficulté et le nombre de nœuds du type de réseau de Bravais :

**réseau de Bravais simple** :  $8 \times \frac{1}{8} = 1$

**réseau de Bravais à bases centrées** :  $8 \times \frac{1}{8} + 2 \times \frac{1}{2} = 2$

**réseau de Bravais centré** :  $8 \times \frac{1}{8} + 1 \times 1 = 2$

**réseau de Bravais à faces centrées** :  $8 \times \frac{1}{8} + 6 \times \frac{1}{2} = 4$

Pour effectuer ce calcul ont on associe à chaque nœud de la maille une pondération  $\omega_i$  qui dépend du nombre de maille qui partagent le nœud :

**nœud sur un angle** :  $\omega_i = 1/8$  car ce nœud appartient à 8 mailles ;

**nœud sur une face** :  $\omega_i = 1/2$  car ce nœud appartient à 2 mailles ;

**nœud au centre de la maille** :  $\omega = 1$  car il n'appartient qu'à la maille conédiérée.

Finalement, pour avoir le nombre de nœuds, on additionne toutes les pondérations associés aux nœuds de la maille.

La densité volumique de nœuds  $n_v$  est utile pour calculer la densité massique  $\rho$  à partir de la masse  $m$  du motif de maille (atome ou molécule) :

$$\rho = n_v m = \frac{m_m}{V_m} \quad (\text{IV.3})$$

où  $m_m = N_m m$  est la masse de la maille.

### IV.1.1 Repérage des directions

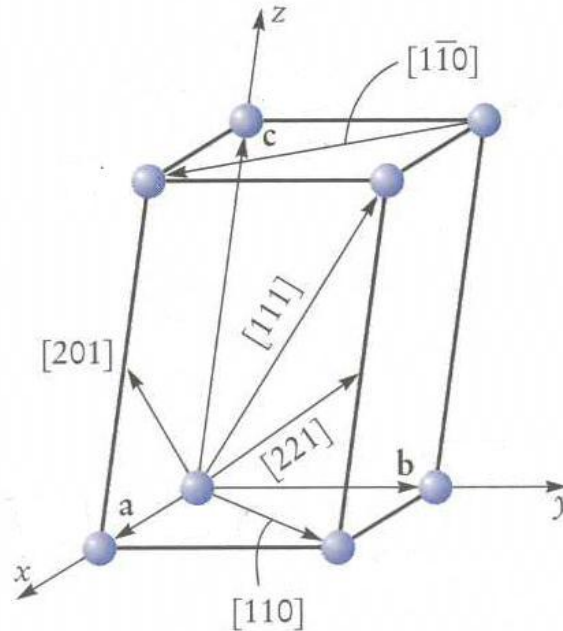


Figure IV.3 – Indices de quelques directions.

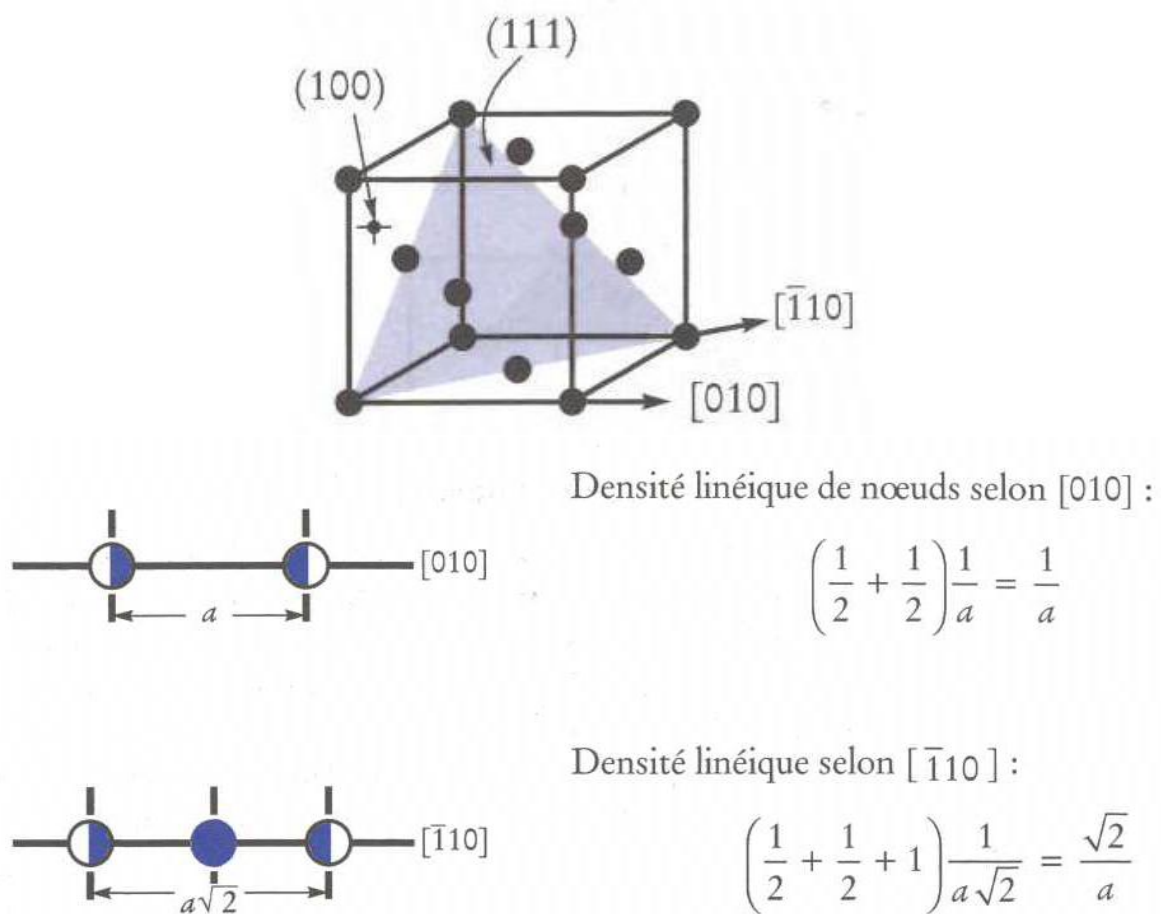
Une direction est désignée par trois indices :  $[uvw]$  ; c'est la direction d'une droite partant de l'origine et passant par le point de coordonnées  $u, v$  et  $w$ . Par convention et pour simplifier l'écriture,  $u, v$  et  $w$  sont des entiers sans dénominateur commun. Comme le choix de l'origine est arbitraire, toutes les directions parallèles ont les mêmes indices. On note qu'un indice est négatif en plaçant un signe moins au-dessus de lui, par exemple  $[\bar{1}\bar{2}1]$ . La figure IV.3 représente quelques directions indexées dans une maille. Suivant une direction  $[uvw]$ , le vecteur  $\vec{r}$  entre deux motifs de la maille consécutifs de la maille est appelé vecteur-période portant la direction  $[uvw]$  et il est décrit par :

$$\vec{r} = u\vec{a} + v\vec{b} + w\vec{c} \quad (\text{IV.4})$$

#### Famille de directions

Dans certains systèmes cristallins, il existe des directions cristallographiques équivalentes (c'est-à-dire ayant la même densité de nœuds, donc le même vecteur-période à une rotation près) ; de cette symétrie découle la notion de famille de direction, noté  $\langle uvw \rangle$ . Dans le système cubique, par exemple, puisque les longueurs des trois vecteurs  $\vec{a}$ ,  $\vec{b}$  et  $\vec{c}$  sont égales, une permutation des trois indices  $u, v$  et  $w$  ne change pas les caractéristiques de cette direction. Ainsi, la famille de directions  $\langle 110 \rangle$  comprend, dans un système cubique, les directions  $[110]$ ,  $[101]$ ,  $[011]$ ,  $[\bar{1}10]$ ,  $[\bar{1}01]$  et  $[0\bar{1}1]$ . Cependant dans un système quadratique ( $a = b \neq c$ ), à la famille  $\langle 110 \rangle$  correspond les directions  $[110]$  et  $[\bar{1}10]$ , mais pas la direction  $[101]$ , car celle-ci n'a pas les mêmes équidistances entre les nœuds, ou en d'autres termes la même densité de nœuds ; il en est de même pour les directions  $[011]$ ,  $[\bar{1}01]$  et  $[0\bar{1}1]$ .

## Densité linéique de nœud



**Figure IV.4** – Exemple de détermination des densités linéique pour une structure CFC.

Pour calculer la densité linéique de nœuds  $n_{[uvw]}$  selon une direction cristallographique  $[uvw]$ , on prend segment de référence défini par  $[uvw]$  qui est borné par deux nœuds. A ces deux nœuds, on attribue un coefficient de pondération égal à  $\omega_i = 1/2$  puisque chaque nœud est partagé par deux segments contigus. Si d'autres nœuds sont localisés sur le segment de référence, on leur attribue un coefficient de pondération égale à  $\omega_i = 1$ , car ils appartiennent entièrement au segment de référence. Finalement, on additionne les pondérations de chaque nœud  $\omega_i$  que l'on divise par longueur  $L_{[uvw]}$  du segment  $[uvw]$  pour avoir la densité linéique de nœuds  $n_{[uvw]}$

$$n_{[uvw]} = \frac{1}{L_{[uvw]}} \sum \omega_i \quad (\text{IV.5})$$

## IV.1.2 Repérage des plans : Indices de Miller

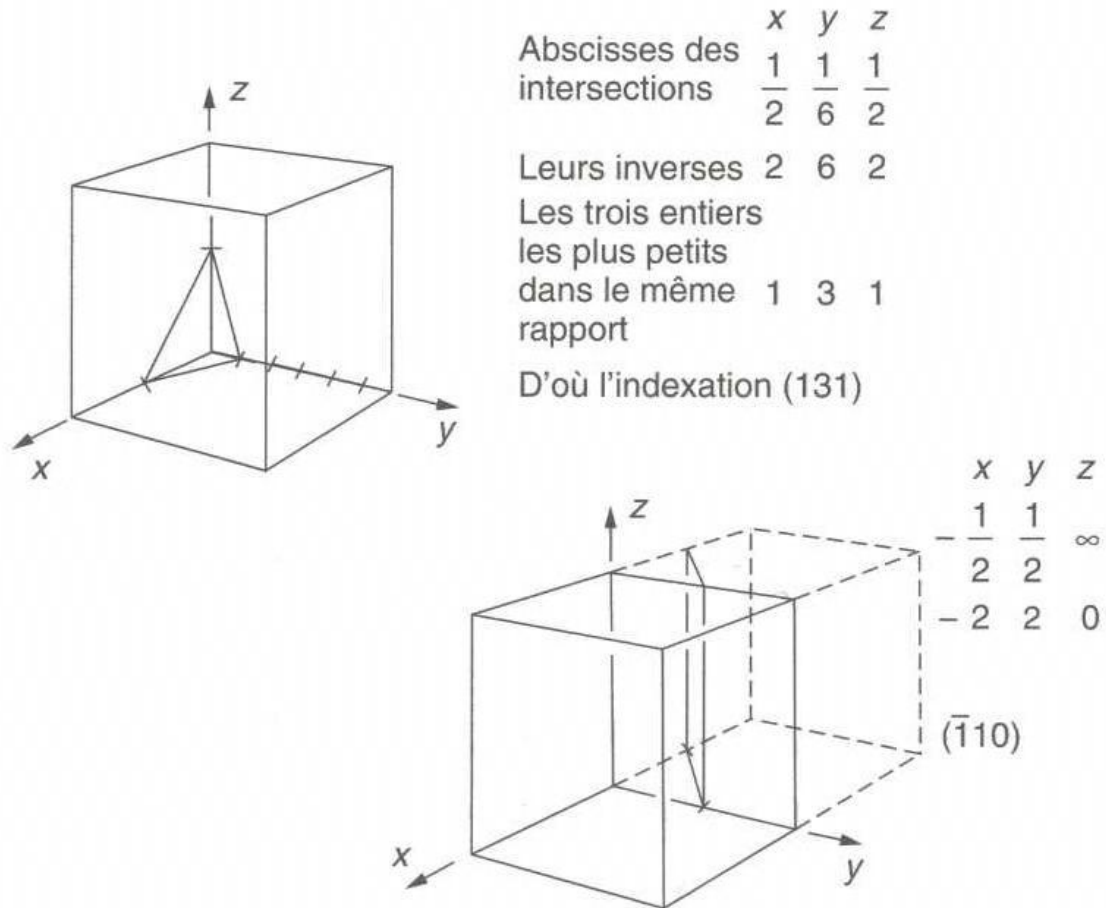


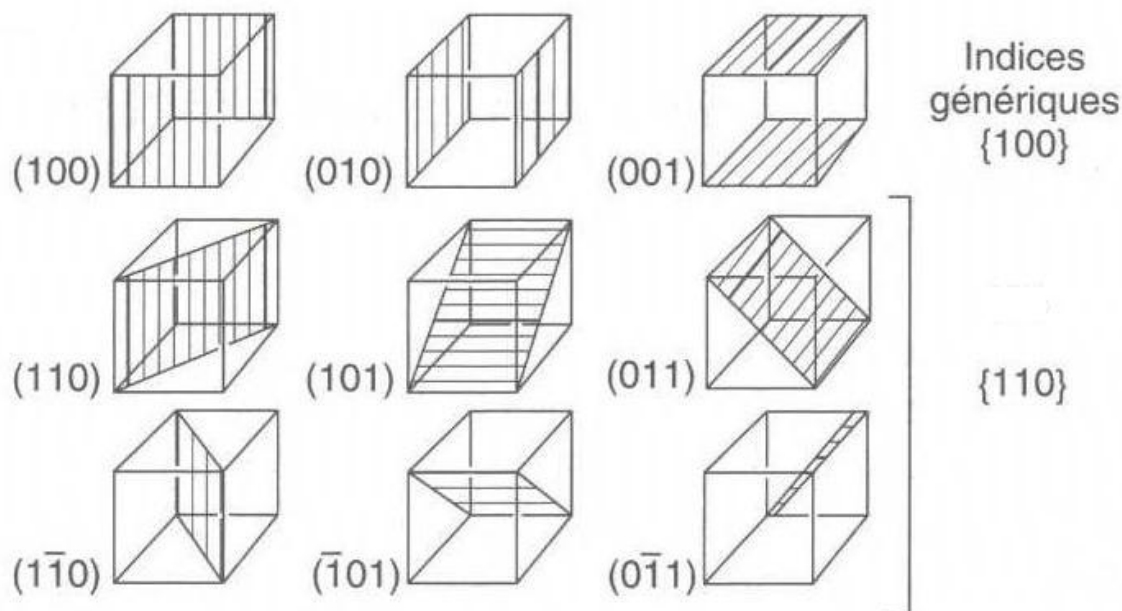
Figure IV.5 – Indices de Miller pour les plans cristallins.

On désigne un plan grâce à trois indices  $(hkl)$ , appelés indices de Miller. Par définition, les indices de Miller sont les inverses des intersections du plan avec les trois axes du cristal, ces intersections étant mesurées en fonction des longueurs  $a, b$  et  $c$ . Il est entendu que l'origine des axes ne doit pas être dans le plan à repérer. La marche à suivre pour déterminer les indices d'un plan est la suivante :

1. déterminer les coordonnées des intersections du plan avec les axes cristallographiques  $x, y$  et  $z$  dans le repère formée par la base des vecteurs-périodes  $\{O, \vec{a}, \vec{b}, \vec{c}\}$ ;
2. prendre l'inverse de chacune des intersections ;
3. réduire les trois fractions obtenues au plus petit commun dénominateur ;
4. les trois numérateurs ainsi obtenus représentent les trois indices  $h, k$  et  $l$ , par rapport au trois axes  $Ox, Oy$  et  $Oz$ .

**Remarque IV.1** Un plan parallèle à un axe porte l'indice 0 par rapport à cette axe, car son intersection avec cet axe est égal à l'infini ( $1/\infty = 0$ ). Tous les plans parallèles ont les mêmes indices. On note qu'un indice est négatif en plaçant un signe moins au-dessus de lui.

### Famille de plan



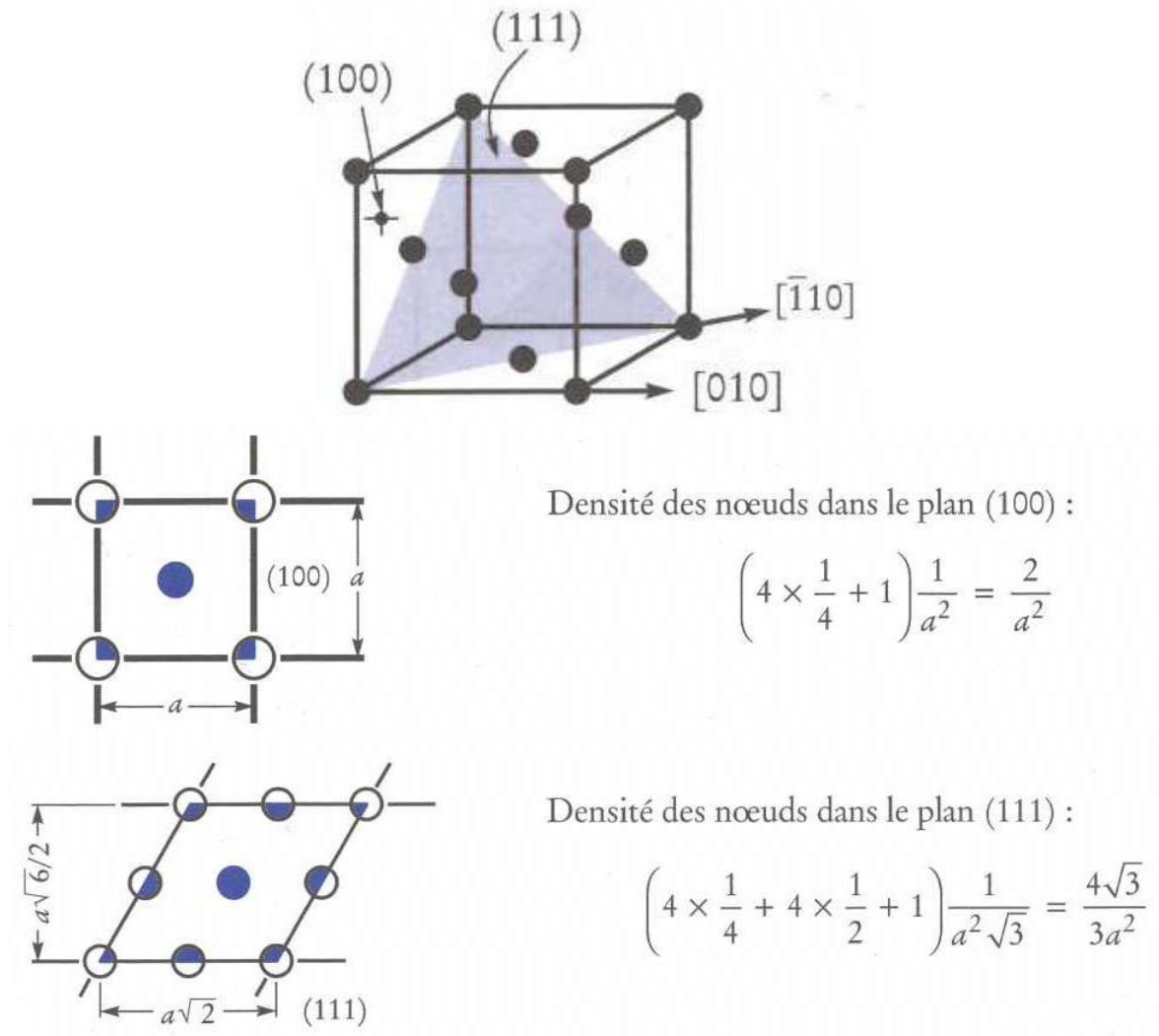
**Figure IV.6** – Indices de Miller pour les familles de plans cristallins.

Comme pour les directions, on peut définir, grâce à la symétrie du réseau, des familles de plans équivalents, qui possèdent dans ce cas la même densité surfacique de nœuds. Dans un système cubique, la famille de plan  $\{100\}$  comprend les plans  $(100)$ ,  $(010)$  et  $(001)$ , c'est-à-dire toutes les faces du cube (Figure IV.6).

### Densité surfacique de nœuds

Pour calculer la densité surfacique de nœuds  $n_{(hkl)}$  dans un plan cristallographique  $(hkl)$ , on prend un plan de référence défini par  $(hkl)$ . Dans un parallélogramme de référence du plan  $(hkl)$ . Si un nœud est situé à un sommet de cette maille plane, on lui attribue une pondération  $\omega_i = 1/4$ , car le sommet est partagé par deux mailles planes mitoyennes. Si le nœud est situé sur une arête de la maille, on lui attribue une pondération  $\omega_i = 1/2$ , car une arête est partagée par deux mailles planes mitoyennes. Enfin, si le nœud est situé à l'intérieur de la maille plane, on lui attribue un coefficient égal à 1. Finalement, on additionne les pondérations de chaque nœud  $\omega_i$  que l'on divise par la surface  $S_{(hkl)}$  du parallélogramme de référence pour avoir la densité surfacique de nœuds  $n_{(hkl)}$  :

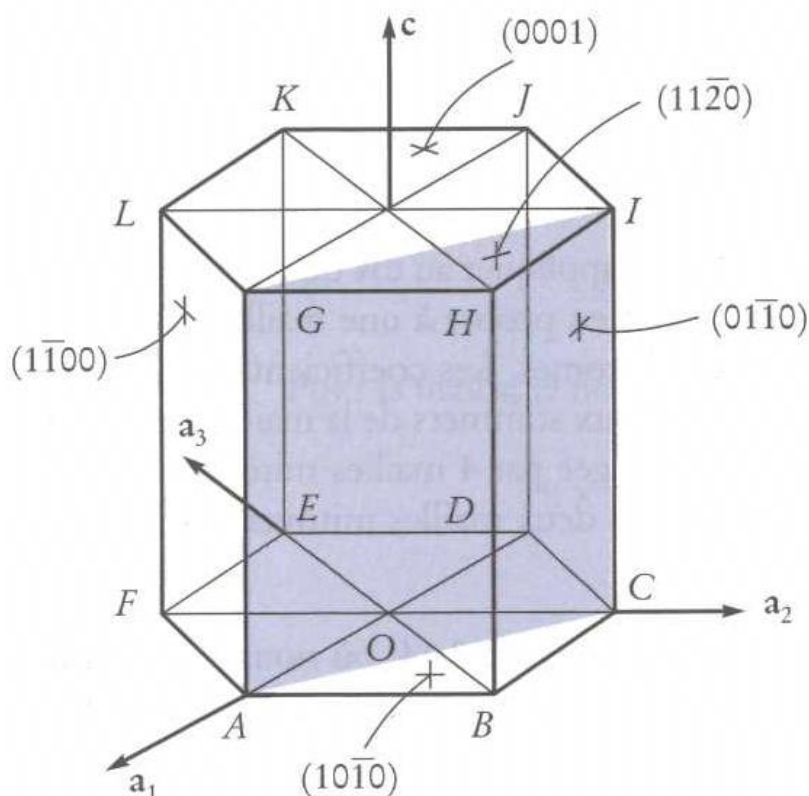
$$n_{(hkl)} = \frac{1}{S_{(hkl)}} \sum \omega_i \quad (\text{IV.6})$$



**Figure IV.7** – Exemples de détermination des densités surfaciques de noeuds pour une structure CFC.

### IV.1.3 Cas de la structure hexagonale compacte

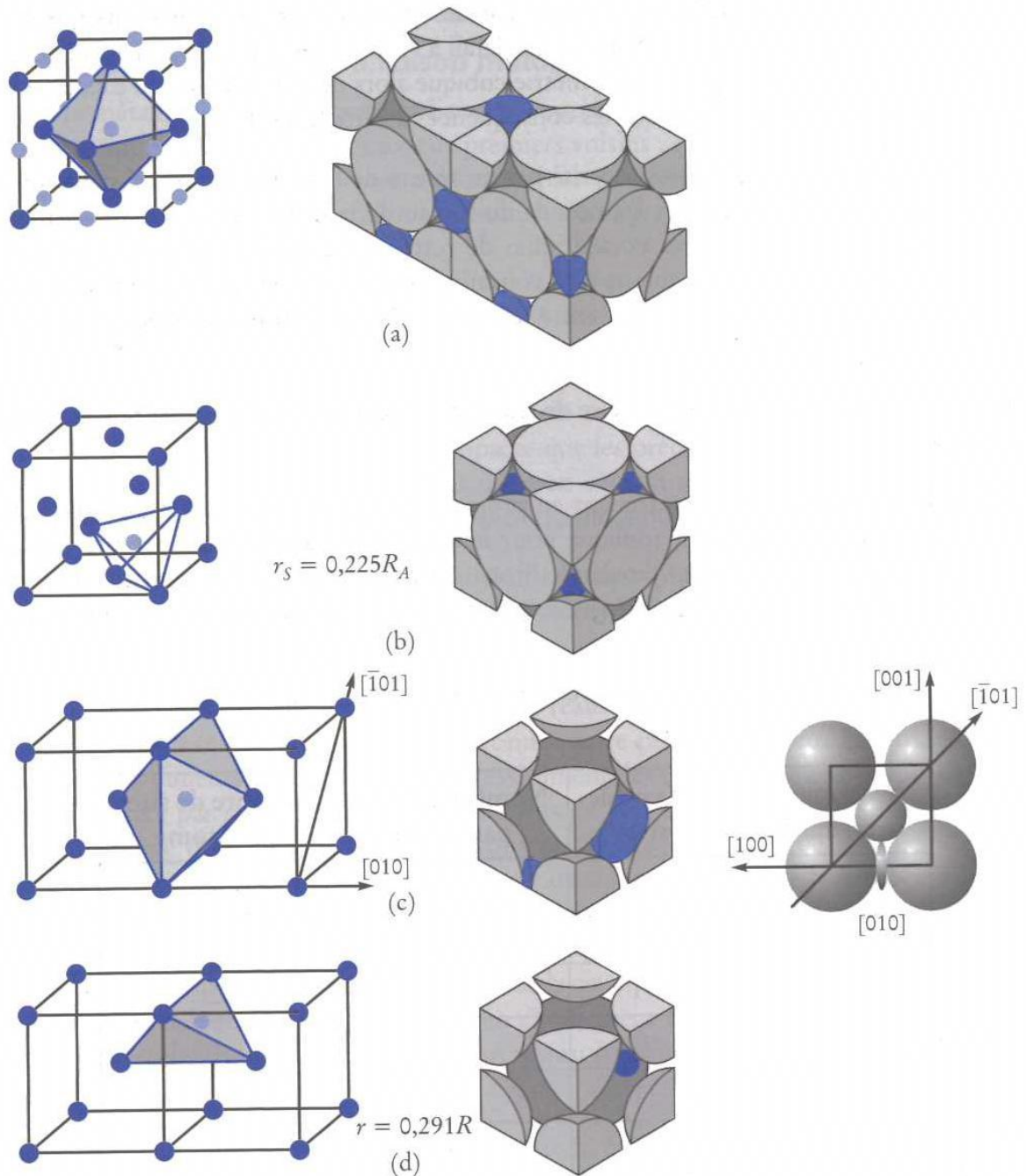
On désigne les plans des structures hexagonales d'une façon légèrement différente de celle que nous avons décrite plus haut ; afin de mieux distinguer les familles de plans et la symétrie hexagonale, on utilise des indices appelés indices de Miller-Bravais. Au lieu de définir les indices à partir de trois axes non coplanaires  $Ox, Oy, Oz$ , on définit les indices de Miller-Bravais à partir de quatre axes  $\vec{a}_1, \vec{a}_2, \vec{a}_3$  et  $\vec{c}$  ; les trois premiers sont coplanaires et forment entre eux des angles de  $120^\circ$  ; le quatrième est normal au plan qui contient  $\vec{a}_1, \vec{a}_2$  et  $\vec{a}_3$  (Figure IV.8).



**Figure IV.8** – Repérage des plans dans une structure HC : Indice de Miller-Bravais.

**Remarque IV.2** Ces indices des plans sont notés  $(hkil)$  ; on les obtient de la même façon que les indices de Miller. Comme les trois premiers indices sont reliés à trois vecteurs de même longueur et coplanaires  $(\vec{a}_1, \vec{a}_2, \vec{a}_3)$ , le troisième indice n'est pas indépendant [ $i = -(h + k)$ ]. La Figure IV.8 présente quelques plans notés au moyen des indices de Miller-Bravais. Ainsi, sur cette figure, on remarque que les plans  $BCIH$   $(01\bar{1}0)$ ,  $ABHG$   $(10\bar{1}0)$  et  $AGLF$   $(\bar{1}\bar{1}00)$  sont tous les trois équivalents, donc de la même famille. Cette relation n'apparaîtrait pas si on utilisait une notation à trois indices déterminés selon  $\vec{a}_1$ ,  $\vec{a}_2$  et  $\vec{c}$ , car on désignerait ces plans respectivement par  $(010)$ ,  $(100)$  et  $(\bar{1}\bar{1}0)$ . L'utilisation du quatrième indice met en évidence l'appartenance des trois plans à la famille  $\{\bar{1}\bar{1}00\}$ .

## IV.1.4 Sites dans les réseaux cristallins



**Figure IV.9** – Sites interstitiels : a) site octaédrique dans un CFC ; b) site tétraédrique dans un CFC ; c) site octaédrique dans un CC ; d) site tétraédrique dans un CC.

Dans un réseau cristallin, on appelle sites (interstitiels) les espaces libres laissés entre les atomes du réseau. Un site est un polyèdre dont chacun des sommets correspond au centre des atomes qui l'entourent. Dans un réseau cubique simple, on a un site cubique : le site est au centre d'un cube dont les sommets sont les nœuds de la maille élémentaire. Dans les réseaux CC et CFC, il existe deux types de sites (Figure IV.9) :

- les sites octaédriques ;
- les sites tétraédriques.

Dans le cas des métaux, il n'y a qu'un seul atome par nœud, les sites peuvent être occupés par des atomes étrangers plus petits que ceux qui forment le cristal. Il est à remarquer que, dans un réseau CFC, le site octaédrique a une symétrie cubique alors que, dans le réseau CC, ce site a une symétrie quadratique.

Le tableau IV.1 indique le type et le nombre de sites par maille dans quatre structures cristallines différentes.

**Table IV.1** – Type et nombre de sites pour quelques structures cristallines

Structure cristalline	Type de sites †	Nombre de sites par maille
CFC	T	8
	O	4
HC	T	12
	O	6
CC	T	12
	O	6
Cubique simple	C	1

†T : sites tétraédriques ; O : sites octaédrique ; C : sites cubiques.

## IV.2 Défauts ponctuels

Les défauts sans dimension sont des défauts ponctuels dont la taille est de l'ordre des distances interatomiques. La figure IV.10 représente schématiquement les divers défauts ponctuels dans les cristaux.

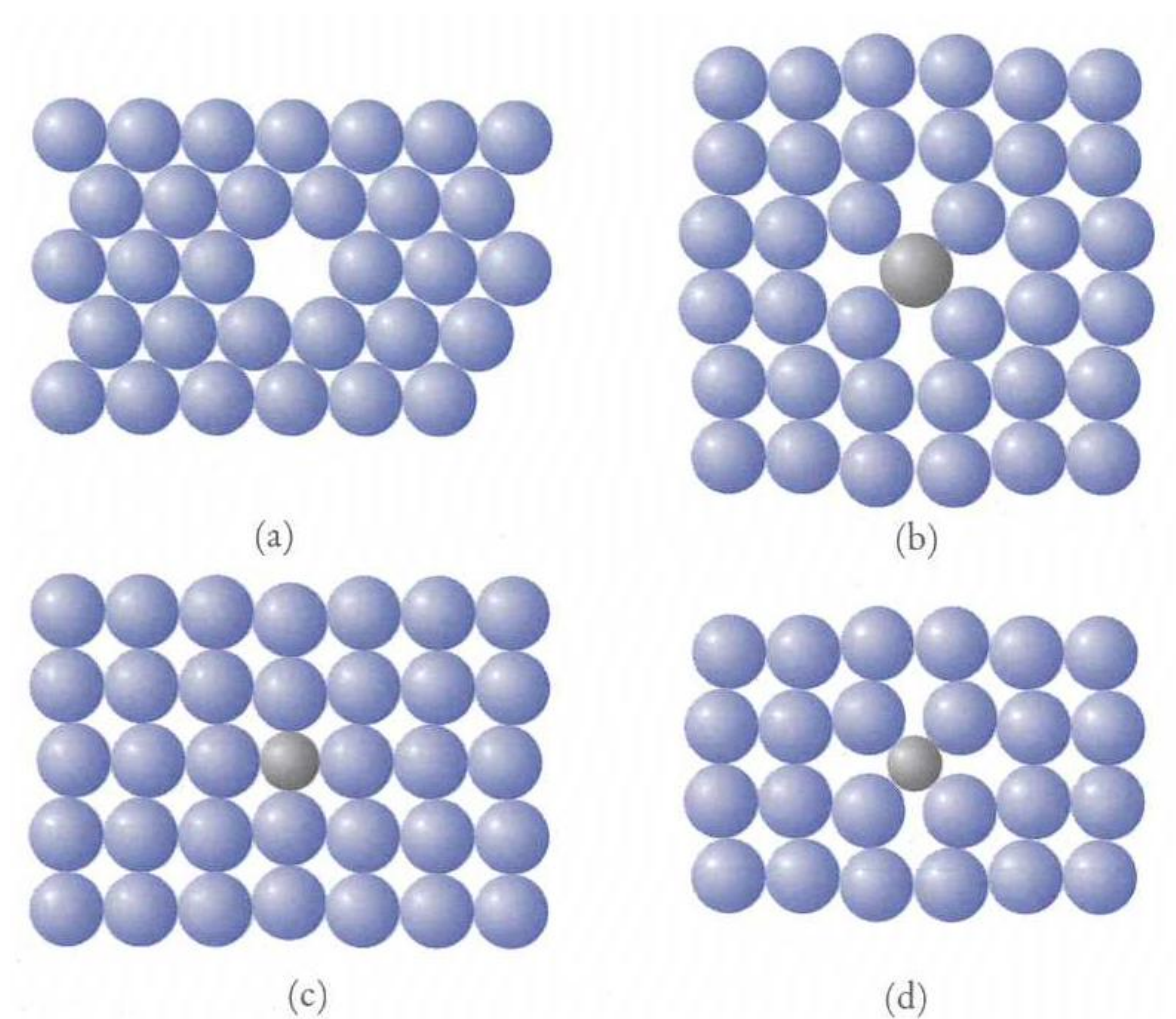
### IV.2.1 Les lacunes

Une lacune est tout simplement un atome manquant à un nœud du réseau cristallin (Figure IV.10a).

#### Concentration des lacunes

Dans un métal, le nombre  $n_l$  de lacunes en équilibre est fonction de la température suivant une loi d'Arrhenius :

$$n_l = N \exp\left(-\frac{Q_l}{kT}\right) \quad (\text{IV.7})$$



**Figure IV.10** – Principaux défauts ponctuels dans les cristaux : a) lacune ; b) autointerstitiel ; c) atome en solution solide de substitution ; d) atome en solution solide d'insertion.

où  $N$  est le nombre de nœuds du réseau,  $k$  la constante de Boltzmann,  $T$  la température absolue (en kelvin K) et  $Q_l$  l'énergie de formation d'une lacune (dans les métaux,  $Q_l \approx 1\text{eV} = 1.602 \cdot 10^{-19} \text{ J}$ ). La concentration de lacune peut être obtenue à partir de la formule.

$$c_l = \frac{n_l}{N} \quad (\text{IV.8})$$

**Remarque IV.3** *Les lacunes jouent un rôle majeur dans la diffusion à l'état solide, c'est-à-dire dans la possibilité de déplacement des atomes sur de longues distances dans un solide. Ce phénomène de diffusion est important sur le plan industriel, car il permet l'homogénéisation des structures de solidification qui présentent des hétérogénéités de composition et rend possible des transformations à l'état solide, comme la précipitation.*

## IV.2.2 Atomes interstitiels

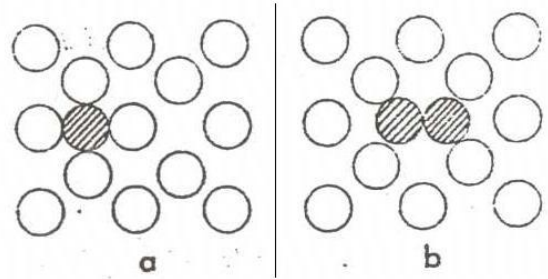
Les atomes autointerstitiels, atomes de même nature que les atomes de la matrice (Figure IV.10b) sont relativement peu nombreux, leur concentration reste toujours très faible : car les distorsions qu'il créent dans le réseau sont très fortes et, par conséquent, leur énergie de formation est élevée. Dans un métal, par exemple, l'énergie de formation d'un atome interstitiel est de l'ordre  $Q_i = 7$  eV.

Le nombre d'atomes autointerstitiels  $n_i$  est obtenu également à l'aide d'une loi d'Arrhenius :

$$c_i = \exp\left(-\frac{Q_i}{kT}\right) \quad (\text{IV.9})$$

avec  $c_i = n_i/N$  la concentration d'atomes autointerstitiels.

**Remarque IV.4** Dans les métaux de structure CFC ou CC, les autointerstitiels ne se trouvent pas simplement en insertion dans le réseau (Figure IV.11a). En réalité, il repousse un atome d'un site normal et la paire ainsi créée forme une petite "haltère" centrée sur ce site (Figure IV.11b).



**Figure IV.11** – Influence d'un atome autointerstitiel sur les atomes voisins.

## IV.2.3 Solutions solides

Un corps pur peut dissoudre, à l'état solide, une certaine proportion d'un autre corps ou d'un autre élément, selon la solubilité de l'un dans l'autre. On peut distinguer deux types de défauts qui découlent de tels mélanges (Figure IV.10c,d) :

**Solution solide de substitution (Figure IV.10c)** Les atomes étrangers, dans une solution solide de substitution, prennent place à des nœuds du réseau. Pour les métaux, les solutés ont une influence sur les propriétés mécaniques, c'est pour cela qu'on produit des alliages.

**Solution solide d'insertion (Figure IV.10d)** Les atomes étrangers, dans une solution solide d'insertion, trouvent leur place dans les sites définis par les atomes du réseau cristallins (Figure IV.10d). Le tableau IV.2 donne la taille des différents sites pour les structures CFC, HC et CC.

Le diamètre des atomes pouvant entrer en solution d'insertion doit être suffisamment petit pour être de l'ordre de grandeur des sites disponibles. Les atomes qui répondent à ces conditions sont :

- les atomes d'hydrogène ( $r = 0.046$  nm) ;
- les atomes de carbone ( $r = 0.077$  nm) ;
- les atomes d'oxygène ( $r = 0.060$  nm) ;
- les atomes d'azote ( $r = 0.071$  nm) ;
- parfois les atomes de bore ( $r = 0.091$  nm).

**Table IV.2** – Rayon ( $r_i$ ) des sites interstitiels dans les réseaux CFC, HC et CC en fonction du rayon ( $r$ ) des atomes du réseau

Structure	Nature du site	$r_i$
Structures compactes CFC et HC	Tétraédrique	$0.225r$
	Octaédrique	$0.414r$
Réseau CC	Tétraédrique	$0.291r$
	Octaédrique $\langle 100 \rangle$	$0.154r$
	$\langle 100 \rangle$	$0.633r$

**Remarque IV.5** *Le cas le plus intéressant sur le plan industriel est celui du carbone dans le fer, dont le mélange donne les aciers. Au-dessus de  $910^\circ\text{C}$ , le fer a structure CFC et, en-dessous une structure CC. A  $910^\circ\text{C}$ , le rayon atomique du fer est de 0.125 nm. Dans la structure CFC, le rayon du site octaédrique est donc de 0.052nm, et l'insertion d'un atome de carbone dans un tel site entraîne une légère dilatation du réseau dans toutes les directions. Dans la structure CC cependant, si, dans les directions  $\langle 110 \rangle$ , le site octaédrique a un rayon est de 0.079 nm, dans les directions  $\langle 100 \rangle$ , son rayon n'est que de 0.02 nm. L'introduction d'un atome de carbone, si elle n'engendre pas de distorsions dans les directions  $\langle 110 \rangle$ , en crée de très fortes selon les directions  $\langle 100 \rangle$ . C'est néanmoins le site octaédrique qui est occupé, car l'énergie totale de déformation est moindre dans ce cas que dans celui du site tétraédrique, où quatre atomes de fer doivent être déplacés de leur position d'équilibre. L'énergie de déformation du réseau CFC est moindre que celle du réseau CC. C'est ce qui explique que dans l'austénite  $\gamma$  (fer de structure CFC) la solubilité du carbone est plus grande que dans la ferrite  $\alpha$  (fer de structure CC) : elle est respectivement de 2.10% et 0.02% (pourcentage massique). Cette très grande variation de la solubilité du carbone dans les deux formes allotropique du fer (CFC et CC) a des conséquences industrielle très importantes : elles permet une modification considérable des propriétés mécaniques des aciers par traitements thermiques.*

#### IV.2.4 Diffusion des défauts ponctuels

Comme les atomes vibrent autour de leur position moyenne avec une fréquence  $\nu$  ( $\approx 10^{13}\text{s}^{-1}$ ), ils s'entrechoquent et les atomes voisins d'une lacune peuvent se déplacer sur le nœud laissé vide par lacune. Lors de ce déplacement, l'atome laisse son nœud initial vide, la lacune s'est donc déplacé d'un nœud. La probabilité de passage  $P_l$  d'un atome d'un nœud à nœud vide est :

$$P_l = \exp\left(-\frac{Q_l}{kT}\right) \quad (\text{IV.10})$$

où  $Q_l$  est l'énergie d'activation de la diffusion de lacune. Dans le cas d'un atome interstitiel substitution ou d'insertion, on peut écrire une expression similaire pour la probabilité de passage de ces défauts d'un site à un autre en changeant juste l'énergie

d'activation.

$$P_{int} = \exp\left(-\frac{Q_{int}}{kT}\right); \quad P_{sub} = \exp\left(-\frac{Q_{sub}}{kT}\right) \quad (\text{IV.11})$$

En règle générale l'énergie d'activation de diffusion des atomes interstitiels,  $Q_{int}$ , est inférieure à celles de la diffusion de lacunes,  $Q_l$ , et à celle de diffusion des atomes de substitution,  $Q_{sub}$  ( $Q_{int} \leq Q_l \leq Q_{sub}$ ).

A partir de cette expression, on peut montrer que le flux de défauts ponctuels  $J$  suit la loi de Fick.

### Première loi de Fick de la diffusion

Le flux de défauts à travers une surface est proportionnel au gradient de la concentration (de lacunes). Dans le cas d'un problème 1D, cela donne

$$J = -D \frac{dc}{dx} \quad (\text{IV.12})$$

où le coefficient de proportionnalité  $D$  est appelé coefficient de diffusion est il donnée par une loi d'Arrhénius

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right) \quad (\text{IV.13})$$

où  $D_0$  est un constante qui a pour unité le  $\text{m}^2\text{s}^{-1}$ .

**Remarque IV.6** *De plus, le coefficient de diffusion  $D$  peut dépendre de la contrainte, notamment de la pression, tel que*

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q + pV^*}{kT}\right) \quad (\text{IV.14})$$

où le volume d'activation  $V^*$  est un coefficient caractéristique du matériaux et du défaut qui est proportionnelle à un volume.

**Remarque IV.7** *Il est intéressant de noter que le coefficient diffusion augmente avec la température, donc que la vitesse moyenne des lacunes augmente également avec la température.*

**Règle IV.1** *La force à l'origine du déplacement des défauts ponctuels est proportionnelle au le gradient de concentration.*

*La vitesse de déplacement des défauts (leur dynamique) est contrôlée par la température et la contrainte. A basse température ( $T/T_f < 0.5$ ), la diffusion des défauts ponctuels est quasiment nulle alors qu'aux hautes températures ( $T/T_f > 0.9$ ), proches de la température de fusion  $T_f$ , elle est très active.*

⚠ Pour calculer ces rapports  $T/T_f$  il faut prendre les températures en kelvin.

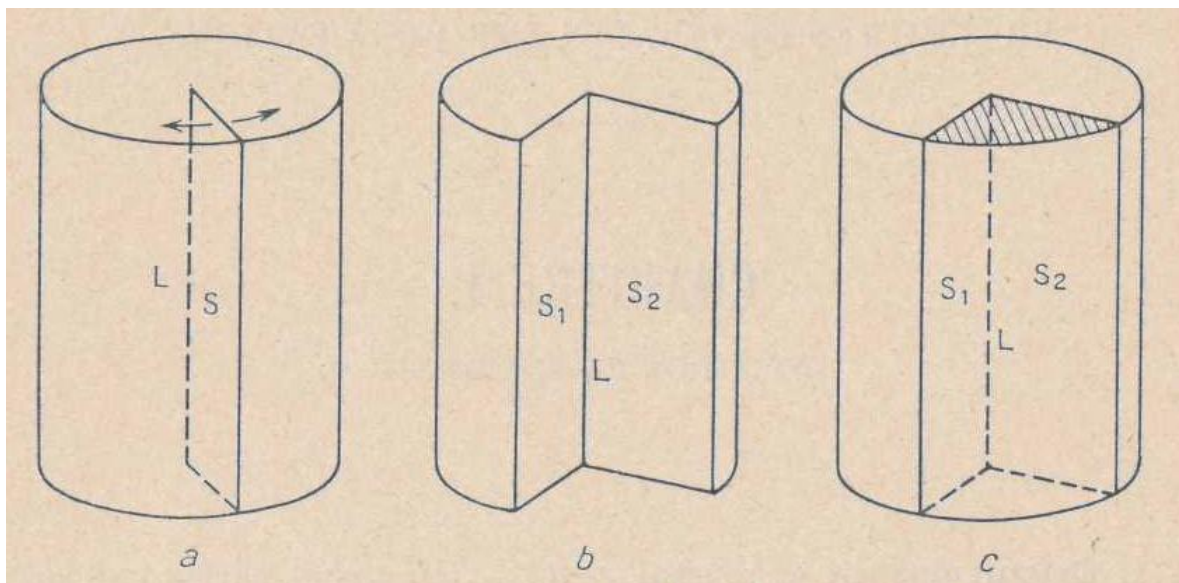
## IV.3 Défauts linéiques : les dislocations

Les défauts à une dimension, ou défauts linéaires, sont les dislocations. Il en existe deux types, dans les cristaux métalliques :

- la dislocation coin ;
- la dislocation vis.

### IV.3.1 Comment créer un défaut linéaire ?

Considérons un cylindre que nous supposons au repos : aucune contrainte interne n'a été introduite lors de sa fabrication et il n'est soumis à aucune contrainte extérieure (Figure IV.12). Nous le coupons suivant une surface radiale  $S$ . Nous écartons les lèvres  $S_1$  et  $S_2$  de la coupure et introduisons dans le vide ainsi créé un segment cylindrique du même milieu, hachuré sur la Figure IV.12c. Si nous recollons suivant les surface  $S_1$ ,  $S_2$ , le milieu élastique obtenu est soumis à des contraintes, même quand les contraintes externes sont supprimées. Nous les appellerons contraintes internes. La discontinuité élastique créée le long de la ligne  $L$  est une dislocation.



**Figure IV.12** – Création d'une ligne de dislocation.

La façon la plus générale de créer une ligne de dislocation de ce type s'obtient par la série d'opérations suivantes :

1. Couper le milieu suivant une surface  $S$  quelconque qui s'appuie sur une ligne  $L$  ;
2. Déplacer les lèvres  $S_1$  et  $S_2$  de la coupure l'une par rapport à l'autre, de façon quelconque ;
3. Remplir de matière le vide ainsi créé (ou enlever la matière en excès) ;
4. Recoller suivant  $S_1$  et  $S_2$  et supprimer les contraintes externes.

Une fois les contraintes externes relâchées, il persiste une contrainte interne qui présente une discontinuité le long de la ligne  $L$  d'appui de la surface  $S$ . La ligne de

dislocation ainsi créée est donc définie par sa position géométrique  $L$  et le déplacement relatif des lèvres.

Trois propriétés découlent immédiatement de ces opérations :

1. Une ligne de dislocation ne peut pas s'arrêter à l'intérieur d'un cristal. Elle doit se refermer sur elle-même ou aboutir à une autre imperfection : surface extérieure, joint de grain ou branchement sur d'autres dislocations.
2. Le déplacement qui définit la dislocation a même valeur tout le long de la ligne.
3. Tout déplacement peut s'analyser comme un mouvement de corps rigide (3 translations  $\vec{u}_T$  et 3 rotations  $\theta_x, \theta_y, \theta_z$ ). On peut donc avoir des dislocations de translations, de rotation et leurs combinaisons. L'exemple de la figure IV.12 est une dislocation de rotation autour de l'axe de la ligne  $L$ .

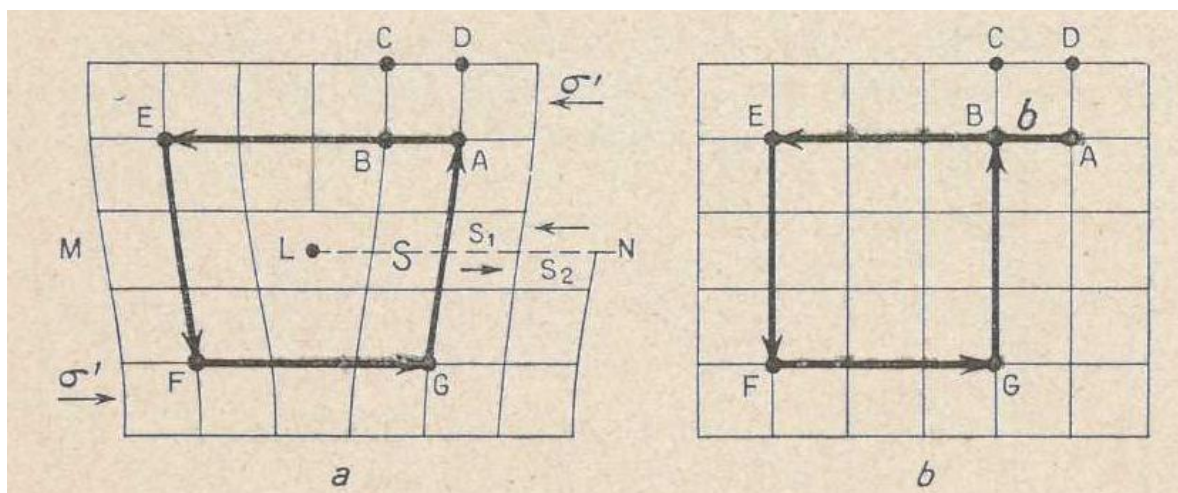
**Règle IV.2** Pour les cristaux, l'énergie nécessaire pour créer une dislocation dépend à la fois de la position du plan  $S$  et du déplacement relatif des lèvres  $\vec{u}_T$  et  $\theta_x, \theta_y, \theta_z$ . Il en découle pour des raisons énergétiques que :

- les dislocations sont contenues dans les plans denses du cristal;
- les dislocations sont exclusivement de type translation avec un vecteur déplacements  $\vec{u}_T$  correspondant aux directions denses des plans denses ( $\vec{u}_T \in S$  et  $\theta_x = \theta_y = \theta_z = 0$ ).

Sous ces conditions, les contraintes internes induites par la boucles de dislocations sont minimisées.

### IV.3.2 Le vecteur de Burgers

La Figure IV.13a représente une dislocation de translation  $L$  obtenue à partir d'un cristal parfait (cubique simple, Figure IV.13b), par une coupure  $S$  et un cisaillement relatif  $\vec{u}_T = \vec{AB}$  des deux lèvres  $S_1$  et  $S_2$ .



**Figure IV.13** – Dislocation de translation. Circuit de Burgers pour : a) cristal réel ; b) un cristal parfait.

A assez grande distance de la dislocation  $L$ , le cristal n'est que faiblement déformé, et l'on peut établir une correspondance entre les nœuds du cristal réel et leurs

homologues du cristal parfait ; c'est-à-dire qu'à partir de trois points ABC dans le cristal réel et de leurs homologues dans le cristal parfait, on peut définir sans ambiguïté tout point voisin tel que D. Toute région où une telle corrélation locale est possible sera dénommée zone de "bon cristal". Le centre  $L$  de la dislocation, où cette opération n'est pas possible, sera une zone de "mauvais cristal".

Partant d'un point tel que A et opérant de proche en proche, on peut ainsi repérer tout point M situé dans du bon cristal. Mais si l'on considère un circuit AEFGBA fermé autour d'une zone de mauvais cristal (Figure IV.13a) alors le circuit correspondant AEFGB dans le cristal parfait (Figure IV.13b) ne se referme pas. Le vecteur  $\overrightarrow{BA}$  qu'il faut ajouter au circuit dans le cristal parfait pour le refermer sera évidemment indépendant de la forme et de la position du circuit, et égal au vecteur de Burgers de la dislocation  $\vec{b} = \pm \overrightarrow{AB}$ . Le circuit AEFGBA s'appelle le circuit de Burgers.

Dans les cristaux, une dislocation est caractérisée par son vecteur de Burgers  $\vec{b}$  qui correspond au défaut de fermeture du circuit de Burgers. qu'on aurait tracé autour de la dislocation, dans un plan perpendiculaire à celle-ci.

### IV.3.3 Les deux types de dislocations

Deux cas particuliers de dislocation rectilignes sont intéressants.

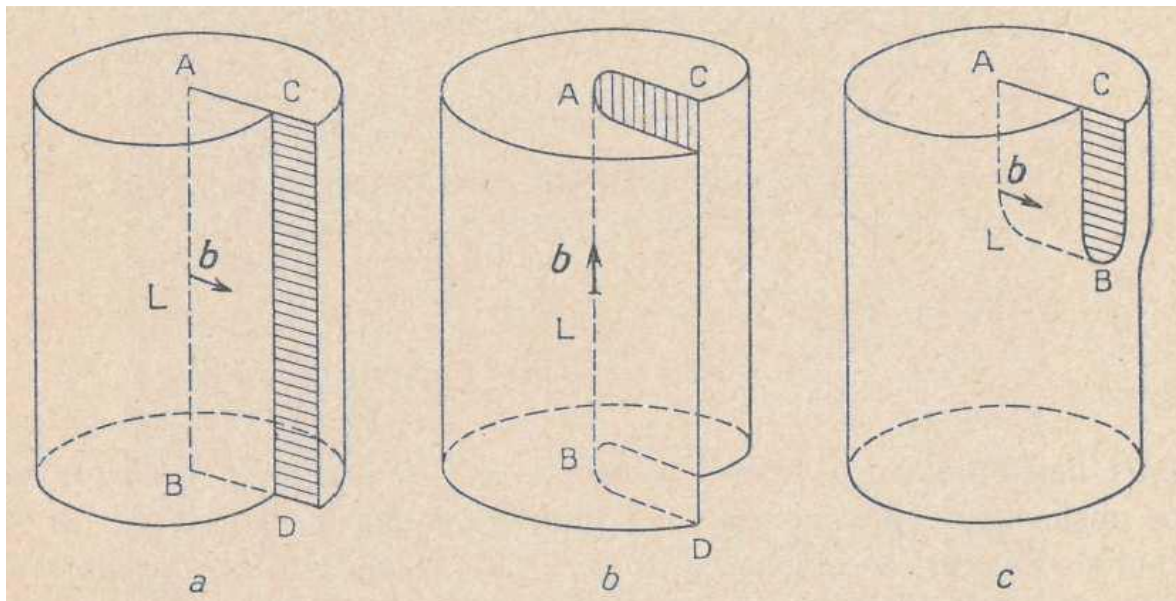
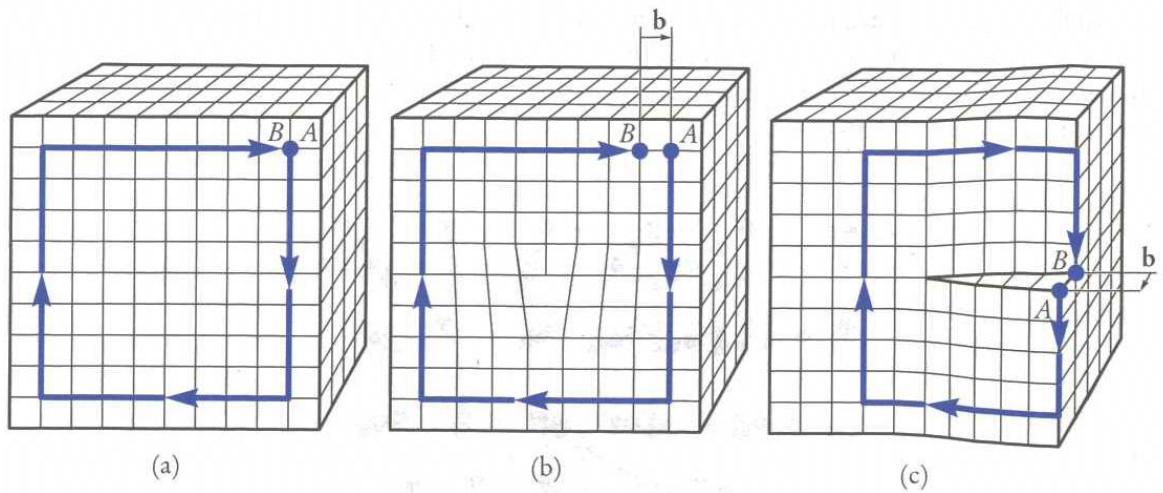


Figure IV.14 – a) Dislocation coin ; b) dislocation vis ; c) dislocation mixte.

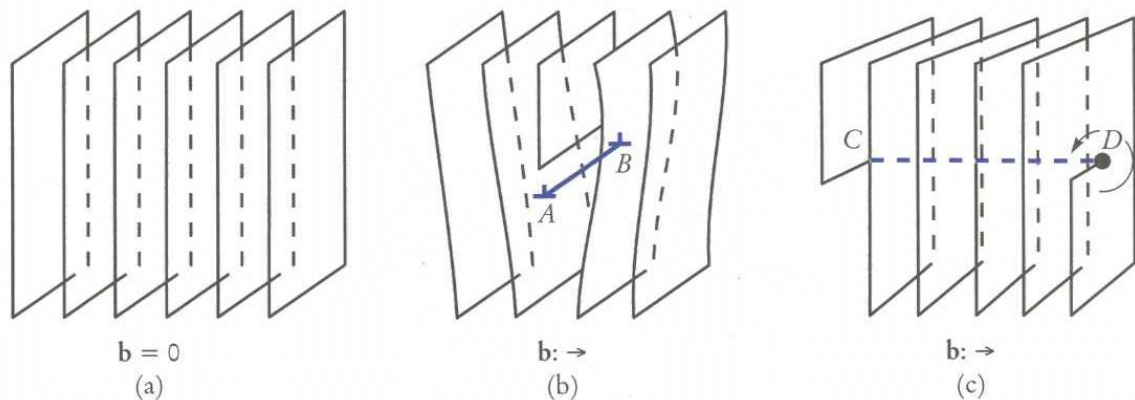
**Dislocation coin** Le vecteur de Burgers  $\vec{b}$  d'un dislocation-coin est perpendiculaire à la ligne de dislocation (Figure IV.15b). La grandeur et la direction du vecteur de Burgers sont indépendantes du circuit choisi, si ce circuit se referme sur lui-même en l'absence de dislocation. Étant la limite d'un plan incomplet du réseau, le vecteur  $\vec{b}$  ne peut prendre que les longueurs correspondant à des distances entre deux nœuds du réseau cristallin.

**Dislocation vis** Elle est le résultat d'un cisaillement du réseau, parallèlement à la ligne de dislocation. Son vecteur de Burgers  $\vec{b}$  est parallèle à la ligne de

dislocation comme le montre le circuit de Burgers de la Figure IV.15c. Les plans atomiques perpendiculaires à la ligne de dislocation sont alors transformés en pas de vis qui s'enroule de façon continue autour de l'axe de  $L$  d'où le nom de la dislocation vis (Figure IV.16c).

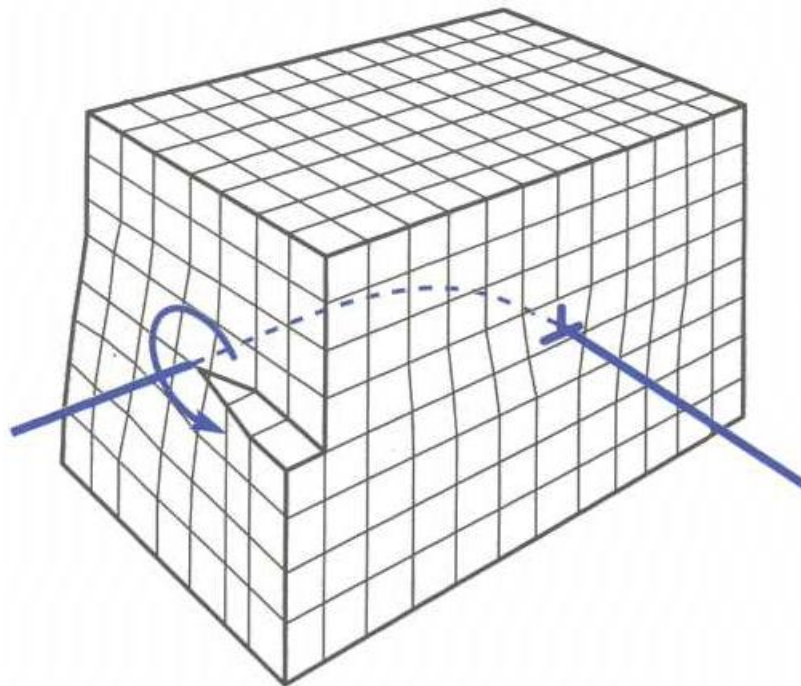


**Figure IV.15** – Détermination du vecteur de Burgers : a) dans un cristal parfait, le circuit de Burgers se referme ; b) autour d'une dislocation-coin, le même circuit aboutit au point  $B$ , et le défaut de fermeture  $AB$  est le vecteur de Burgers, perpendiculairement à la ligne de dislocation ; c) le défaut de fermeture  $BA$  autour d'une dislocation-vis est parallèle à la ligne de dislocation.



**Figure IV.16** – Comparaison entre les dispositions des plans cristallins : a) dans un cristal parfait ; b) autour d'une dislocation-vis ; c) autour d'une dislocation-vis.

Dans les cristaux réels, les dislocations ne sont pas rectilignes car elles forment le plus souvent des boucles. Or le vecteur de Burgers doit être le même tout au long de la ligne de dislocation. Par conséquent, en règle générale le long d'une dislocation, il y a des segments vis et coin mais également des segments de dislocation mixte (Figures IV.14c et IV.17).



**Figure IV.17** – Segment de dislocation. Tout le long de la dislocation, le vecteur de Burgers est orienté selon la direction  $\langle 100 \rangle$

#### IV.3.4 Le réseau de dislocation de Frank

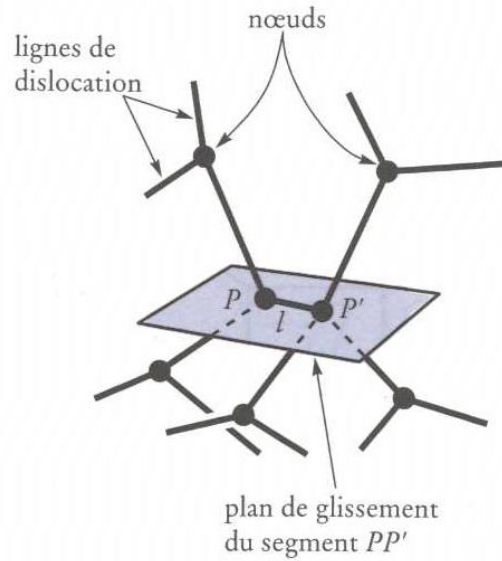
En pratique un cristal non déformé (après solidification) présente un grand nombre de dislocations, même si le refroidissement est extrêmement lent. Par convention, on caractérise la densité de dislocations  $\Lambda$  (se prononce “lambda”) dans un cristal par la longueur totale de dislocations par unité de volume.  $\Lambda$  s’exprime donc en mètre par mètre cube donc en  $[\text{m}^{-2}]$ .

Même les cristaux les plus parfaits contiennent de  $10^2$  à  $10^3$  cm de dislocations par  $\text{cm}^3$  (soit 1 à 10 m de dislocations par  $\text{cm}^3$  de cristal). En générale, la plupart des cristaux métalliques non déformés contiennent de  $10^6$  à  $10^7$  cm de dislocations par  $\text{cm}^3$  (soit 10 à 100 km de dislocations par  $\text{cm}^3$  de cristal!!!). Ces dislocations forment un réseau tridimensionnel appelé *réseau de Frank* (Figure IV.18); les divers segments de dislocations convergent vers des nœuds. Pour former ces nœuds, il suffit que la somme des vecteurs de Burgers des trois ligne de dislocation arrivant à ce nœuds soit nulle. Donc si les dislocations sont réparties au hasard ainsi que leur vecteur de Burgers, elles tendrons probablement vers un réseau à trois dimensions dont toutes les mailles ont à peu près la même taille  $l \approx 1/\sqrt{\Lambda}$ .

#### IV.3.5 Déplacement des dislocations

##### Glissement planaire

Le champ de contrainte exerce sur une ligne de dislocation une cission  $\tau$  qui peut l’amener à glisser dans son système de glissement qui est défini par le plan dense contenant la ligne de dislocation, appelé plan de glissement, et par le vecteur de Burgers,



**Figure IV.18** – Réseau de Frank dans un cristal. Le segment de dislocation  $PP'$  est ancré aux nœuds  $P$  et  $P'$ .

appelé direction de glissement.

**Définition IV.1** *Système de glissement* Un système de glissement, noté  $(hkl)[uvw]$ , est l'association d'un plan de glissement de normale,  $(hkl)$  ou  $\vec{n}$ , avec une direction de glissement,  $[uvw]$  ou  $\vec{m}$ . La direction de glissement appartient toujours au plan de glissement donc on a toujours  $(\vec{n} \perp \vec{m})$  :

$$\vec{n} \cdot \vec{m} = 0 \quad (\text{IV.15})$$

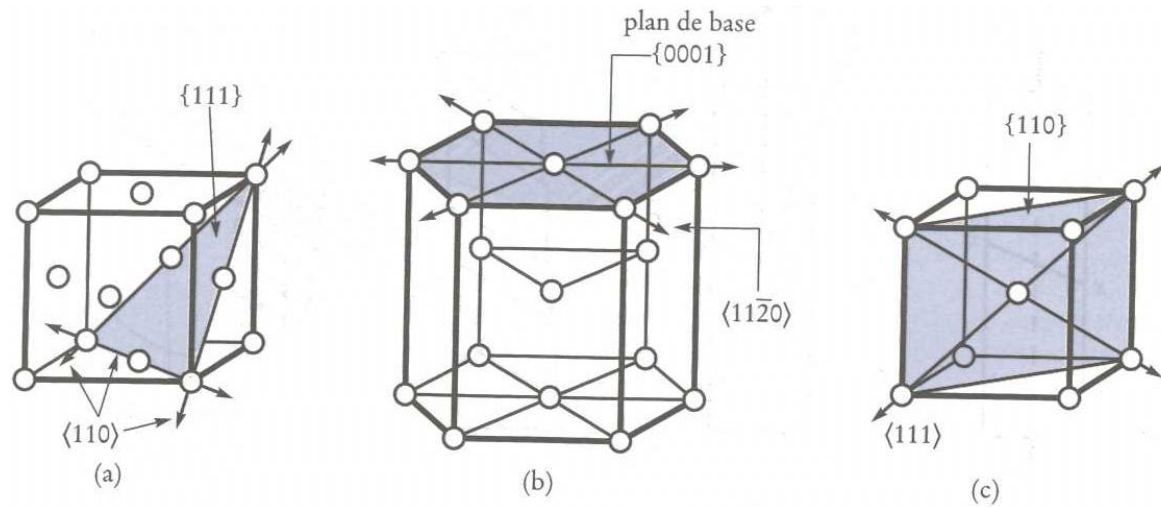
⚠  $\vec{n}$  et  $\vec{m}$  doivent être exprimés dans une base orthonormée..

D'après la règle IV.2, les lignes de dislocation se situent dans les plans denses et les vecteurs de Burgers sont alignés avec les directions denses. Par conséquent, il existe un nombre réduit de systèmes de glissement activables dans les cristaux métalliques (Tableau IV.8 et Figure IV.19). Le nombre et la nature des systèmes de glissement dépendent exclusivement de la structure cristalline.

**Table IV.3** – Systèmes de glissements dans les métaux.

Structure cristalline	Nombre de de glissement	Plans de glissement	Direction de glissement
CFC	24	$\{111\}$	$\langle 110 \rangle$
CC	24	$\{011\}$ et $\{0\bar{1}1\}$	$\langle 111 \rangle$
HC	3, 6 ou 12	$\{0001\}$ , $\{10\bar{1}0\}$ et $\{10\bar{1}\bar{1}\}$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$

**Remarque IV.8** Dans le tableau les plans de glissement sont définis par leur famille, il en est de même pour les directions. Pour trouver les systèmes de glissement associés,



**Figure IV.19** – Systèmes de glissements dans les structures cristallines : a) CFC ; b) HC ; c) CC.

il convient de lister dans un premier temps tous les plans de glissement. Puis, de définir les directions de glissement acceptable pour chaque plan, c'est-à-dire telles que  $\vec{n} \cdot \vec{m} = 0$ .

**Remarque IV.9** Pour toutes les structures HC, la direction la plus dense est  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  et le plan le plus dense est le plan de base (0001). Les systèmes glissement contenant ce plan sont appelés systèmes de glissement basales. Lorsque le rapport  $c/a$  caractéristique de la structure HC diminue alors la densité des plans secondaires prismatiques  $\{10\bar{1}0\}$  et des plans pyramidaux  $\{10\bar{1}1\}$  augmente et l'on peut observer du glissement dans ces plans.

La cission  $\tau$  à l'origine du glissement dans un système de glissement est proportionnelle à la contrainte appliquée et au facteur d'origine géométrique  $\mathcal{S}$  appelé facteur de Schmid.

**Règle IV.3** Règle de Schmid Le (ou les) système(s) de glissement le(s) plus actif(s) dans un métal est celui qui a le facteur de Schmid  $\mathcal{S}$  le plus élevé. Il est défini pour un système de glissement  $(hkl)[uvw]$  et pour sollicitation de traction dans la direction  $\vec{n}_f$  ( $\|\vec{n}_f\| = 1$ ) par

$$\mathcal{S} = \left| \left( \vec{n}_f \cdot \frac{\vec{n}}{\|\vec{n}\|} \right) \left( \vec{n}_f \cdot \frac{\vec{m}}{\|\vec{m}\|} \right) \right| \quad (\text{IV.16})$$

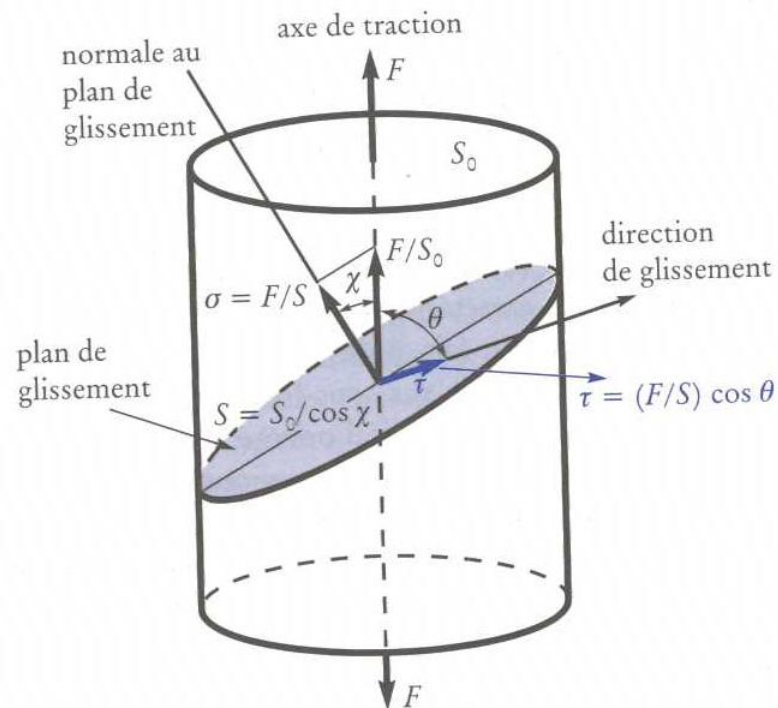
où  $\vec{n}$ ,  $\vec{m}$  et  $\vec{n}_f$  sont exprimés dans la même base orthonormée.

Un raisonnement géométrique simple permet de déterminer le facteur de Schmid à partir de deux angles  $\chi$  et  $\theta$

$$\mathcal{S} = |\cos \theta \cdot \cos \chi| \quad (\text{IV.17})$$

où  $\theta$  est l'angle formé par la direction de glissement et l'axe de traction et  $\chi$  l'angle formé par la normale au plan de glissement et l'axe de traction (Figure IV.20).

Il est important de noter que le facteur de Schmid  $\mathcal{S}$  est compris entre 0 et 0.5.



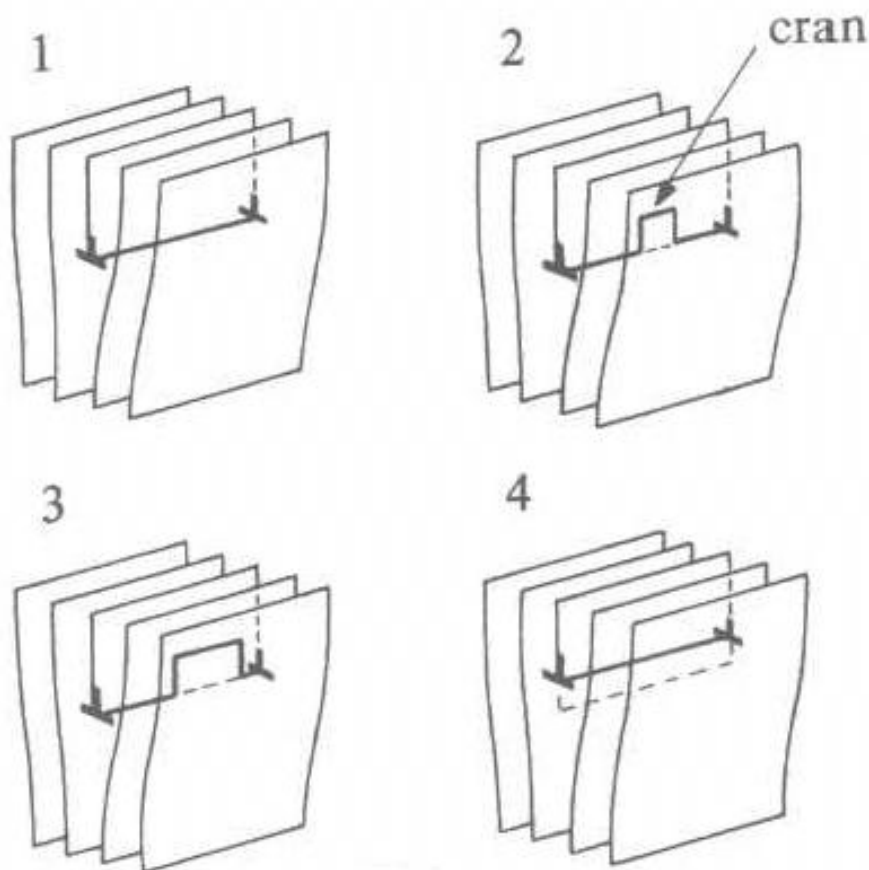
**Figure IV.20** – Orientation d'un système de glissement par rapport à l'axe de traction.

### Montée

Outre le glissement, une ligne de dislocation peut se déplacer perpendiculairement à un plan de glissement, ce phénomène est dénommé “*montée*”. Contrairement au glissement, la montée est donc un déplacement difficile. Elle ne peut se produire que sous l’action de fortes contraintes, ou bien assez lentement pour être aidée par la diffusion des lacunes rendu possible à haute température.

La figure IV.21 représente schématiquement le mécanisme par lequel les dislocations coins peuvent monter à l’aide des lacunes. La diffusion d’une lacune sur la ligne de dislocation coin provoque un déplacement perpendiculairement à son plan de glissement (formation d’un cran, Figure IV.21). Sous certaines conditions, le cran peut s’élargir le long de la ligne pour faire monter la dislocation d’un plan atomique. Ce phénomène permet au dislocation-coin d’éviter les obstacles à hautes température.

Comment se fait-il que les lacunes soient attirées par les dislocations-coin ? Comme la montre la figure IV.15, il y a une zone comprimée autour d’une dislocation coin qui attire les lacunes.

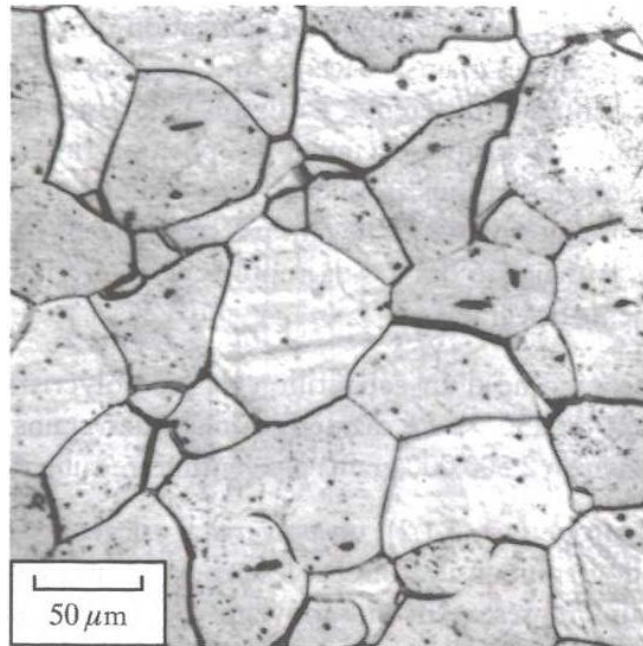


**Figure IV.21** – Mécanisme de montée de dislocation par diffusion de lacune.

## IV.4 Défauts surfaciques

### IV.4.1 Les joints de gains

Dans un polycristal, les frontières entre les cristaux (appelés aussi grains) sont des défauts surfacique (2D) appelés joints de grains (Figure IV.22). L'orientation cristalline diffère de part est d'autre du joint de grain.

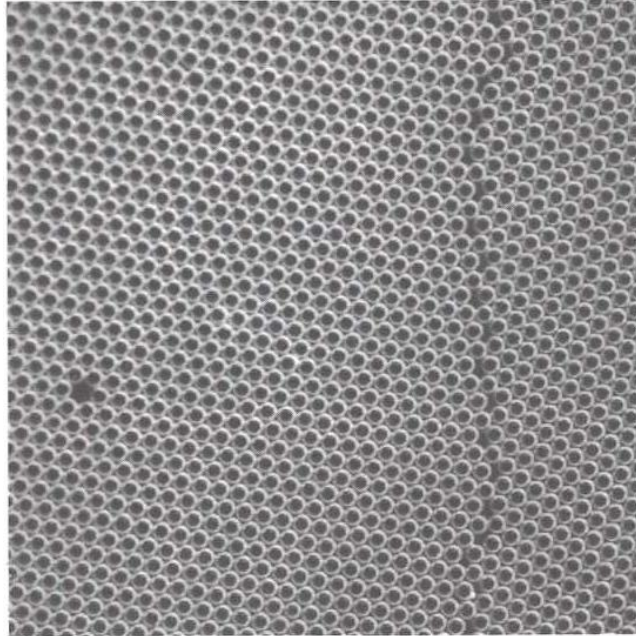


**Figure IV.22** – Micrographie d'un échantillon de Fer polycristallin. Les tâches noires à l'intérieur des grains sont des inclusions non métalliques (sulfures et oxydes).

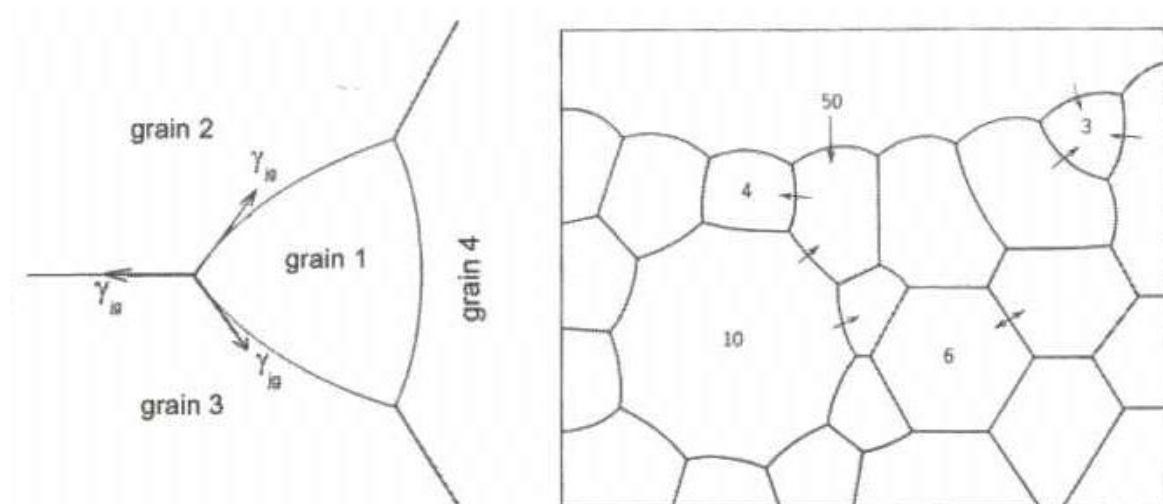
Dans les joints, les atomes occupent des positions intermédiaires entre les nœuds des réseaux adjacents, sans que les liaisons atomiques soient rompues. L'épaisseur d'un tel joint est de deux à trois distances interatomiques.

#### a) Déplacement des joints de grains

Au voisinage des joints de grains le cristal subi une déformation élastique qui dépend de la courbure du joint. Les atomes qui se trouvent du côté concave du joints de grain sont en compression donc ils ont tendance à sauter dans le grain voisin par diffusion. Ces sauts d'atomes de part et d'autre des joints courbes ont comme conséquence la migration de ces joints vers leur centre de courbure. Ce phénomène étant contrôlé par la diffusion des atomes à travers le joint ne se produit qu'à haute température, il est mis à profit dans le traitement thermique de recristallisation. Globalement au niveau d'un polycristal, les plus petits grains sont concaves donc ils ont tendance à disparaître et les plus gros grains à croître (Figure IV.24).



**Figure IV.23** – Représentation bidimensionnelle d'un joint de grains dans un réseau de bulles. On note la présence d'un lacune à gauche de la photo.



**Figure IV.24** – Courbure des joints de grains et migrations des joints vers leur centre de courbure (les flèches indique le sens de migration des joints de grains).

### IV.4.2 Joint de macle et faute d'empilement

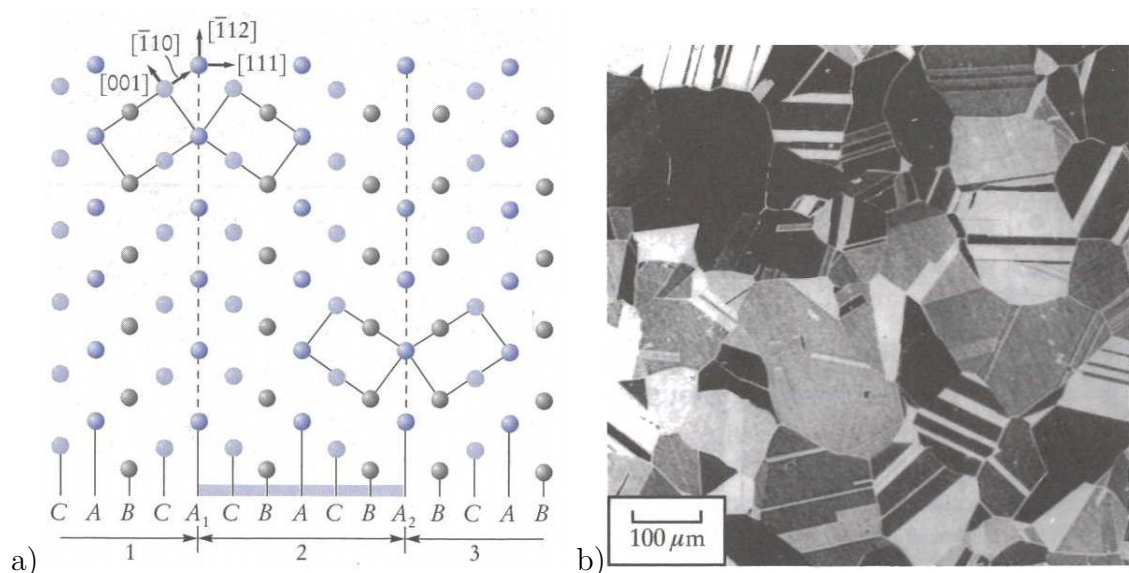
Dans les structures compactes CFC et HC, il existe des anomalies dans les modes d'empilement des plans atomiques. Un ensemble de deux plans successifs CFC et HC pris isolément possède la même structure et les anomalies n'apparaissent que si on considère un ensemble de plus de deux plans.

Dans un réseau CFC, l'ordre d'empilement des plans compacts est théoriquement ABCABC...

**Définition IV.2 (Faute d'empilement)** Une faute d'empilement sera constituée par une séquence anormale comme par exemple ABCABABC...

**Définition IV.3 (Joint de macle)** Il arrive qu'une partie la structure ABCABCABC... saute à la structure symétrique ABCACBACB... Le plan A est le plan de macle ou joint de macle et la partie maclée du cristal CBACB... est l'image miroir de la partie non maclée, le pan de maclage faisant de plan de symétrie.

La figure IV.25a représente deux plans de maclage ( $A_1$  et  $A_2$ ) délimitant une zone maclée (région 2) dans la structure CFC, la figure IV.25b est une micrographie d'un laiton  $\alpha$  (alliage Cu-Zn) présentant des macles, lignes rectilignes à l'intérieur des grains. Ici, les différentes portions des grains maclés ne réfléchissent pas la lumière de la même façon (différences de teintes), car, de part et d'autre de la macle, l'orientation cristallographique du plan poli n'est pas la même, et l'importance de l'attaque chimique dépend de cette orientation.



**Figure IV.25** – a) Représentation schématique d'une macle dans le réseau CFC. Le plan de la figure est le plan (110). Les plans  $A_1$  et  $A_2$  sont les plans de maclage. b) Micrographie d'un échantillon de laiton. A l'intérieur des grains, les bandes de différentes nuances de gris sont des zones maclées.

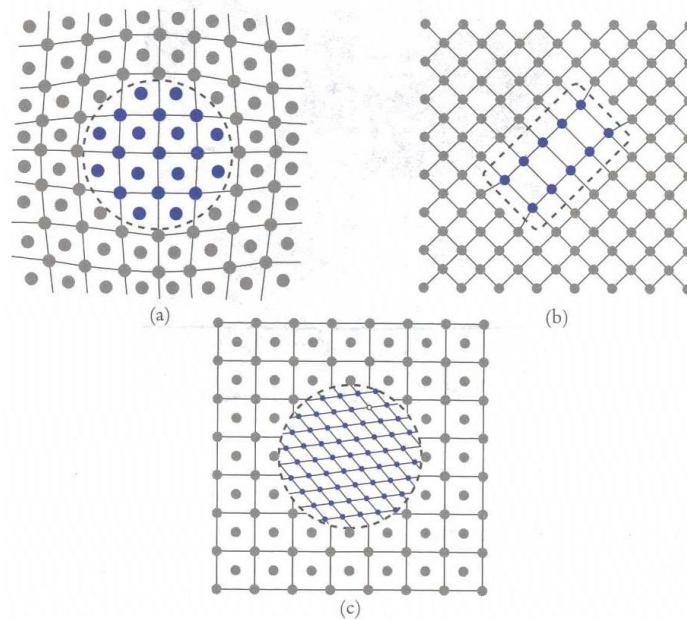
## IV.5 Défauts volumiques : les précipités

On a un défaut à trois dimensions quand une partie du cristal est remplacée par un volume d'un composé différent (précipité ou inclusion) ou du vide (cavité).

### IV.5.1 Précipité ou inclusion

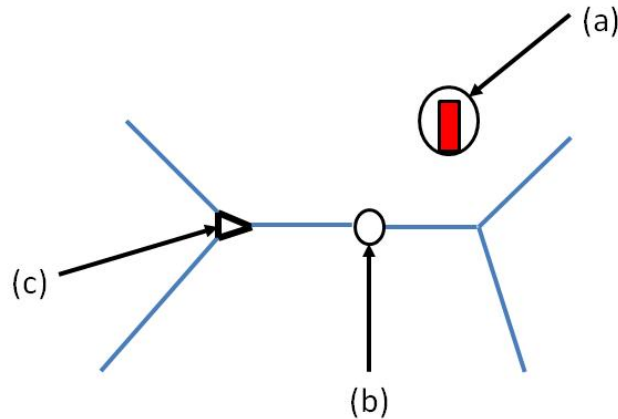
Lorsqu'une partie du cristal est remplacé par volume d'un composé différent ; la différence de nature chimique peut ou non être accompagnée de différences cristallographiques. La partie étrangère du cristal est soit un précipité, soit une inclusion. Les précipités sont de petites particules de seconde phase qui se sont formées entre le métal de base et un élément d'alliage. Les inclusions sont des "saletés" dans le métal, qui proviennent de son élaboration à l'état liquide ; ce sont le plus souvent des oxydes, des sulfures ou des silicates.

La figure IV.26 représente schématiquement divers types de précipités. Les précipités cohérents (Figure IV.26a) sont ceux qui présentent une continuité cristallographique avec la matrice. Les réseaux cristallins de la matrice et des précipités sont identiques, mais leur paramètres de maille peuvent être légèrement différents. Cela entraîne des distorsions élastique à l'interface matrice-précipité. Les précipité semi-cohérents (Figure IV.26b) ne présentent de cohérence cristallographique avec la matrice que sur certains plans, les précipités incohérents (Figure IV.26c) n'ont aucune relation cristallographique avec la matrice. Les inclusions sont toujours incohérentes. La taille des précipités et la distance entre eux ont une très grandes influence sur les propriétés mécaniques.



**Figure IV.26** – Représentations schématiques de précipités dans les solides cristallins : a) précipité cohérent avec distorsion du réseau due à une variation de volume ; b) précipité semi-cohérent ; c) précipité incohérent.

### IV.5.2 Les cavités



**Figure IV.27** – Différents site d’amorçage de cavités : a) cavité ronde autour d’une inclusion ; b) cavité ronde sur un joint de grain ; c) cavité en coin au niveau d’un point triple.

Suite à la solidification ou un chargement, des cavités peuvent se former. Elles prennent généralement naissance sur des inclusions, des joints de grains ou au niveau des points triples des joints de grains (Figure IV.27). Elles ont un rôle important sur la résistance à la rupture des métaux. Sous l’action d’une contrainte suffisante, on peut avoir croissance des cavités jusqu’à la formation d’une fissure ; on peut avoir également une nucléation de nouvelles cavités.

**Règle IV.4** *L’art de l’ingénieur en matériaux et du métallurgiste réside dans leur connaissance et leur compréhension des structures atomiques et de leurs défauts. Il doivent pouvoir en tirer le meilleur parti possible, afin d’utiliser les éléments mis à leur disposition pour contrôler la microstructure d’une manière rationnelle et optimale pour répondre aux besoins.*

### Pour en savoir plus

Pour en savoir plus sur les défauts dans les métaux, consulter les ouvrages de référence :

- J.-P. Baïlon & J.-M. Dorlot (2000) *Des Matériaux (3<sup>e</sup> édition)* (620.112 BAI)
- J. P. Mercier, G. Zambelli & W. Kurz (2002) *Traité des matériaux 1 : Introduction à la science des matériaux (3<sup>e</sup> édition)*. Presses Polytechnique et Universitaires Romandes (620.11 TRA)
- M. F. Ashby & D. R. H. Jones (2008) *Matériaux : 2. Microstructures, mise en œuvre et conception (3<sup>e</sup> édition)*. Dunod (620.11 ASH)
- J. Philibert, A. Vignes, Y. Bréchet & P. Combrade (2002). *Métallurgie. Du minéral au matériau*. Dunod (669 MET)
- J. Barralis & G. Maeder (2005) *Précis Métallurgie : élaboration, structures-propriétés, normalisation*. Afnor : Nathan (669 BAR)

---

# Chapitre -V-

## Plasticité des métaux

---

### Table des Matières

---

<b>V.1</b>	<b>Plasticité des solides isotropes : approche macroscopique .</b>	<b>114</b>
V.1.1	Essais uniaxiaux . . . . .	114
V.1.2	Surface seuil : critère de plasticité . . . . .	121
<b>V.2</b>	<b>Plasticité cristalline : approche microscopique . . . . .</b>	<b>128</b>
V.2.1	Essai de traction sur un monocristal . . . . .	128
V.2.2	Mécanisme de création de boucles de dislocation . . . . .	130
V.2.3	Mécanismes de durcissement . . . . .	135

---

### Objectifs

- Déterminer la déformation plastique associée à un point de la courbe de traction.
- Identifier les paramètres matériaux d'érouissage.
- Utiliser une fonction seuil pour tracer le comportement élastoplastique uniaxial des métaux.
- Vérifier si un état de contrainte appartient au domaine élastique.
- Déterminer la vitesse de déformation viscoplastique.
- Connaître les différents mécanismes de durcissement des alliages.
- Connaître les processus physique pour débloquent les dislocations.

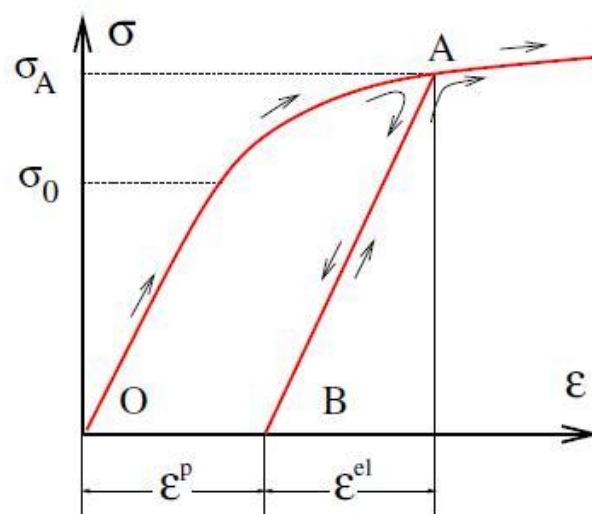
Les matériaux qui sont “plastiques” au sens du mécanicien se caractérisent par leur bonne ductilité, c’est à dire une aptitude à se déformer beaucoup avant rupture, propriété qui permet leur mise en forme par déformation. Si l’on excepte les pièces obtenues par fonderie ou par métallurgie des poudres, la plupart des pièces métalliques sont en effet mises en forme par déformation : laminage pour obtenir une tôle, emboutissage pour passer d’une tôle plane à une forme plus complexe (une aile de voiture par exemple), extrusion, usinage... Cette mise en forme est synonyme de déformations résiduelles permanentes. Ces déformations permanentes sont recherchées dans certains cas (il est préférable qu’après emboutissage une aile de voiture garde sa forme déformée plutôt que de revenir à sa forme initiale), ou évitées dans d’autres cas (il est préférable qu’une fois construites, les structures en service restent dans le domaine élastique). Le présent chapitre est consacré à l’étude de ces déformations permanentes ou plastiques sous deux aspects :

- L’aspect phénoménologique permettant de décrire le comportement plastique des structures.
- L’aspect microscopique permettant de décrire les mécanismes physiques à l’origine de la plasticité.

## V.1 Plasticité des solides isotropes : approche macroscopique

### V.1.1 Essais uniaxiaux

#### V.1.1.1 Déformation plastique



**Figure V.1** – Essai d’érouissage montrant le comportement élasto-plastique d’un alliage métallique.

Lors d’un essai d’érouissage en traction si les courbes de charge-décharge coïncident, le milieu est élastique. Dans le cas contraire il est anélastique. Après

décharge complète, il subsiste une déformation résiduelle. Cette déformation résiduelle est permanente dans le cas des métaux, tant que l'application d'une contrainte ne vient pas la perturber. La déformation au point A se décompose donc en une partie  $\varepsilon^e$  récupérable par décharge (d'où le nom de partie élastique de la déformation) et une partie  $\varepsilon^p$  qui subsiste après décharge, c'est la partie plastique de la déformation (Figure V.1) :

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p \quad (\text{V.1})$$

**Remarque V.1** La décomposition de la déformation totale en somme d'une déformation élastique et une déformation plastique n'est valable que pour la déformation vraie  $\varepsilon = \ln(l/l_0)$ . Toutefois, elle est couramment utilisée avec les déformations ingénieurs  $\varepsilon = \Delta l/l_0$  à la condition que la déformation totale reste faible ( $\varepsilon \lesssim 10\%$ ).

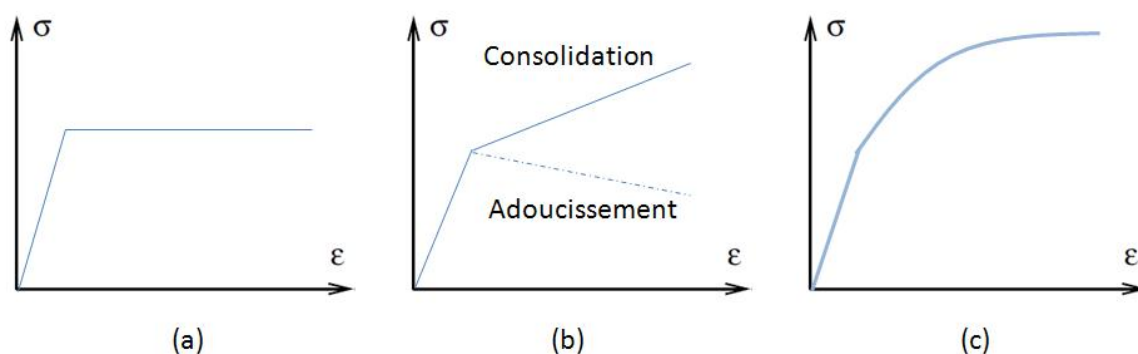
La déformation élastique peut être évaluée à l'aide de la loi de Hooke :

$$\sigma = E\varepsilon^e \quad \Rightarrow \quad \varepsilon^e = \frac{\sigma}{E} \quad (\text{V.2})$$

en déduit donc la valeur de la déformation plastique

$$\varepsilon^p = \varepsilon - \frac{\sigma}{E} \quad (\text{V.3})$$

### V.1.1.2 Ecouissage



**Figure V.2** – Courbe de traction monotone : a) comportement élasto-plastique parfait, b) comportement élasto-plastique avec écouissage linéaire (positif et négatif), c) comportement élasto-plastique avec écouissage non-linéaire.

Lors de l'essai de traction lorsque la contrainte atteint la limite d'élasticité  $R_e$ , une perte de linéarité est observée. Si la contrainte n'évolue pas lorsque la déformation augmente, le comportement mécanique est qualifié de "plastique parfait", l'écouissage est nul. Au contraire, si la contrainte continue à évoluer avec la déformation, le matériau s'écrouit. L'écouissage peut être linéaire ou non-linéaire (Figure V.2). Si le matériau se consolide, on parle d'écouissage positif, par contre si le matériau s'adoucit l'écouissage est alors négatif.

Pour décrire l'écrouissage d'une courbe de traction monotone, la limite d'élasticité  $R(\varepsilon^p)$  peut être paramétrée par la déformation plastique  $\varepsilon^p$ . Les trois lois d'écrouissage les plus classiques sont :

**Plasticité parfaite :**

$$R(\varepsilon^p) = R_e \quad (\text{V.4})$$

**Écrouissage linéaire :**

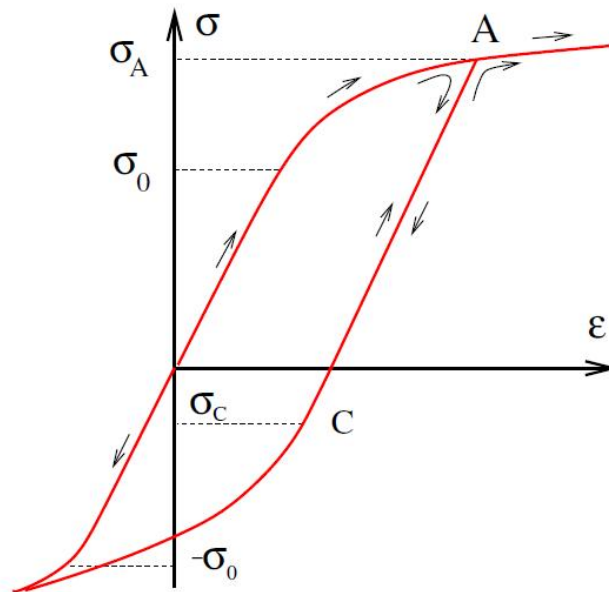
$$R(\varepsilon^p) = R_e + h\varepsilon^p \quad (\text{V.5})$$

**Écrouissage non-linéaire :**

$$R(\varepsilon^p) = R_e + Q [1 - \exp(-b\varepsilon^p)] \quad (\text{V.6})$$

Dans la pratique, on peut décrire n'importe quelles courbes de traction en combinant un écrouissage linéaire avec un ou plusieurs écrouissages non-linéaires.

### V.1.1.3 Effet Bauschinger



**Figure V.3** – Essai charge/décharge montrant l'effet Bauschinger.

**Remarque V.2** Quand on effectue un essai de compression à partir de l'état naturel sans contrainte (à partir du point O sur la figure V.3), on observe en général une limite élastique identique en traction et en compression. En revanche si l'on déforme le matériau plastiquement puis qu'on le décharge (à partir du point A) et que l'on prolonge la décharge par application d'une compression, on observe souvent une dissymétrie de la limite d'élasticité en compression par rapport à sa valeur en traction : c'est l'effet Bauschinger ( $\sigma_C \neq -\sigma_A$ ).

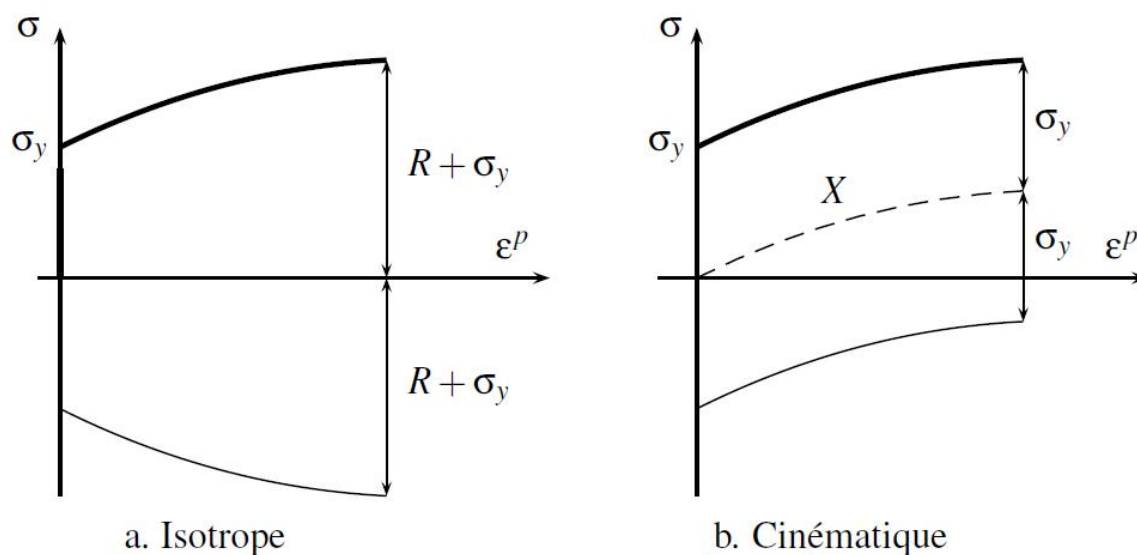


Figure V.4 – Illustration des deux types d'écrouissage.

Pour décrire l'effet Bauschinger, on introduit deux types d'écrouissage (Figure V.4) :

**Écrouissage isotrope** : correspond à l'accroissement du domaine élastique de  $2R$  symétriquement à l'axe  $\sigma = 0$ .

**Écrouissage cinématique** : correspond au déplacement du domaine élastique dans l'espace des contraintes, c'est-à-dire que le milieu du domaine élastique  $X$  évolue au cours de la déformation.

**Remarque V.3** *Il est important de noter que ces définitions ne sont valables que dans le cas de chargements uniaxiaux. Ces notions seront enrichies dans la suite de ce chapitre.*

#### V.1.1.4 Critère de plasticité

La description de l'écrouissage, par une fonction de la déformation plastique  $R(\varepsilon^p)$  n'est valable que pour décrire un chargement monotone. Pour des chargements plus compliqués avec des charges et des décharges, on introduit une fonction seuil  $f(\sigma, p)$  qui dépend de la contrainte  $\sigma$  et de la déformation plastique cumulée  $p$ . Le déformation plastique cumulée est la somme des valeurs absolues des déformations plastiques en compression  $\varepsilon_-^p$  et en traction  $\varepsilon_+^p$  telle que

$$p = |\varepsilon_+^p| + |\varepsilon_-^p| \quad (\text{V.7})$$

Elle ne peut que augmenté :  $\dot{p} \geq 0$ .

L'intérêt de la fonction seuil  $f(\sigma, p)$  est de décrire l'écrouissage et l'écoulement plastique aussi bien en compression qu'en traction. Les conditions d'écoulement plastique s'écrivent donc :

— domaine élastique :

$$f(\sigma, p) < 0 \quad \Rightarrow \dot{\varepsilon} = \frac{\dot{\sigma}}{E} \quad (\text{V.8})$$

— décharge élastique :

$$f(\sigma, p) = 0 \text{ et } \dot{f} < 0 \quad \Rightarrow \quad \dot{\varepsilon} = \frac{\dot{\sigma}}{E} \quad (\text{V.9})$$

— écoulement plastique :

$$f(\sigma, p) = 0 \text{ et } \dot{f} = 0 \quad \Rightarrow \quad \dot{\varepsilon} = \frac{\dot{\sigma}}{E} + \dot{\varepsilon}^p \quad (\text{V.10})$$

### Loi de normalité

L'écoulement plastique peut être décrit de façon concise par la règle de normalité :

$$\dot{\varepsilon}^p = \dot{p} \frac{\partial f}{\partial \sigma}, \quad f(\sigma, p) \leq 0, \quad \dot{p} \geq 0, \quad f \cdot \dot{p} = 0 \quad (\text{V.11})$$

### Exemples de fonctions seuils

**Elasto-plasticité parfaite :**

$$f(\sigma, p) = |\sigma| - R_e \quad (\text{V.12})$$

**Ecrouissage isotrope**

$$f(\sigma, p) = |\sigma| - R_e - R_0(p) \quad (\text{V.13})$$

avec  $R_0(p)$  une fonction linéaire ou non-linéaire de  $p$ .

**Ecrouissage cinématique**

$$f(\sigma, p) = |\sigma - X| - R_e \quad (\text{V.14})$$

où  $X(\varepsilon^p)$  est solution de l'équation  $\dot{X} = g(X)\dot{\varepsilon}^p$  avec  $g(X)$  une fonction de  $X$ .

#### V.1.1.5 Effet de la vitesse de chargement

La courbe de traction des alliages métallique dépend de la vitesse de sollicitation, en particulier la limite d'élasticité  $R_e$  et l'écrouissage (Figure V.5). On parle alors de comportement viscoplastique. La viscoplasticité est modélisée en autorisant la contrainte à dépasser le seuil de plasticité, alors la vitesse de déformation plastique est donnée par la loi de Norton

$$\dot{\varepsilon}^{vp} = \left( \frac{f(\sigma, p)}{K} \right)^n \quad \text{si } f(\sigma, p) > 0 \quad (\text{V.15})$$

où  $K$  et  $n$  sont des paramètres matériaux et  $f(\sigma, p)$  est la fonction seuil défini précédemment.

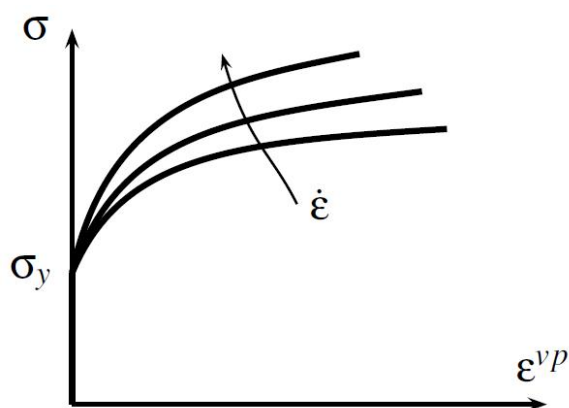


Figure V.5 – Influence de la vitesse de chargement.

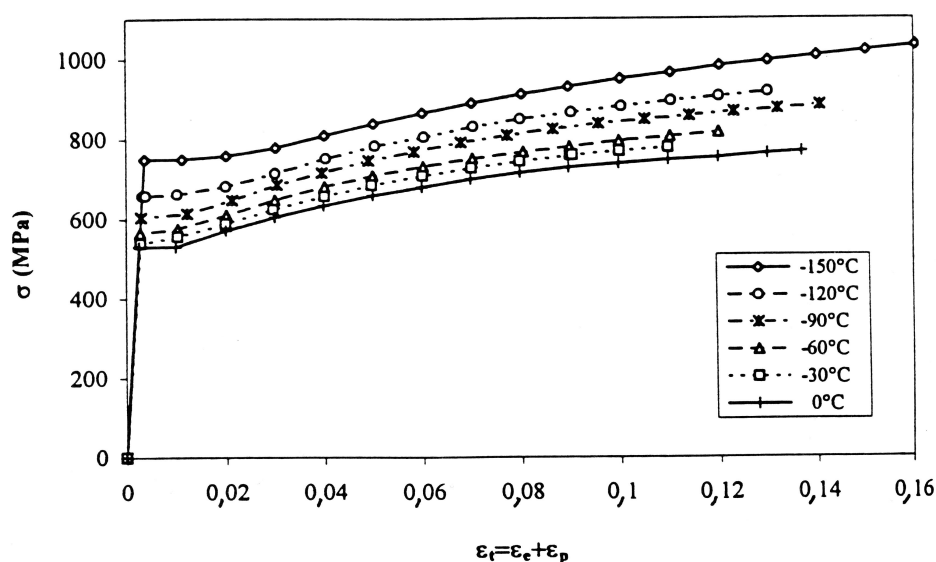


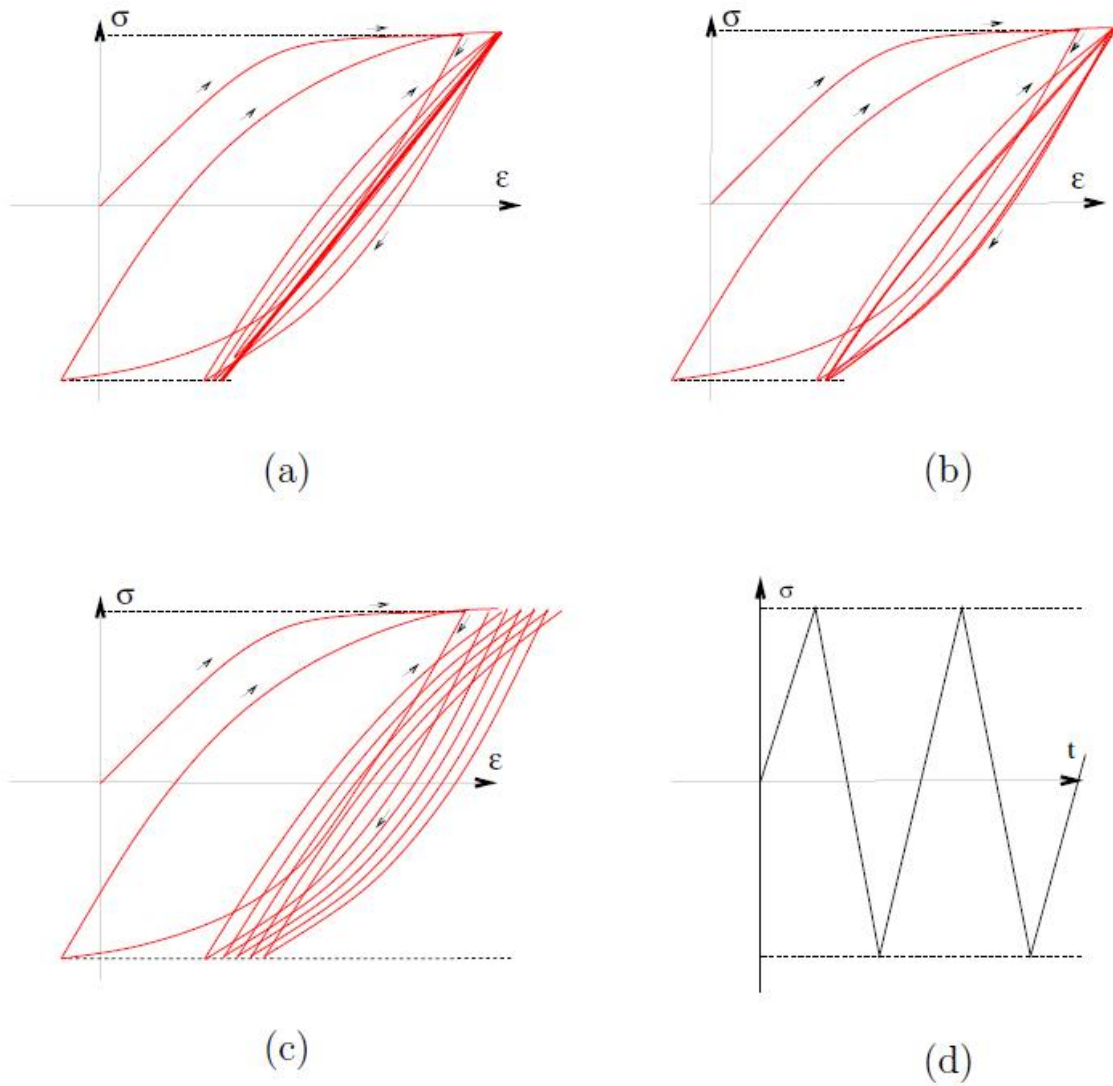
Figure V.6 – Influence de la température sur le comportement en traction d'un acier faiblement allié.

### V.1.1.6 Effet de la température

Tous les coefficients caractéristiques (limite d'élasticité, paramètre d'écrouissage) sont susceptibles de dépendre de la température. Les dépendances se définissent en général par des tables, après examen du comportement isotherme. Dans certains cas, lorsque les mécanismes physiques sont bien définis, il est possible de préciser explicitement l'influence de la température. La loi la plus couramment utilisée pour cela est la loi d'Arrhenius. Elle est valide en fluage. Elle introduit une énergie d'activation thermique  $Q$ , et  $R$ , constante des gaz parfaits (le rapport  $Q/R$  est homogène à une température), et indique que plus la température est élevée pour une charge donnée, plus la vitesse de déformation est grande :

$$\dot{\epsilon}^p = \dot{\epsilon}_0^p \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (\text{V.16})$$

## V.1.1.7 Essais cycliques



**Figure V.7** – Essai cyclique : a) adaptation ; b) accommodation ; c) rochet ; d) : chargement appliqué.

On impose à l'éprouvette un trajet de chargement périodique comme représenté sur la figure V.7d. Cet essai permet de mettre en évidence (cf figure V.7) :

- a) **L'adaptation** Le comportement est alors celui d'un solide élastique à une déformation résiduelle près. Le cycle décrit par les points  $(\sigma, \epsilon)$  se réduit à une portion de courbe sans épaisseur.
- b) **L'accommodation** Le trajet parcouru à chaque cycle par les points  $(\sigma, \epsilon)$  se stabilise sur une courbe fermée mais la boucle ainsi formée a une aire non nulle.
- c) **le rochet** Augmentation de la déformation résiduelle à chaque cycle jusqu'à la rupture.

## V.1.2 Surface seuil : critère de plasticité

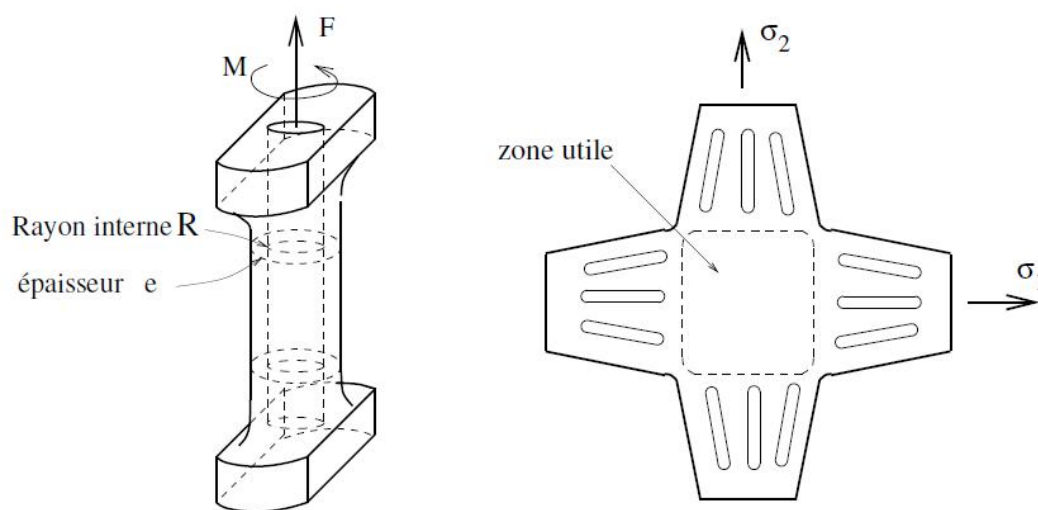
Les états de contrainte que l'on rencontre dans les structures sont le plus souvent multiaxiaux. Il faut donc adapter les notions dégagées à partir des essais uniaxiaux à ces états multiaxiaux.

### V.1.2.1 Surface seuil initiale

#### a) Aspects expérimentaux

La première de ces notions utiles est celle de limite d'élasticité ou de seuil de plasticité (selon que l'on se place du point de vue du régime de l'élasticité qui finit ou de celui de la plasticité qui commence). Dans l'espace des contraintes (espace de dimension 6) le seuil de plasticité se traduit par une surface. L'intérieur du domaine délimité par cette surface correspond au régime élastique et on l'appelle domaine d'élasticité du matériau, la surface elle-même correspond à l'apparition de la plasticité et on l'appelle surface seuil de plasticité.

Nous nous intéressons dans cette section à la surface initiale de plasticité sur laquelle se produit la première plastification lorsqu'on charge le matériau à partir de l'état sans contrainte  $\underline{\sigma} = \underline{0}$ . Pour déterminer la forme de cette surface il faut effectuer des essais multiaxiaux : aux cours desquels plusieurs composantes du tenseur des contraintes sont pilotées.



**Figure V.8** – Exemples d'éprouvette pour des essais biaxiaux. A gauche : traction-torsion. A droite : traction biaxiale.

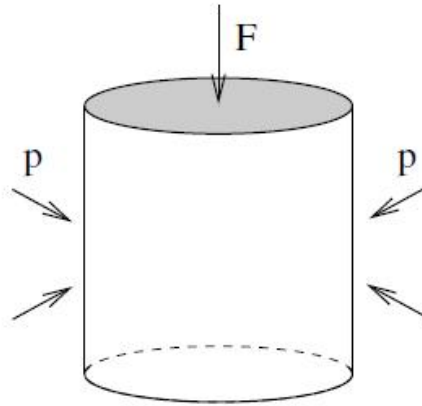
Les essais multiaxiaux les plus courants sont des essais biaxiaux (deux contraintes principales non nulles) effectuées sur éprouvettes minces. L'essai de traction-torsion effectué sur un tube mince (figure V.8) permet d'imposer dans la zone utile de l'éprouvette un état de contrainte de la forme :

$$\underline{\sigma} = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \tau \\ 0 & \tau & \sigma = \frac{F}{2\pi Re} \end{pmatrix}_{(\vec{e}_r, \vec{e}_\theta, \vec{e}_z)}, \quad \text{avec } \sigma = \frac{F}{2\pi Re} \text{ et } \tau = \frac{M}{2\pi R^2 e} \quad (\text{V.17})$$

L'état de contrainte que l'on peut imposer lors d'un essai de traction biaxiale sur une éprouvette plane et mince (figure V.8) est de la forme :

$$\underline{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}_{(\vec{e}_x, \vec{e}_y, \vec{e}_z)} \quad (\text{V.18})$$

Les essais sur éprouvettes minces sont limités par le phénomène de flambement (instabilité en compression) qui impose de travailler avec de faibles contraintes de compression.



**Figure V.9** – Essai dit “triaxial”.

Il existe peu d'essais réellement triaxiaux où les trois contraintes principales sont pilotées indépendamment. L'essai qui s'en approche le plus en mécanique des sols (où il est appelé “essai triaxial”) est un essai de compression sous pression latérale de confinement qui permet d'imposer un état de contrainte de la forme :

$$\underline{\sigma} = \begin{pmatrix} -p & 0 & 0 \\ 0 & -p & 0 \\ 0 & 0 & \sigma = \frac{F}{S} \end{pmatrix}_{(\vec{e}_x, \vec{e}_y, \vec{e}_z)} \quad (\text{V.19})$$

Quel que soit l'essai, le principe de la détermination de la surface seuil est schématisé sur la figure V.10. On effectue des trajets de chargement radiaux dans l'espace des contraintes pour déterminer la limite d'élasticité correspondante.

Les expériences de Bui dont nous allons présenter les résultats, ont été effectuées en mesurant  $R_{e0,2}$  au lieu  $R_e$ . Ces expériences de traction-torsion ont permis de tracer la surface seuil de plasticité d'un certain nombre de matériaux. La surface seuil du cuivre pur à 99.99% est représentée sur la figure V.11. Deux remarques immédiates peuvent être faites :

- L'état naturel sans contrainte  $\underline{\sigma} = \underline{\mathbf{0}}$ , est à l'intérieur du domaine initial d'élasticité.
- Le domaine d'élasticité est convexe : si deux états de contrainte  $\underline{\sigma}_1$  et  $\underline{\sigma}_2$  sont dans le domaine d'élasticité, alors le segment joignant  $\underline{\sigma}_1$  à  $\underline{\sigma}_2$  est également dans le domaine d'élasticité.

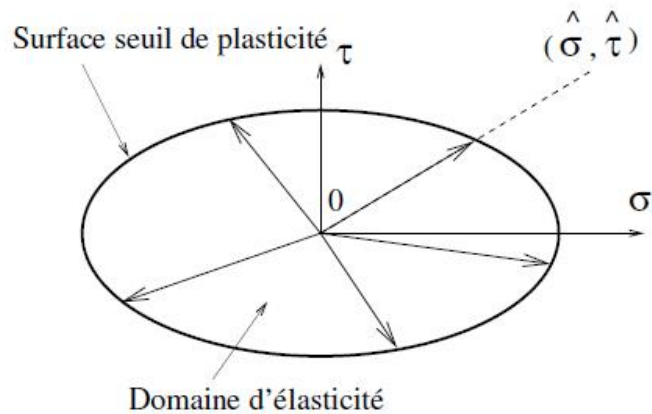


Figure V.10 – Principe de l'essai permettant la détermination de la surface seuil.

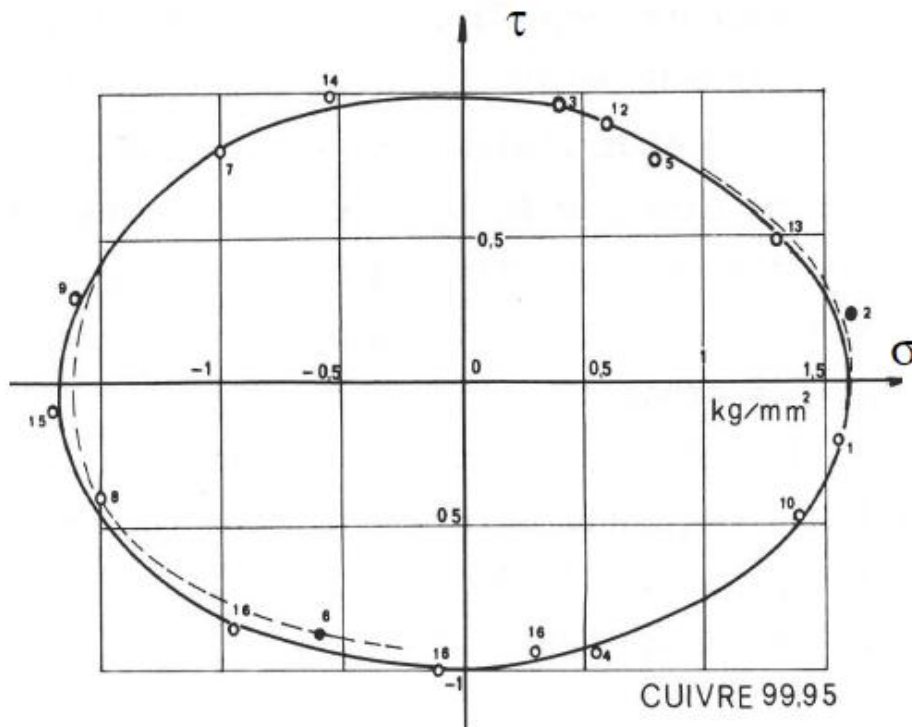


Figure V.11 – Essai de traction-torsion sur cuivre. Surface seuil initiale. En trait plein la surface seuil prédite par le critère de von Mises.

### b) Critères de plasticité

Dans le cas particulier du cuivre (figure V.11) il semble que la surface seuil initiale ait la forme d'une ellipse dans le plan  $(\sigma, \tau)$ . Nous allons examiner si cette forme est décrite par les critères courants de plasticité. Pour les métaux, sensibles au cisaillement, les deux critères les plus courants sont les critères de Tresca et de von Mises.

**Critère de Tresca** il correspond au critère de cisaillement maximale. C'est-à-dire que la plasticité démarre dans le plan où la contrainte de cisaillement est

maximal. Il peut s'écrire sous la forme

$$f(\underline{\sigma}) = \sup_{1 \geq i, j \geq 3} \left| \frac{\sigma_i - \sigma_j}{2} \right| - R_e^{trac} \quad (\text{V.20})$$

où les  $\sigma_i$  (et  $\sigma_j$ ) sont les valeurs propre du tenseur des contrainte et  $R_e^{trac}$  est la limite d'élasticité en traction.

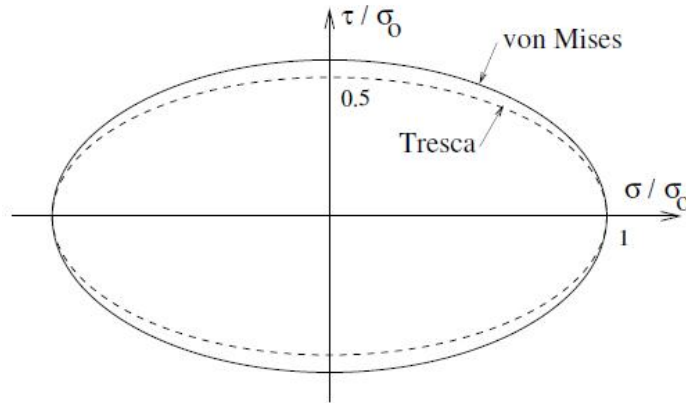
**Critère de von Mises** il est construit à partir d'une norme du déviateur des contrainte  $\underline{s}$ , que l'on appelle contrainte équivalente de von Mises  $\sigma_{eq}$ .

$$f(\underline{\sigma}) = \sigma_{eq} - R_e^{trac} \quad (\text{V.21})$$

avec

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{s} : \underline{s}}, \quad \underline{s} = \underline{\sigma} - \sigma_m \underline{I}, \quad \sigma_m = \frac{1}{3} \text{Tr} \underline{\sigma} \quad (\text{V.22})$$

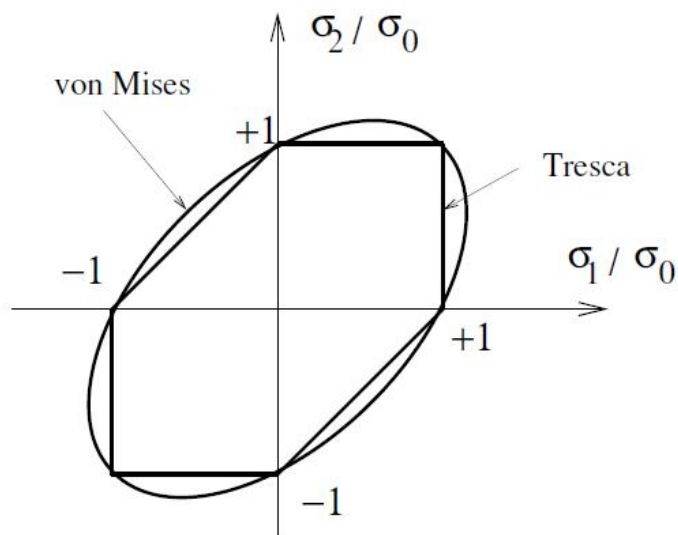
En effet la plupart des métaux sont essentiellement sensibles au cisaillement. Or l'information sur le cisaillement est contenue dans le déviateur des contraintes.



**Figure V.12** – Comparaison des surfaces seuil prédites par les critères de Tresca et de von Mises pour des essais de traction-torsion.

Examinons quelles sont leurs prédictions respectives dans le cas de l'essai de traction-torsion. Dans les deux cas les surfaces des figures V.11 et V.12 sont des ellipses passant par le même point  $\sigma = R_e$  et  $\tau = 0$  en traction simple. Le rapport entre le grand axe et le petit axe de l'ellipse est 2 dans le cas de Tresca et  $\sqrt{3}$  dans le cas de von Mises. Les essais de Bui reproduits sur la figure V.11 montrent un rapport proche de  $\sqrt{3}$ . Les résultats expérimentaux sont donc mieux reproduits par le critère de von Mises. D'autres essais (également de traction-torsion) effectués par Taylor et Quinney sur différents métaux (Aluminium, cuivre et acier doux) vont dans le même sens. Les essais de traction biaxiale mettent en évidence une différence de forme très nette entre les deux critères (Figure V.13 : la surface seuil prédite par le critère de Tresca est une surface polygonale présentant des points anguleux, tandis que la surface prédite par le critère de von Mises est régulière. Outre sa meilleure adéquation aux résultats expérimentaux pour les métaux courants, le critère de von Mises est plus facile à mettre

en œuvre sur le plan numérique que le critère de Tresca. Dans la plus part des cas, c'est le critère de von Mises qui est utilisé.



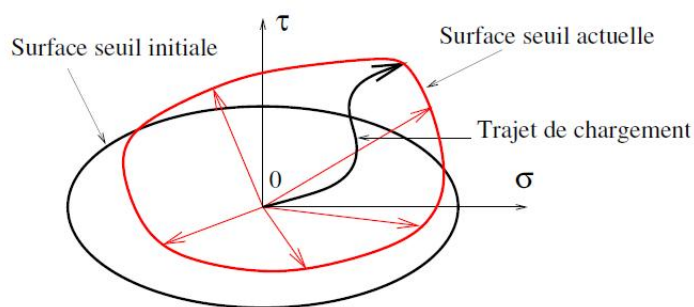
**Figure V.13** – Comparaison des surfaces seuil prédites par les critères de Tresca et de von Mises pour des essais de traction biaxiaux.

Un autre critère très répandu pour modéliser le comportement de métaux poreux (rendus sensibles à la pression à cause de leur porosité) est le critère de Gurson

$$f(\boldsymbol{\sigma}) = \left(\frac{\sigma_{eq}}{R_e}\right)^2 + 2p \cosh\left(\frac{3\sigma_m}{2R_e}\right) - 1 - p^2 \quad (\text{V.23})$$

où  $p$  désigne ici la porosité du matériau (fraction volumique de vide) et  $\cosh = (e^x + e^{-x})/2$  est la fonction cosinus hyperbolique. Pour  $p = 0$ , on retrouve le critère de von Mises.

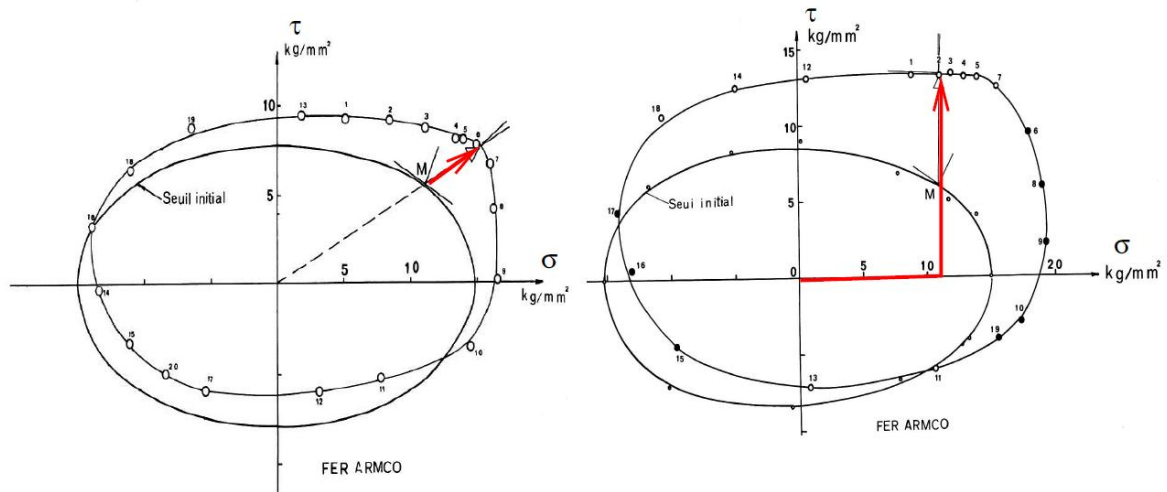
### c) Surface de seuil actuelle : écoulement



**Figure V.14** – Modification de la surface seuil après déformation hors du domaine d'élasticité initial.

Lorsqu'on continue la charge au-delà de la surface seuil initiale, le matériau se déforme plastiquement. Puis, si l'on décharge l'éprouvette, on revient en régime

élastique. On peut alors déterminer la nouvelle surface seuil de plasticité en renouvelant l'expérience décrite au paragraphe précédent (exploration de différentes directions de contrainte et arrêt dès la plasticité atteinte). Si cette nouvelle surface seuil est identique à la surface seuil initiale, le matériau est élastiquement parfait. En général cette nouvelle surface seuil, dite surface seuil actuelle, est différente de la surface initiale. Cette modification traduit l'érouissage du matériau. Elle dépend bien entendu du trajet de déformation parcouru hors du domaine d'élasticité initial.



**Figure V.15** – Essai de traction-torsion sur acier doux. Evolution de la Surface seuil pour deux histoires de chargement. a) Trajet de chargement purement radial; b) Le trajet de chargement consiste en une traction pure (inférieure à la limite élastique), suivie d'une torsion à force de traction constante.

La figure V.15, également tirée des travaux de Bui, présente l'évolution de la surface seuil d'un acier doux, pour deux trajets de chargement différents. Le premier trajet est purement radial, comme ceux employés pour la détermination de la surface seuil initiale, mais le chargement a été poursuivi au-delà de la limite d'élasticité. Le second trajet n'est pas radial et consiste en une traction simple (suivant l'axe horizontal) suivi d'une torsion à force de traction constante (portion verticale). La surface seuil actuelle est différente dans les deux cas ce qui confirme le rôle essentiel du trajet de chargement. En particulier, si l'on aboutit au même état de contrainte par deux trajets de chargement différents, les surfaces seuil en cet état de contrainte seront différentes. Les modifications subies par la surface seuil peuvent être classées en trois catégories :

- Modification de taille : on observe un gonflement de la surface seuil.
- Translation : le centre du domaine d'élasticité se déplace. Ce déplacement est à l'origine de l'effet Bauschinger : par exemple la surface seuil actuelle de la figure V.15b présente une limite d'élasticité en compression inférieure (en valeur absolue) à la limite d'élasticité initiale en compression.
- Distorsion ou changement de forme de la surface seuil. Initialement elliptique, la surface seuil présente un point plus ou moins anguleux dans la direction de chargement. Cet effet est encore plus net lorsque le trajet de chargement est unidirectionnel et sort beaucoup du domaine d'élasticité initial, comme l'illustre la figure V.16 qui présente différentes surfaces seuil pour l'Aluminium en compression.

La modification de la taille de la surface seuil correspond à l'écroutissage isotrope alors que son changement de forme et son déplacement correspondent à l'écroutissage cinématique.

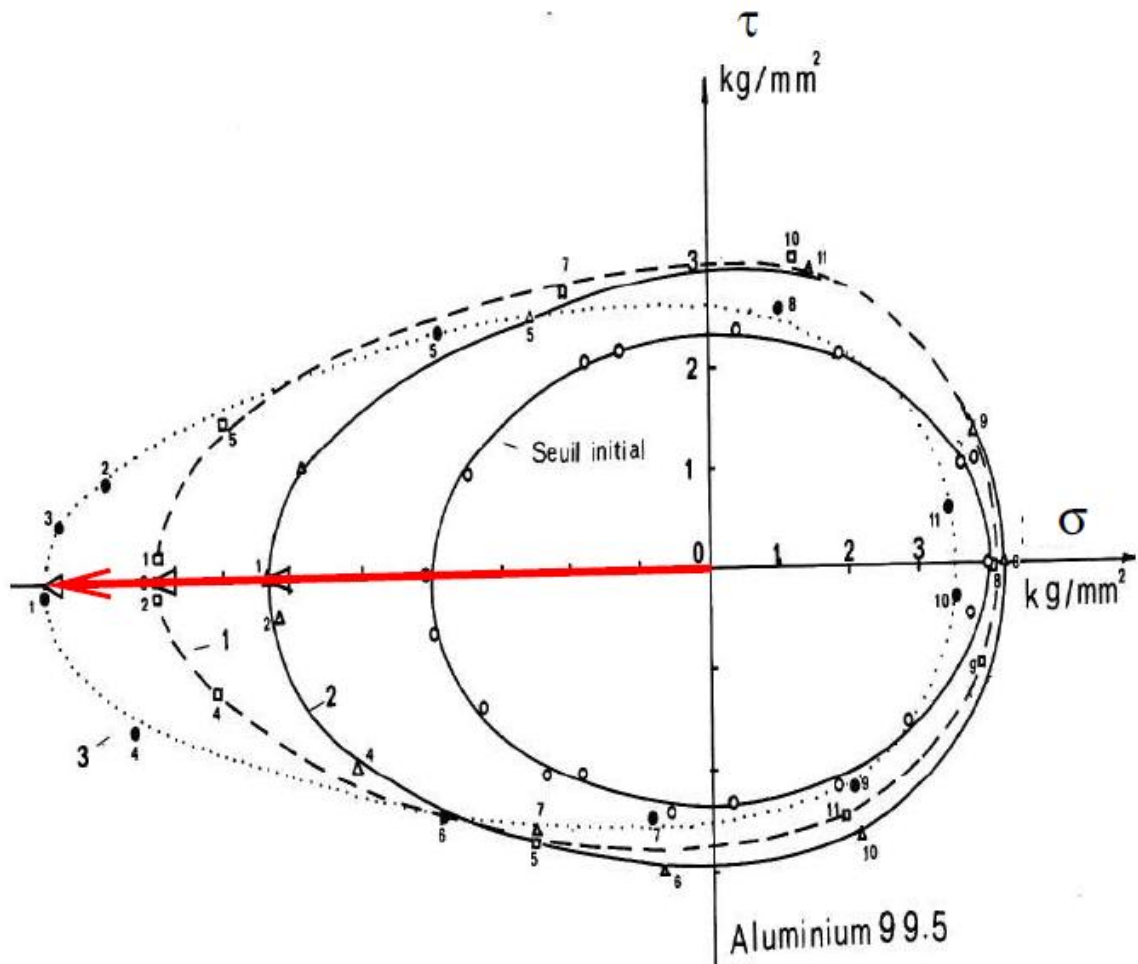
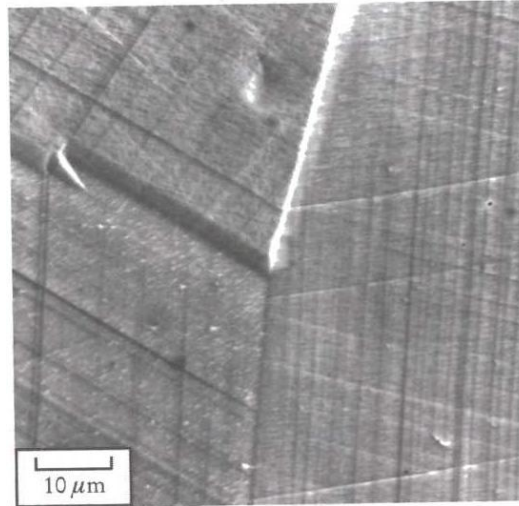


Figure V.16 – Compression simple sur l'aluminium.

## V.2 Plasticité cristalline : approche microscopique



**Figure V.17** – Image MEB de bandes de glissement dans un polycristal métallique déformée en compression.

L'approche phénoménologique que nous avons adopté jusqu'ici peut être utilisée pour tous types de matériaux. Nous allons examiner maintenant ce qui se produit physiquement dans un matériau cristallin lorsqu'on atteint et dépasse la limite d'élasticité.

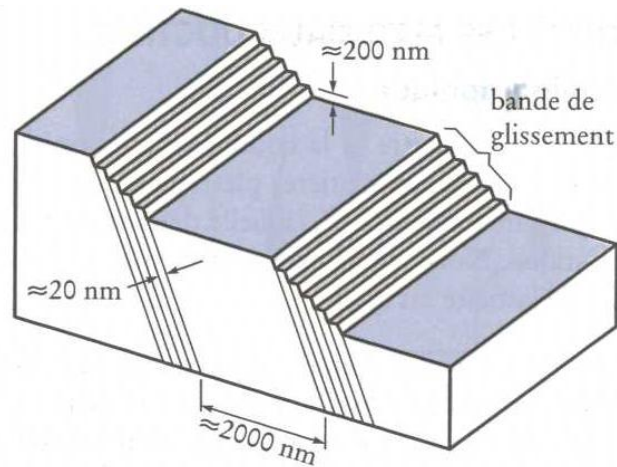
Lorsqu'on déforme plastiquement un polycristal de cuivre jusqu'à une déformation voisine de 10 %, on constate, au microscope optique, que la surface de ses grains est couverte de bandes qui témoignent de la déformation irréversible de chacun d'eux (Figure V.17).

Un examen plus détaillé de cette déformation permanente révèle que ces bandes de glissement sont en fait constituées de lignes de glissement plus fines et très rapprochées (Figure V.18).

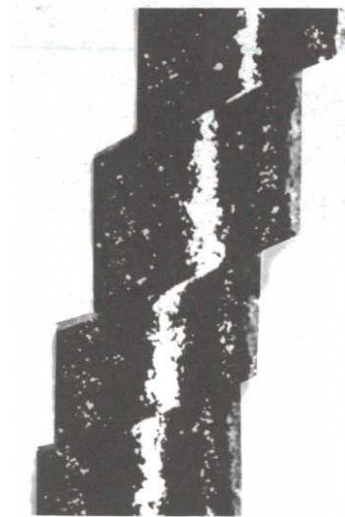
### V.2.1 Essai de traction sur un monocristal

Cette déformation permanente limitée à certains plans cristallographiques, est beaucoup plus spectaculaire lorsqu'on effectue un essai de traction sur un monocristal dans lequel les bandes de glissement sont toutes parallèles (Figure V.19). La dénivellation entre les diverses bandes de glissement est d'autant plus importante, et le nombre de bandes de glissement est d'autant plus élevé, que la déformation plastique permanente à laquelle on soumet l'éprouvette est grande (Figure V.20).

**Remarque V.4** *On peut constater que le glissement suivant des plans parallèles engendre une rotation du cristal par rapport à l'axe de traction. On observe également un déplacement de la partie supérieure par rapport à la partie inférieure. Ce phénomène impose d'utiliser un montage spécifique pour réaliser proprement les essais de traction en introduisant des degrés de liberté aux niveaux des mors supérieurs.*



**Figure V.18** – Représentation schématique de ligne de glissement formant des bandes de glissement.

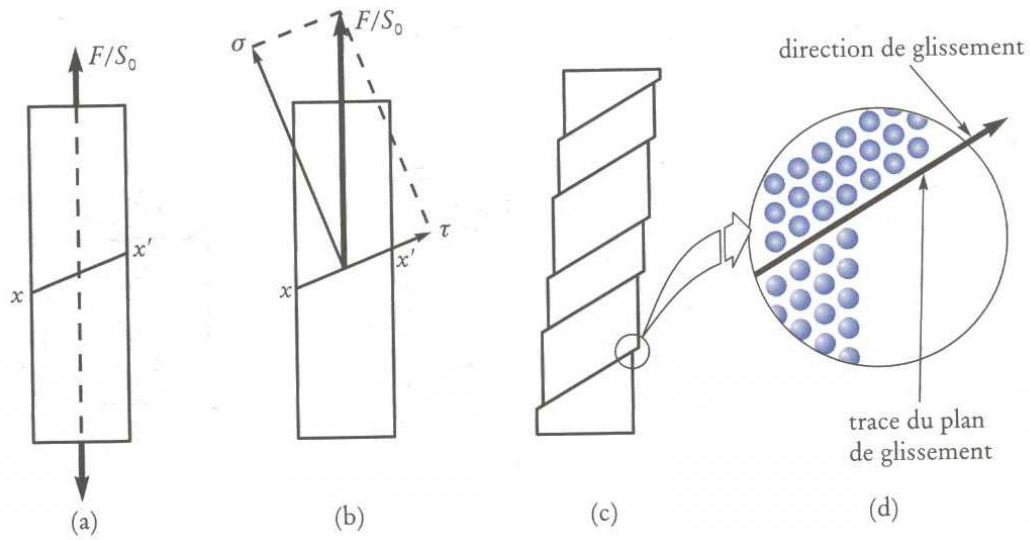


**Figure V.19** – Déformation plastique par glissement (monocristal de zinc).

Des essais de traction suivant différentes orientations des monocristaux ont montré que le glissement se produit toujours dans les plans denses est suivant les directions denses du cristal. L'ensemble plan de glissement plus direction de glissement forment un système de glissement. De plus, ces expériences ont révélé que le système de glissement actif est celui qui a le facteur de Schmid le plus élevé. C'est pourquoi, la surface seuil d'un monocristal est défini plusieurs critères associés à chaque plan de glissement. Ce critère est appelé critère de Schmid et il s'exprime pour le système de glissement  $i$  de normal unitaire  $\vec{n}_i$  et de direction unitaire  $\vec{m}_i$  par la fonction  $f_i$

$$f_i(\boldsymbol{\sigma}) = \tau_i - \tau_i^0 \quad (\text{V.24})$$

où  $\tau_i = \vec{m}_i \cdot \boldsymbol{\sigma} \cdot \vec{n}_i$  est la contrainte de cisaillement dans le système de glissement  $i$  et  $\tau_i^0$  la limite de glissement dans le système de glissement  $i$ . La surface seuil du monocristal s'obtient en prenant la valeur maximale de toutes les fonctions seuils associées à chaque



**Figure V.20** – Mécanisme de glissement dans la déformation plastique : a) cristal avant essai ; b) décomposition de la contrainte appliquée en une composante normale  $\sigma$  et une composante tangentielle  $\tau$  dans le plan de glissement  $xx'$  ; c) cristal après déformation plastique ; d) représentation schématique d'une marche de glissement.

système de glissement :

$$f(\boldsymbol{\sigma}) = \max_i \{f_i(\boldsymbol{\sigma})\} \quad (\text{V.25})$$

Des considérations énergétiques ont permis de retrouver les valeurs expérimentales des  $\tau_i^0$  en supposant que la déformation plastique est propagée par les dislocations au sein des plans de glissement. Par conséquent, **la plasticité et l'écroutissage est contrôlée à l'échelle microscopique par la mobilité des dislocations.**

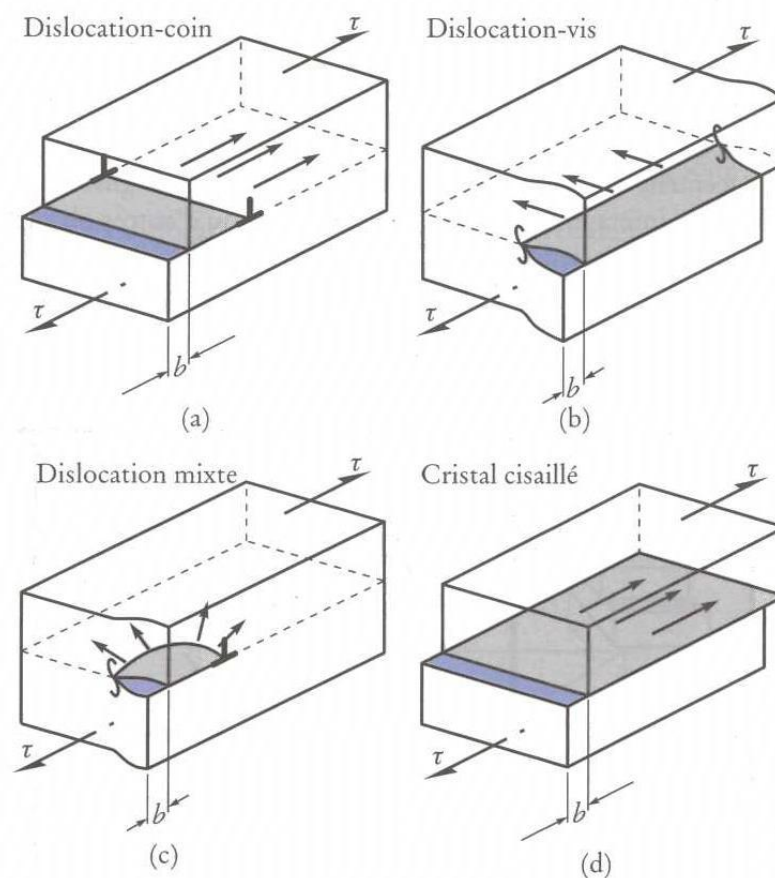
En effet, sous l'effet d'un cisson  $\tau$ , une dislocation progresse dans le plan de glissement pour atteindre la surface du cristal, ce qui crée une déformation plastique irréversible se traduisant par l'apparition d'une marche de glissement à la surface.

La figure V.21 illustre schématiquement les déplacements d'une dislocation coin, d'une dislocation vis et d'une dislocation mixte dans une partie du cristal, ainsi que la création, pour chacun de ces cas, d'une marche de glissement sous l'influence d'un cisson. Le cisaillement absolu, caractérisé par l'émergence d'une dislocation à la surface du cristal, a une valeur égale à celle du vecteur de Burgers  $\vec{b}$  relatif à cette direction.

## V.2.2 Mécanisme de création de boucles de dislocation

### V.2.2.1 Force s'exerçant sur une dislocation

Les nœuds du réseau de Frank (Figure V.22), comme les nœuds d'un filet, constituent des points d'ancrage des lignes de dislocations. Par conséquent, lorsque le cristal est soumis à des contraintes, les segments de dislocations tendent à se courber, mais ils restent fixés aux points d'encrage. On peut ainsi calculer la cisson nécessaire pour courber un segment de dislocation. Comme une bulle de savon possède une énergie de surface donc une tension de surface, une dislocation possède une énergie



**Figure V.21** – Déplacement : a) d'une dislocation-coin ; b) d'une dislocation vis ; c) d'une dislocation mixte ; d) création d'une marche de glissement  $b$  à la surface d'un cristal. Les surfaces ombrées représentent les zones où un glissement irréversible s'est produit, et les flèches, le sens du déplacement des dislocations dans le plan de glissement

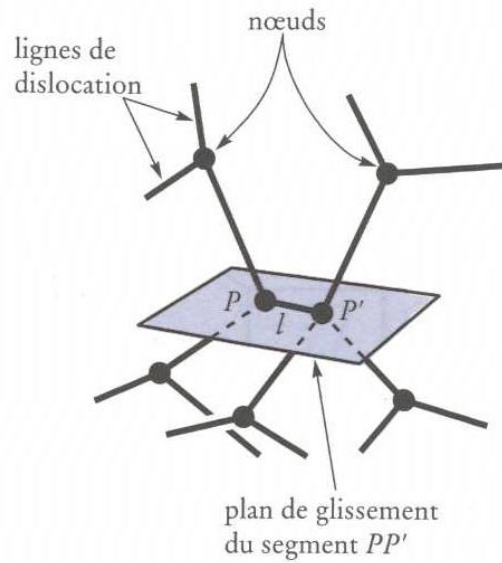
de déformation, donc une tension de ligne. L'énergie de déformation d'une dislocation est l'énergie nécessaire pour déplacer les atomes situés au voisinage de la ligne de dislocation, par rapport à leur position théorique d'équilibre dans le réseau cristallin parfait. En première approximation, la tension de ligne  $T$  d'une dislocation est égale à son énergie de déformation élastique par unité de longueur ; elle est déterminé par la relation :

$$T = Gb^2 \quad (\text{V.26})$$

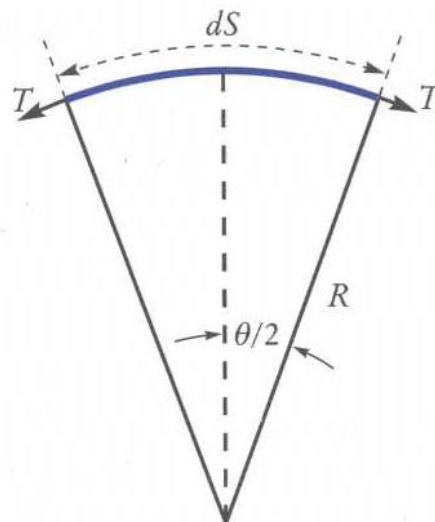
où  $G$  est le module de cisaillement et  $b$  la norme du vecteur de Burgers.

Lorsqu'une dislocation n'est pas rectiligne et que son rayon de courbure est égale à  $R$  (Figure V.23), la tension de ligne  $T$  tend à s'opposer à sa courbure ; la dislocation ne peut donc être maintenue courbe que si la cission  $\tau$  engendre une force égale et opposé à la tension de ligne. Les forces qui agissent sur le segment de longueur  $dS$  sont donc égales et opposées, soit :

$$\tau b dS = 2T \sin \frac{\theta}{2} \quad (\text{V.27})$$



**Figure V.22** – Réseau de Frank dans un cristal. Le segment de dislocation  $PP'$  est ancré aux points  $P$  et  $P'$



**Figure V.23** – La tension de ligne  $T$  de la dislocation tend à raidir la ligne de dislocation.

Lorsque l'angle  $\theta$  est petit,  $\sin \frac{\theta}{2} \approx \frac{\theta}{2}$  et  $dS \approx \theta R$ ; la cission nécessaire pour que la ligne de dislocation reste courbe est alors :

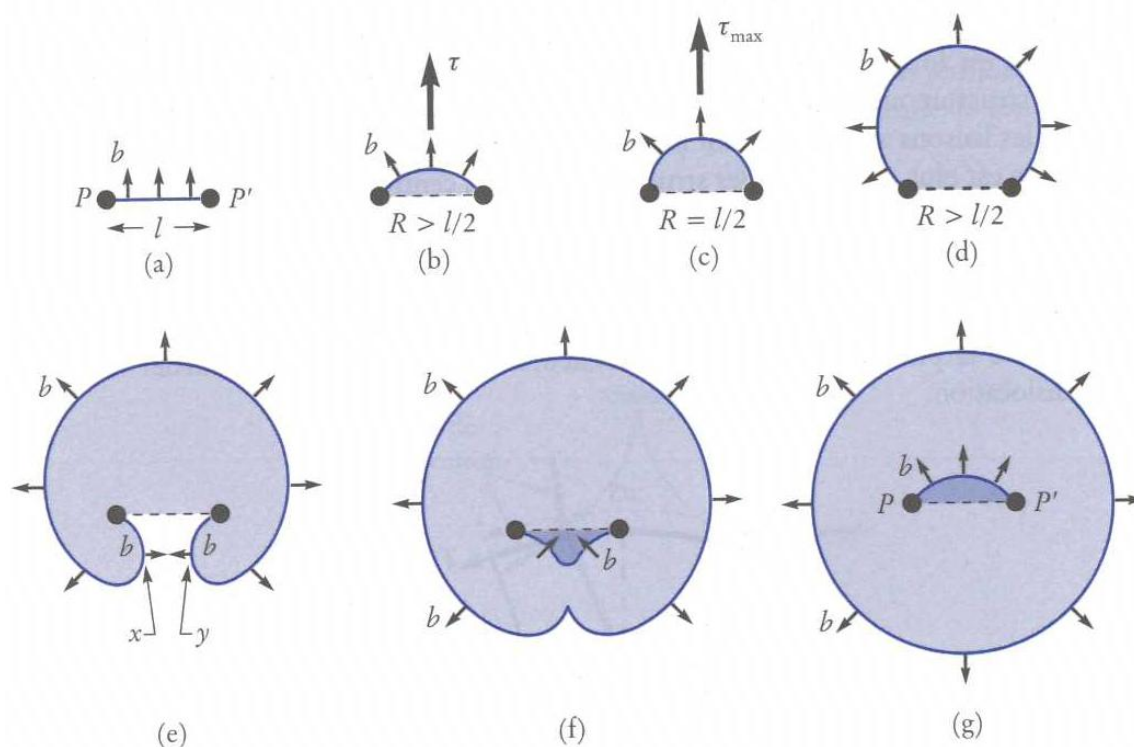
$$\tau = \frac{T}{bR} = \frac{Gb}{R} \quad (\text{V.28})$$

**Remarque V.5** A cette cission, il faut ajouter une cission  $\tau_0$ , cission nécessaire pour vaincre la résistance intrinsèque du réseau cristallin au déplacement de la dislocation. Cette cission  $\tau_0$ , appelée contrainte de friction du réseau, est fonction de la nature et de l'intensité des liaisons atomiques du matériau, ainsi que sa structure cristalline. Cette résistance intrinsèque du réseau cristallin est d'autant plus élevée que la liaisons

atomiques sont intenses et directionnelles. Dans les métaux, cette contrainte de friction est plus élevée pour les structures cubiques centrées que pour les structures plus compactes (CFC et HC).

Par conséquent, lorsque la force extérieure appliquée à un cristal augmente et que les cissions dans les divers systèmes de glissement croissent, les premiers glissements irréversibles apparaissent quand est atteinte la plus faible de toutes les valeurs  $\tau$  nécessaire pour courber les divers segments de dislocation.

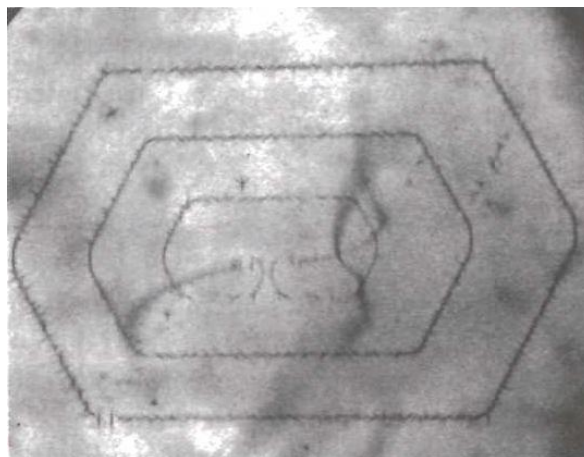
### V.2.2.2 Sources de Frank Read



**Figure V.24** – Source de Frank-Read. La cission  $\tau$  doit croître jusqu'à une valeur maximale pour engendrer la configuration c) correspondant à la valeur minimale du rayon de courbure  $R$ , alors que les configurations d), e) et f) n'exigent que des cissions plus faibles. La zone ombrée représente l'aire du plan dans lequel un glissement irréversible s'est produit.

Sur la figure V.21, on constate que l'émergence d'une dislocation à la surface du cristal se traduit par une déformation absolue  $b$  très petite, puisque cette déformation est égale à celle du vecteur de Burgers  $b$  de la dislocation, c'est-à-dire à la distance interatomique dans le cristal (c'est une valeur très faible, environ 0.2 nm). Or, nous avons déjà signalé (figure V.18) qu'expérimentalement des dénivellations de l'ordre de 200 nm apparaissaient entre les diverses lignes de glissement ; il faut donc qu'un grand nombre de dislocations balaie un plan de glissement pour créer de telles dénivellations. Nous devons envisager l'existence de mécanismes de multiplication des dislocations qui permettraient d'expliquer comment la déformation plastique engendrée

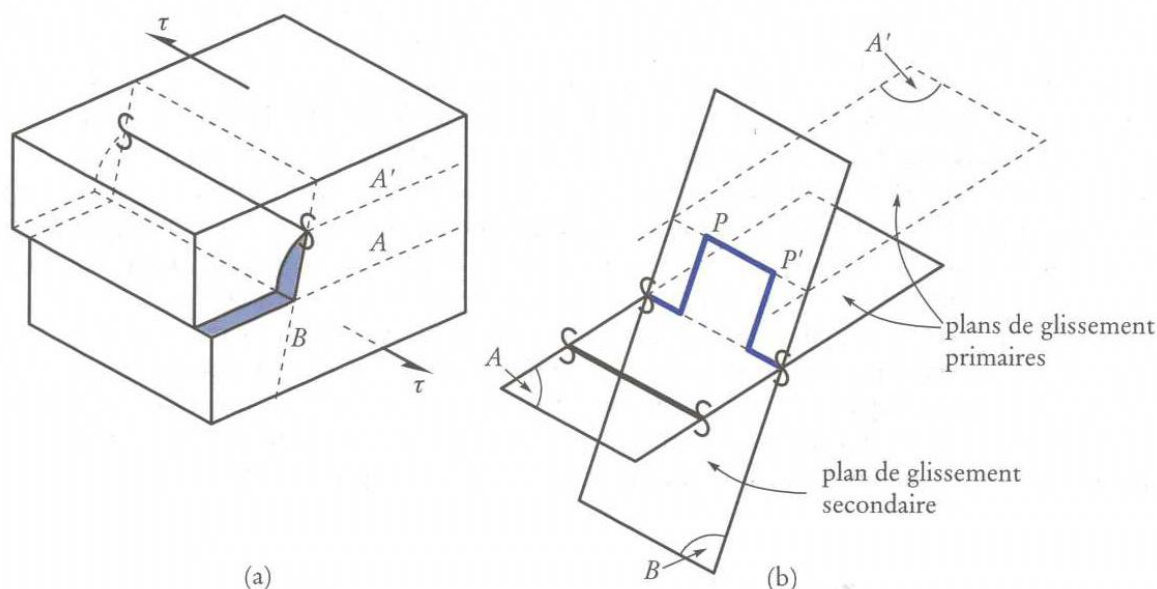
dans un matériau cristallin ductile peut atteindre des valeurs de l'ordre de 40 à 70 %, à la température ambiante. Un de ces mécanismes (d'abord proposé, puis vérifié expérimentalement) est la source de Frank-Read, dont le fonctionnement est illustré à la figure V.24. Au départ (figure V.24a), un segment de dislocation, de longueur  $l$ , est ancré aux deux points  $P$  et  $P'$ . Sous l'action d'une contrainte, la dislocation se courbe ; son rayon de courbure  $R$  reste toutefois supérieur à  $l/2$ . Un accroissement de la cission provoque une courbure plus prononcée, donc un rayon de courbure plus faible, jusqu'à ce que ce rayon atteigne sa valeur minimale ( $R = l/2$ , figure V.24c). Puisque la cission  $\tau$  est inversement proportionnelle à  $R$ , la configuration de la dislocation qui correspond à la valeur minimale de  $R$  (Figure V.24c) correspond également à la valeur maximale de la cission. Par conséquent, les configurations illustrées par les figures V.24d, V.24e et V.24f apparaissent spontanément pour des cissions dont les valeurs sont inférieures à celles de la cission maximale (atteinte lorsque  $R = l/2$ ). Il s'ensuit une expansion de la dislocation, qui forme une boucle partielle. Lorsque les segments  $x$  et  $y$  se rejoignent (Figure V.24e), leurs effets s'annulent puisque leurs vecteurs de Burgers sont opposés ; ils engendrent alors une boucle complète et, en même temps, reforment le segment initial, ancré aux points  $P$  et  $P'$ . La boucle augmente de longueur et, en s'éloignant de la source, elle balaie le plan de glissement, tandis que la source est de nouveau prête à former une nouvelle boucle (Figure V.24b). La figure V.25 montre une série de boucles de dislocation émises dans du silicium pur une source de Frank-Read. Ainsi, à partir d'un seul segment de dislocation ancré à deux points, on peut obtenir un grand nombre de boucles de dislocation qui, lorsqu'elles atteignent la surface du cristal, engendrent chaque fois un cisaillement absolu  $b$ . Les dénivellations observées expérimentalement à la surface d'un matériau cristallin ductile déformé plastiquement résultent donc du déplacement d'un grand nombre de dislocations qui ont balayé les plans de glissement.



**Figure V.25** – Source de Frank-Read dans un monocristal de silicium. La source a formé deux boucles complètes, et une troisième boucle est sur le point de se refermer sur elle-même (étape e) de la figure V.24. Les boucles sont polygonales, car les dislocations sont alignées selon certaines directions cristallographiques.

On a proposé et vérifié expérimentalement d'autres mécanismes de multiplication des dislocations. Par exemple, le déplacement des dislocations-vis peut être dévié, lorsque celles-ci se heurtent à un obstacle majeur qu'elles ne peuvent franchir dans leur plan de glissement ; mais lorsqu'elles atteignent un nouveau plan de glissement,

elles peuvent s'y multiplier (Figure V.26).



**Figure V.26** – Glissement dévié d'une dislocation vis : la dislocation passe du plan de glissement primaire  $A$  au plan de glissement primaire  $A'$  par l'intermédiaire du plan de glissement secondaire  $B$ . Le segment  $PP'$ , dans le plan de glissement  $A'$ , peut devenir une source de Frank-Read.

### V.2.2.3 Cinétique des dislocations

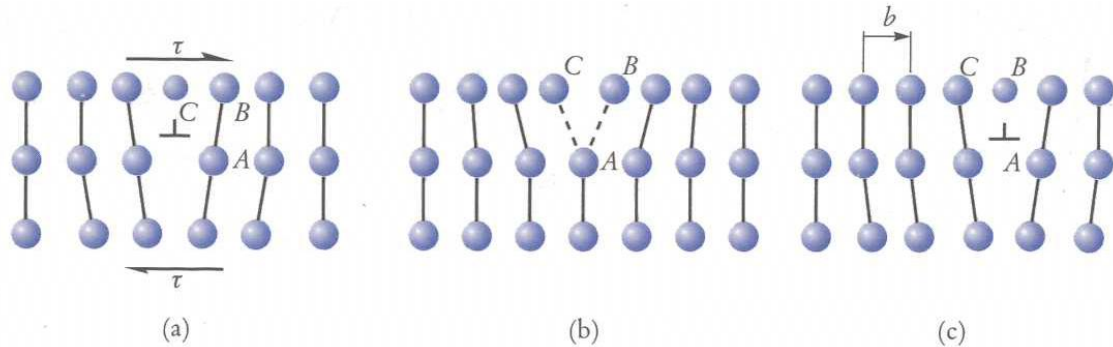
La vitesse des dislocations ne peut pas dépasser la vitesse du son. Elle est en générale inférieure à cette vitesse à cause de la friction de réseau. La force de friction est appelée contrainte de Peierls, elle dépend des énergies de liaison. Elle est fonction de la nature et de l'intensité des liaisons atomiques du matériau, ainsi que sa structure cristalline. Cette résistance intrinsèque du réseau cristallin est d'autant plus élevée que la liaisons atomiques sont intenses et directionnelles. Dans les métaux, cette contrainte de friction est plus élevée pour les structures cubiques centrées que pour les structures plus compactes (CFC et HC).

De plus, la contrainte de Peierls ou friction de réseau est un phénomène thermiquement activé, c'est-à-dire qui dépend de la température suivant une loi d'Arrhenius. Ce phénomène explique le comportement en loi d'Arrhenius de limite d'élasticité  $R_e$ .

### V.2.3 Mécanismes de durcissement

Dans cette partie nous allons présenter les mécanismes à l'origine du durcissement des alliages ainsi que les méthodes pratique de durcissement. Toutes les méthodes de durcissement agissent de la même façon : elles rendent difficile, voire impossible, le mouvement des dislocations.

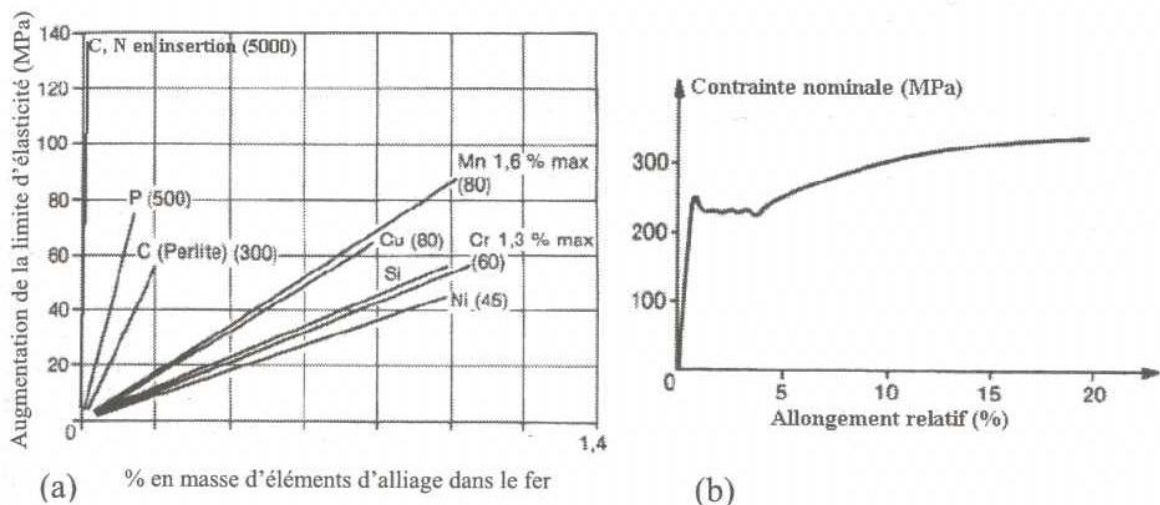
### V.2.3.1 Durcissement par solution solide



**Figure V.27** – Sous l'action d'une cission  $\tau$  (a) ; le déplacement d'une dislocation-coin exige une étape intermédiaire au cours de laquelle les liaisons atomiques sont perturbées (b) ; avant que la dislocation n'atteigne sa nouvelle position d'équilibre.

Dans un réseau parfait, composés d'atomes d'un seul élément, le mouvement des dislocations se fait par des ruptures et des reconstitutions de liaisons atomiques (Figure V.27). Ce phénomène implique le passage par une configuration instable entre deux configurations stables. Il nécessite donc un apport d'énergie. La contrainte correspondante  $\tau_{PN}$ , appelée force de Peierls, dépend de la température. Elle vaut typiquement entre  $10^{-4} G$  pour les métaux à structure compacte et  $10^{-2} G$  pour les matériaux à liaisons covalentes (où  $G$  est le module de cisaillement).

Un moyen courant de durcissement est l'introduction, dans la solution solide, d'atomes soit en insertion (C, N, O), soit en substitution des atomes de l'alliage. Citons le cas de Mn dans les aciers (Figure V.28), de Si, Mg dans les alliages d'aluminium, de Cr, Mo, W dans les alliages base nickel et de l'oxygène dans les alliages de zirconium.



**Figure V.28** – a) Durcissement en solution solide des alliages de fer cubique centrés ; b) crochet de traction résultant de l'interaction entre atomes interstitiels et dislocations dans un acier ferritique.

Plusieurs effets se conjuguent pour freiner le mouvement des dislocations dans le cristal :

- Un effet de taille : autour du cœur d'une dislocation, règnent des distorsions élastiques du réseau qui conduisent localement à des champs de contrainte de traction ou de compression. Afin d'abaisser l'énergie potentielle du système, les gros atomes et les interstitiels ont tendance à occuper les zones en traction tandis que les petits atomes en substitution occupent les zones de compression. On parle de ségrégation sur la dislocation ; seules les dislocations coin sont concernées ici (effet Cottrell). Par ailleurs, les interstitiels ont tendance à distordre le réseau cristallin et à interagir avec les dislocations vis (effet Snoek). Tout mouvement même petit de la dislocation hors de cette zone ségrégée augmentera l'énergie du système. A basse température (diffusion négligeable : les solutés ne "peuvent pas suivre"), il faut donc un travail supplémentaire, donc une contrainte plus élevée pour arracher la dislocation à cette atmosphère qui reste moins mobile qu'elle. La dislocation peut ensuite se déplacer beaucoup plus facilement dans le cristal. C'est l'origine du "crochet de traction" observé sur de nombreux alliages contenant des atomes interstitiels (Figure V.28b).
- Un effet de valence, si le soluté et le solvant sont de valences différentes : cet effet représente environ un septième à un cinquième de l'effet de taille, il est donc généralement négligé.
- Un effet chimique (Suzuki, 1957) par modification de l'énergie locale de faute d'empilement. Dans une faute d'empilement, la structure cristalline est localement modifiée ; une structure CFC, par exemple, devient localement hexagonale compacte. Les éléments qui favorisent cette nouvelle structure vont donc ségréger sur la faute d'empilement et faciliter la dissociation des dislocations. Ceci conduit à une augmentation de la limite d'élasticité. Cet effet joue essentiellement pour les alliages de structure CFC et les solutions solides concentrées (par exemple Ni-Cr où  $Cr > 20$ )

### V.2.3.2 Durcissement par affinement de la taille des grains

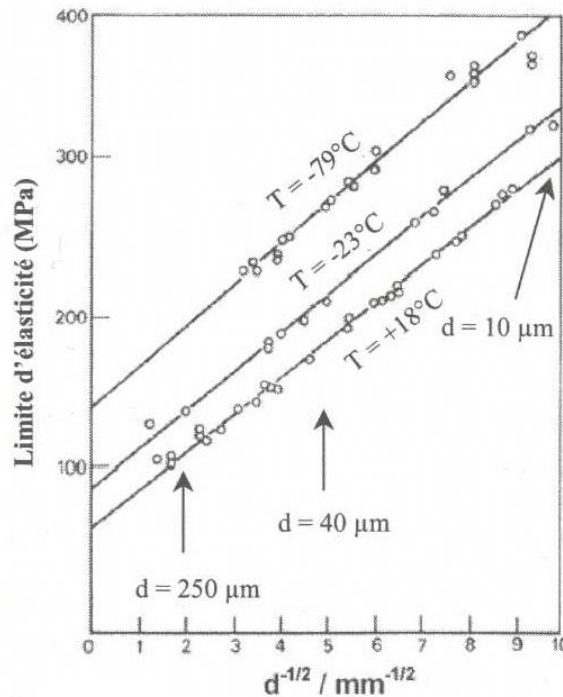
Dans un matériau contenant relativement peu de dislocations, la déformation plastique se déclenche d'abord dans les grains les mieux orientés pour se déformer. Dans ces grains, les dislocations émises dans un plan vont s'empiler devant les joints de grains. L'empilement va exercer une force sur la source qui va freiner puis stopper l'émission de dislocations. Il faut donc une contrainte extérieure d'autant plus élevée pour déclencher la déformation plastique dans les grains adjacents.

On en conclue que plus la taille de grains est petite, plus le matériaux est difficile à déformer plastiquement. Expérimentalement comme par le calcul, on établie la loi de Hall et Petch qui modélise cet effet :

$$R_e = \sigma_0 + \frac{\beta}{\sqrt{D}} \quad (\text{V.29})$$

où  $\sigma_0$  est une constante dont la dimension est celle d'une contrainte ;  $d$  est la taille de grains et  $\beta$  est une constante qui dépend du matériau. Cette loi est bien respectée pour la plupart des alliages métalliques (Figure V.29), du moins lorsque le grain est suffisamment gros pour qu'on puisse parler d'empilement de dislocations. Pour les

matériaux à grains très fins (typiquement 10 nm), on ne peut plus parler d'empilement de dislocations et d'autres lois pourraient intervenir.



**Figure V.29** – Limite élastique en fonction de  $1/\sqrt{d}$  avec  $d$  la taille de grain pour acier doux à différentes températures. Les lignes en trait plein correspondent à la loi de Hall et Petch qui est bien vérifiée ici.

### V.2.3.3 Durcissement structural

Les diagrammes de phases permettent de prédire quelles seront les phases en présence et leur proportion respective, à toute température, mais toujours dans les conditions d'équilibre. Toutefois, ces diagrammes ne fournissent aucun renseignement sur l'état de la seconde phase, sa taille et son état de dispersion. Par ailleurs, si le refroidissement à l'état solide est tel que l'équilibre déterminé par le diagramme n'est respecté, la structure est hors de l'équilibre ; par conséquent, le diagramme de phase ne nous indique que la tendance vers laquelle ce système hors de l'équilibre évoluera au cours du temps. Pour un système donné, le diagramme de phase ne représente donc que l'état de l'alliage dont l'énergie totale est la plus faible. Puisque cet état le plus stable n'est obtenu que par diffusion à l'état solide, il ne peut guère être atteint que si le refroidissement est lent ou si l'alliage est maintenu à la température considérée pendant un temps suffisamment long. Par contre, si le refroidissement est rapide, la structure n'a pas le temps, par diffusion, d'atteindre l'état prévu par le diagramme de phase, elle conserve alors son état initial ou elle adopte un état intermédiaire.

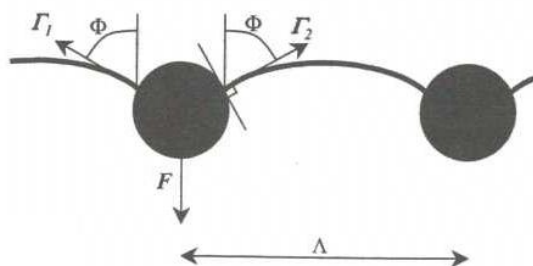
On obtient le durcissement structural grâce à une série de chauffage et de refroidissements contrôlés, c'est-à-dire grâce à des traitements thermiques dont le but final est l'obtention d'une répartition optimale des précipités dans la matrice.

Les propriétés mécaniques des alliages ainsi traités dépendent de la répartition des précipités, de leur taille et de leur distance moyenne.

Ce type de traitement thermique de maturation (trempe + vieillissement) est classique pour durcir les alliages d'aluminium en y ajoutant Cu, Mg, Si et/ou Zn.

On peut expliquer par la théorie des dislocations le fait que la présence de précipités ainsi que leur espacement durcisse les alliages.

Jusqu'ici nous avons considéré des dislocations se déplaçant dans le réseau d'un seul cristal. Que se passe-t-il lorsque celles-ci rencontrent une phase différente, qui possède d'autres vecteurs de Burgers et d'autres plans de glissement ? Le cas où les phases sont dans des proportions comparables relève des techniques d'homogénéisation qui ne sont pas abordées ici. On s'intéresse ici au cas, le plus fréquent, où une phase dure est dispersée en faible proportion dans une matrice plus molle. Les phases durcissantes peuvent être introduites par mélange ou encore être créées in situ par précipitation après un traitement thermique approprié, voire dans des conditions chimiques appropriées (cas des alliages renforcés par dispersion d'oxydes et utilisés à haute température). On considère tout d'abord que les obstacles sont éloignés les uns des autres et exercent chacun une force  $F$  sur la dislocation. Celle-ci, sous les effets conjoints de cette force, de la contrainte appliquée et de la tension de ligne  $T$ , va se courber jusqu'à finalement se décrocher de l'obstacle lorsque la force motrice devient supérieure à une valeur critique  $F_C$  (Figure V.30).



**Figure V.30** – Force opposée au déplacement des dislocations par des obstacles localisés.

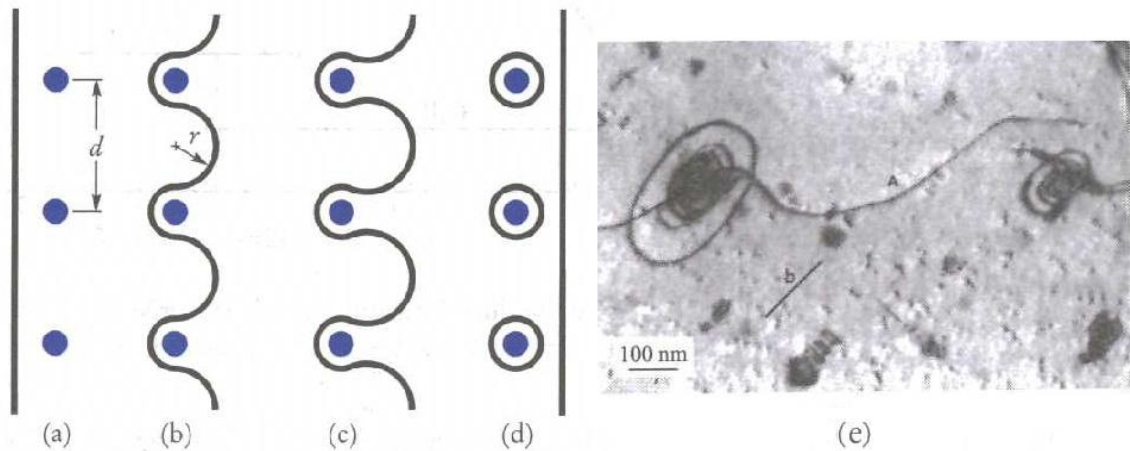
Il existe deux mécanismes principaux de franchissement d'une seconde phase par une dislocation qui glisse : le cisaillement (la dislocation traverse et cisaille la seconde phase) et le contournement.

#### a) Contournement (mécanisme d'Orowan)

Une dislocation peut franchir une série d'obstacles distants les uns des autres de  $d$  et situés sur son plan de glissement, une dislocation doit d'abord se courber selon un rayon  $R = d/2$  ; elle laissera ensuite derrière elle, autour des précipités, des boucles de dislocations (Figure V.31).

Pour que la dislocation se courbe selon un rayon  $R$ , il faut lui appliquer une cisssion  $\tau$  déterminée par l'équation :

$$\tau = \frac{2Gb}{d} \quad (\text{V.30})$$



**Figure V.31** – Étapes successives du passage d'une série de précipités par une dislocation (mécanisme d'Orowan). La dislocation se déplace de gauche à droite ; après avoir franchi la ligne de précipités, elle laisse autour de chacun d'eux, une boucle de dislocation qui a pu être observée par microscopie électronique en transmission dans un alliage d'aluminium (e).

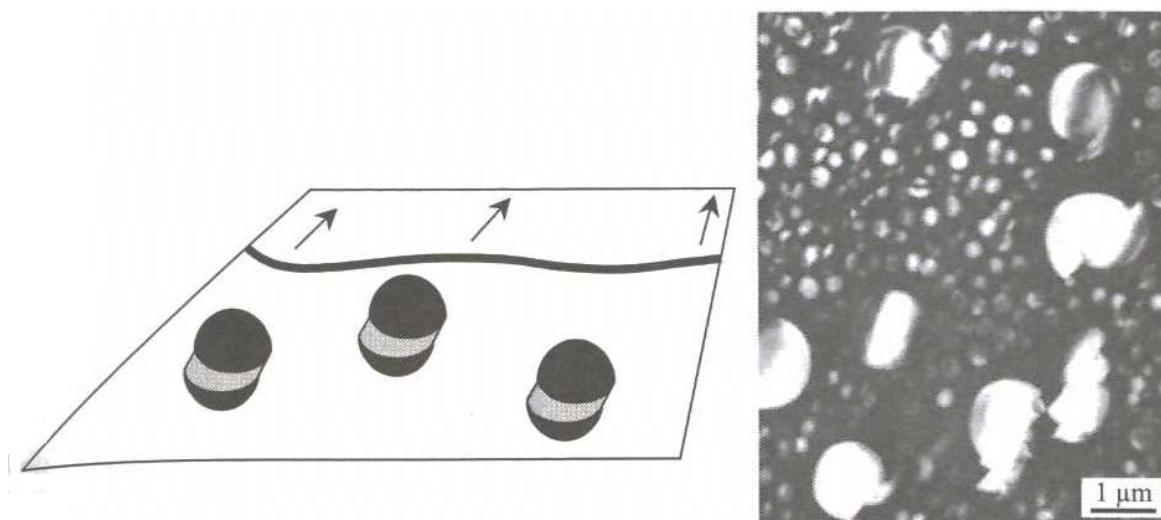
où  $b$  est la norme du vecteur de Burgers,  $G$  le module de cisaillement et  $d$  la distance entre les précipités.

La valeur de la cission  $\tau$  qu'il faut appliquer pour que les dislocations puissent se déplacer est donc inversement proportionnelle à la distance qui sépare les précipités.

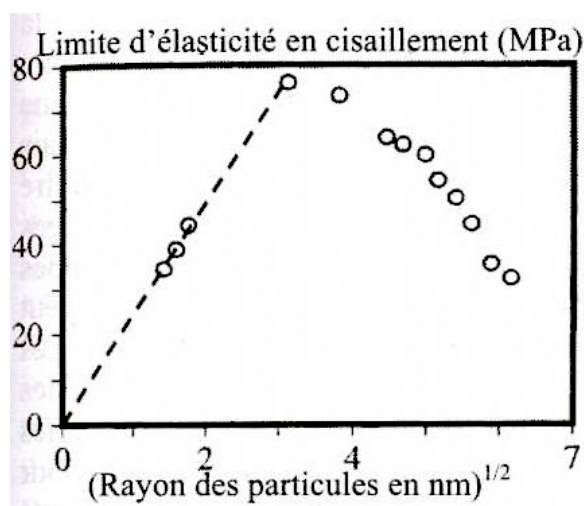
### b) Cisaillement des précipités

Au début d'un traitement de durcissement structural, avant que l'apparition des précipités, les seuls obstacles au déplacement des dislocations sont les atomes en solution solide sursaturée ; dans ce cas, les dislocation restent rectilignes, et la cission critique demeure faible. Il en est de même pour les premier précipités, très rapprochés ( $d \approx 5\text{nm}$ ) et qui, étant cohérents avec la matrice, sont cisailés par le passage des dislocations (Figure V.32). Si la dislocation cisaille la seconde phase, son vecteur de Burgers doit appartenir au réseau de chacune des deux phases. Ceci implique en particulier une certaine cohérence cristallographique entre la matrice et la seconde phase. La cission  $\tau^*$  nécessaire pour cisailer un précipité a plusieurs origines possibles : glissement plus difficile dans la seconde phase (liaisons fortes, phases ordonnées...), interaction entre la dislocation et l'interface entre les phases, interactions élastiques entre la matrice et la seconde phase...

Pour un même type de précipite cohérent, le franchissement par les dislocations pourra se faire soit par cisaillement (si les précipités sont petits et très rapprochés), soit par contournement (si les précipités sont gros et plus éloignés les uns des autres). Il existe donc une taille optimale de précipité, pour laquelle aucun des deux mécanismes ne prédomine et le durcissement est maximal (Figure V.33).



**Figure V.32** – Cisaillement des précipités par les dislocations : a) mécanisme ; b) observation au microscope électronique en transmission.

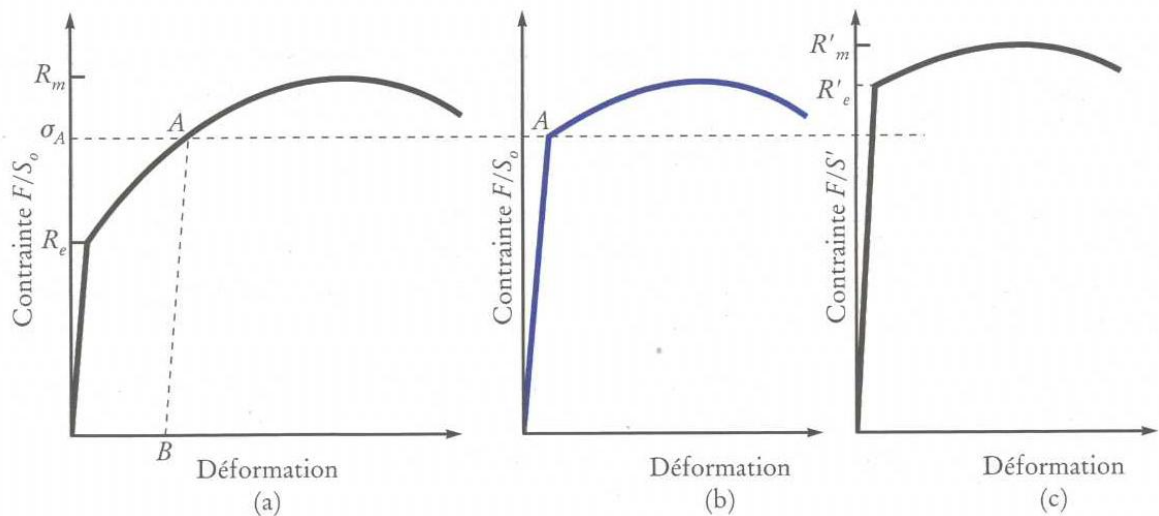


**Figure V.33** – Compétition entre cisaillement et contournement : données expérimentales sur du cuivre contenant des particules de cobalt, à fraction volumique constante.

#### V.2.3.4 Durcissement par écrouissage

Au cours d'un essai de traction, on constate qu'il y a consolidation due à la multiplication des dislocations et à leurs interactions. Les interactions entre dislocations augmentent avec la multiplication des dislocations au cours de la déformation plastique. Cet effet, appelé écrouissage, notamment responsable du fort durcissement des alliages de structure CFC tels que les aciers inoxydables austénitiques et les alliages de cuivre. On le voit lorsque l'on tente de redresser le manche d'une petite cuillère en "inox" après l'avoir tordue : la déformation se localise ailleurs qu'à l'endroit déjà déformé qui a durci du fait de l'écrouissage, et la cuillère prend une forme de Z au lieu de redevenir droite.

L'écrouissage d'un matériau est son durcissement sous l'effet de la déformation

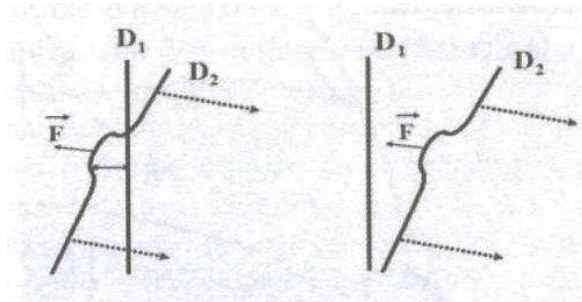


**Figure V.34** – a) Courbe de traction; b) durcissement par écrouissage; c) augmentation de  $R'_e$  et  $R'_m$  si les contraintes sont définies sur la nouvelle section  $S'$ .

plastique qu'il subit. La limite d'élasticité est plus élevée quand un nouvel essai de déformation plastique est effectué sur l'échantillon qui a préalablement subi une déformation plastique (Figure V.34). L'explication de ce phénomène repose sur l'accroissement, au cours du processus de déformation plastique, de la densité des dislocations non-mobiles dont la présence vient faire obstacle au déplacement des dislocations mobiles. En effet, le processus de déformation implique, comme on l'a vu, la génération de nouvelles dislocations. Une fraction de celles-ci vont être évacuées du cristal et produire des incréments de déformation par le biais de "marches". Une autre fraction va être bloquée par le biais des mécanismes ci-dessous :

- Interactions entre deux dislocations
- Blocage par une jonction
- Blocage par la "forêt"
- Blocage par un cran

#### a) Interaction entre deux dislocations

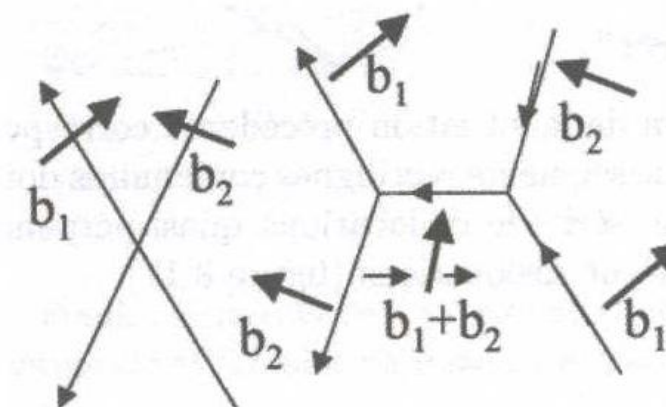


**Figure V.35** – Blocage d'une dislocation en déplacement par son interactions répulsive (à gauche) ou attractive (à droite) avec une dislocation fixe.

Deux dislocations exercent un ensemble de forces l'une sur l'autre. Si l'une d'elles

est fixe, la force, attractive ou répulsive, qu'elle exerce sur l'autre, aura pour effet de s'opposer au mouvement de la dislocation mobile à l'une des étapes de sa traversée de l'échantillon. La figure V.35 met en évidence cette situation qui constitue le principal obstacle au déplacement des dislocations mobiles.

### b) Blocage par une jonction



**Figure V.36** – Formation d'une jonction dont l'énergie est inférieure à celle des dislocations initiales.

Le croisement de deux dislocations de vecteurs de Burgers  $\vec{b}_1$  et  $\vec{b}_2$  peut produire une jonction c'est à dire un segment de dislocation supplémentaire (Figure V.36) si  $\vec{b}_1 \cdot \vec{b}_2 < 0$ , c'est-à-dire si la formation du cran minimise l'énergie des deux lignes de dislocation.

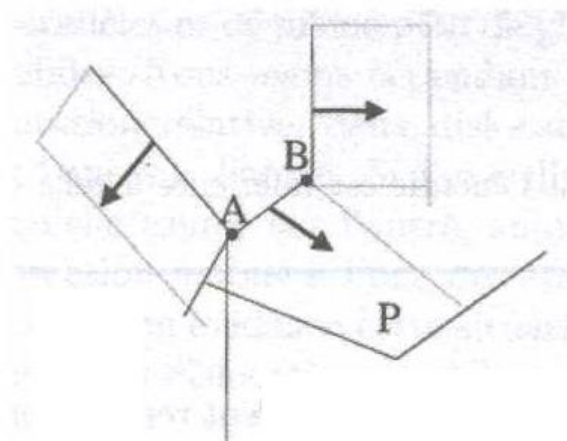
Soit alors (Figure V.37) une jonction AB, de plan de glissement  $P$ , dont les extrémités sont des nœuds communs à deux autres dislocations dont les plans de glissement sont distincts de  $P$ . Plusieurs mécanismes peuvent rendre non-mobile les différentes dislocations :

- Les directions de glissement des trois dislocations ne sont pas compatibles. Si l'on applique une contrainte d'orientation adaptée au glissement de  $D_1$  ou  $D_2$ , cette contrainte n'est pas à même de déplacer AB. L'interaction qui détermine la formation des nœuds, s'oppose ainsi au déplacement de  $D_1$  ou  $D_2$ .
- La contrainte de cisaillement appliquée, suffisante pour déplacer  $D_1$ , peut être insuffisante pour déplacer les deux autres dislocations, soit par un effet d'orientation de la contrainte appliquée, soit parce que la friction de réseau est plus élevée pour AB que pour  $D_1$ .

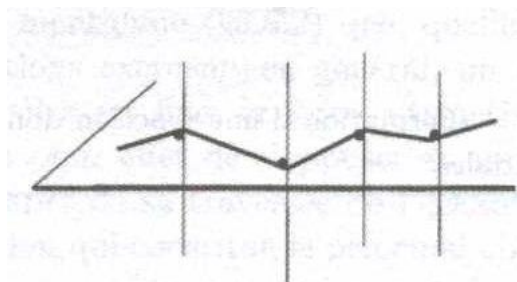
Dans tous ces cas, la translation d'ensemble de  $D_1$  ou de  $D$ ; dans leur plan de glissement sera empêchée.

### c) Blocage par la "forêt"

Une généralisation de la situation précédente correspond au blocage d'une dislocation  $D$  formée de segments rectilignes coplanaires dont les nœuds-extrémités sont



**Figure V.37** – Jonctions de plusieurs dislocations ayant des plans de glissement différents.



**Figure V.38** – “Forêt” de dislocations verticales intersectant différents segments d’une dislocation située dans le plan horizontal.

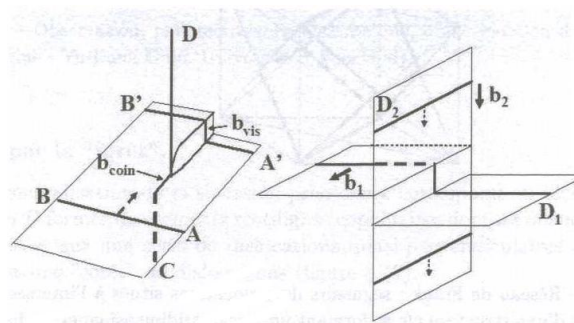
localisées sur une série de dislocations quasi-perpendiculaires au plan et constituant une “forêt” de dislocations (figure V.38).

Une dislocation se déplaçant dans un plan dense, rencontrera une “forêt” constituée par les segments du réseau de Frank quasi-perpendiculaires à ce plan. Le mécanisme de blocage par la “forêt” est similaire du blocage par des précipités.

#### d) Blocage par un cran

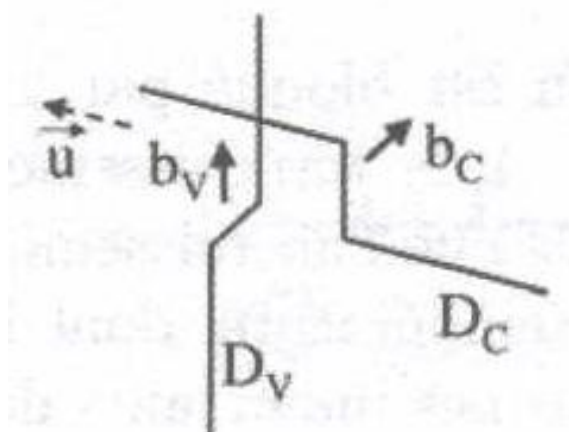
Un cran est une jonction de faible longueur (celle d’un vecteur de Burgers) qui est créée par le croisement de deux dislocations. Lors de ce croisement, le décalage qui existe entre portions de cristal se trouvant de part et d’autre de l’une des dislocations va avoir pour effet de décomposer le plan de glissement de l’autre en deux demi-plans parallèles reliés par une portion de plan perpendiculaire. Les croisements d’une dislocation coin et d’une dislocation vis d’une part, de deux dislocations coins d’autre part, avec formation de crans, sont illustrés sur la figure V.39.

Notons que le cran est une portion de la dislocation initiale qui a même vecteur de Burger qu’elle (il suffit, pour s’en convaincre, de raisonner sur la discontinuité de déplacement induite par la dislocation). Par exemple, le cran formé sur la dislocation coin (figure V.39 gauche) est une portion de dislocation coin. Par contre, le cran formé sur la dislocation vis étant perpendiculaire au vecteur de Burgers de la dislocation vis



**Figure V.39** – (gauche) Formation d’un cran de hauteur  $b_{vis}$  sur une dislocation coin  $AB$  par croisement avec une dislocation vis  $CD$ . La vis acquiert également un cran égal à  $b_{coin}$ . (Droite) Formation d’un cran sur une dislocation coin par croisement avec une autre dislocation coin.

est une portion de dislocation coin. Montrons maintenant pourquoi l’existence d’un cran peut bloquer le déplacement d’une dislocation. Considérons le cas d’une dislocation vis  $D_v$  comportant un cran, formé par croisement avec une dislocation de type coin (Figure V.40). Ce cran, de même vecteur de Burgers que la dislocation vis, est un segment de dislocation de type coin. Il ne peut glisser que parallèlement à  $D_v$ . Il va donc faire obstacle au déplacement de  $D_v$  dans une direction de glissement. Un tel déplacement du cran est une montée seulement possible à haute température. Ce cran bloque donc la totalité de la dislocation vis. Il est dit “sessile”.



**Figure V.40** – Crans produits par croisement d’une dislocation vis et d’une dislocation coin. Le cran sur la dislocation vis ne peut se déplacer que par montée dans la direction  $u$ . Il est “sessile”. Par contre le cran de la dislocation coin est “glissile”.

### V.2.3.5 Mécanisme de déblocage des dislocations

#### a) Durcir, mais...

L’optimisation de la microstructure, notamment l’introduction de secondes phases et le contrôle de la taille de grains, requiert une bonne maîtrise des conditions

d'élaboration et de traitement thermique, ce qui en retour joue sur la marge de manœuvre en production (robustesse du procédé) et sur le coût du matériau. Signalons par exemple que la température du four lors de la remise en solution des alliages d'aluminium doit être contrôlée à quelques degrés près, sur toute la surface des tôles à traiter (plusieurs mètres carrés). Un refroidissement rapide suivi d'un nouveau séjour en four (trempe et revenu) a un impact important sur le coût de production et nombre d'efforts portent sur l'obtention de la microstructure adéquate dès la sortie des opérations de mise en forme (laminage), sans revenu supplémentaire (exemples des aciers à haute résistance pour pipelines et construction off-shore, des superalliages pour disques de turbine).

L'augmentation de la limite d'élasticité, voire de la résistance mécanique d'un alliage métallique va généralement de pair avec une diminution de son aptitude à la déformation plastique, soit parce qu'on a épuisé la réserve de ductilité, soit parce qu'on favorise, en modifiant la microstructure, une localisation de la déformation (voire une rupture de certaines phases dures mais fragiles) pouvant conduire à une rupture prématurée. Ce dernier cas se rencontre surtout avec les alliages qui s'écroutissent peu, en particulier les alliages d'aluminium et les aciers à haute résistance nouvellement développés pour les conduites de gaz et de pétrole. Il faut donc garder à l'esprit qu'on ne peut généralement pas optimiser à la fois dureté et ductilité d'un alliage métallique. Les alliages les plus durs sont également souvent sensibles à des phénomènes d'endommagement localisés tels que la fissuration par corrosion (exemple : les alliages d'aluminium pour ailes d'avion doivent être plaqués d'aluminium pur pour résister à la corrosion par les embruns). Il faut enfin vérifier que ces microstructures optimisées ne s'altèrent pas en service, en particulier lorsque la température d'utilisation est élevée.

Nous allons expliquer dans la suite les différents mécanismes conduisant au déblocages des dislocations. Quand le glissement d'une dislocation est bloqué par un obstacle (réseau cristallin, dislocation, joint de grain...), le franchissement de cet obstacle peut être obtenu par différents moyens tels que l'accroissement de la contrainte appliquée, ou bien l'augmentation de la température.

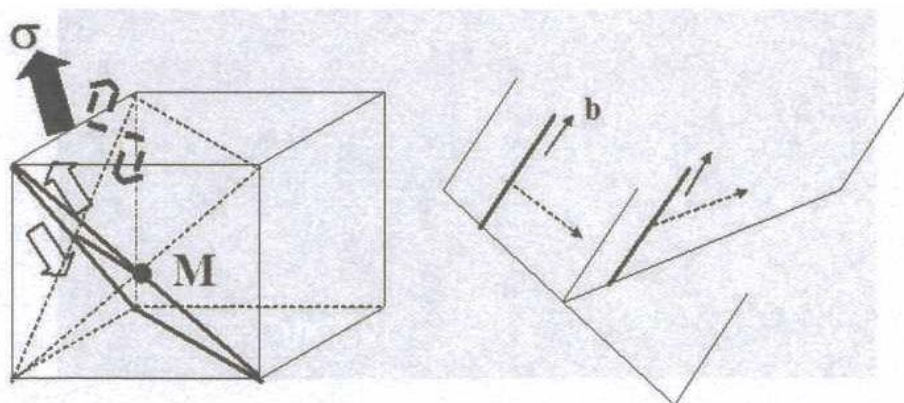
### b) Glissement dévié

Considérons par exemple un cristal de structure CFC. Nous savons qu'il y existe plusieurs familles de directions de plans de glissement équivalentes. Dans l'un de ces plans, une dislocation vis peut être parallèle à l'intersection entre deux plans équivalents  $A$  et  $B$ . Si cette dislocation est bloquée par un obstacle dans son plan de glissement initial  $A$ , elle peut, dans certaines conditions, emprunter le plan  $B$  comme plan de glissement. On a alors un glissement dévié (Figure V.41).

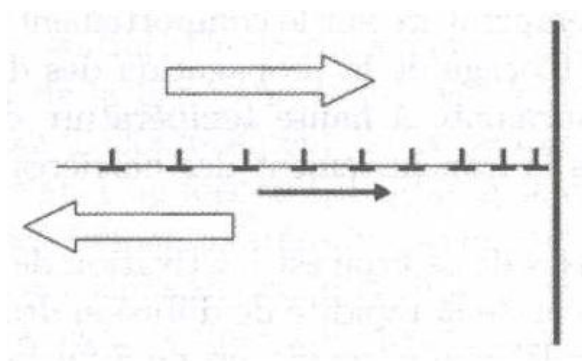
### c) Cisaillement des précipités

Un autre mécanisme est lié à un processus d'amplification de la contrainte appliquée, lié à la formation d'un "train" de dislocations butant sur un obstacle.

La figure V.42 montre une accumulation de dislocations coin, alignées dans le même plan de glissement derrière l'une d'entre elles, et bloquée par un joint de grain. Ces dislocations, sont, par exemple, des portions des boucles de dislocations émises par une source de Frank et Read sous l'effet d'une contrainte extérieure. Elles sont toutes de même signe et se repoussent mutuellement.



**Figure V.41** – Glissement dévié pour une dislocation vis parallèle à l'intersection de deux plans denses d'une structure CFC. La direction de la traction  $\sigma$  a des composantes de cisaillement réduite sur deux plans denses. La dislocation est susceptible de glisser dans un plan puis dans l'autre.



**Figure V.42** – Train de dislocations émises par une source située à gauche sous l'effet d'un cisaillement (flèches épaisses) et bloquées par un joint de grain.

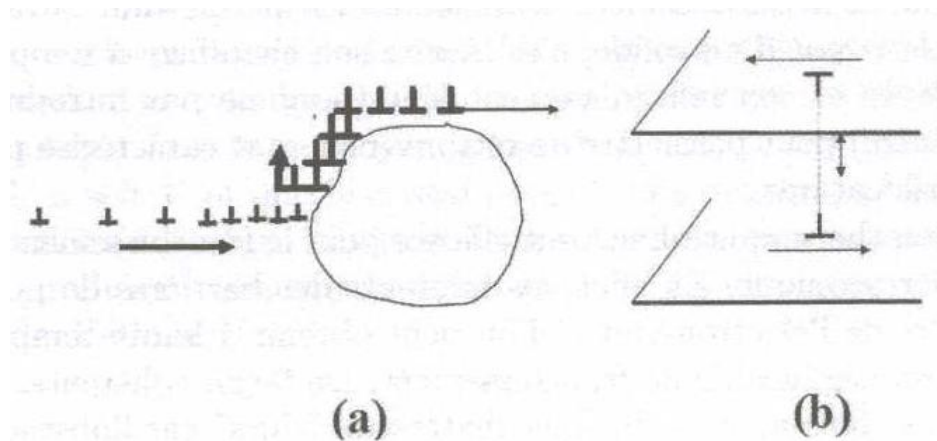
Chaque dislocation est en équilibre sous l'effet, d'une part, de la résultante des forces répulsives de l'ensemble des autres dislocations et, d'autre part, de la contrainte extérieure tendant à la déplacer vers l'obstacle.

La contrainte exercée sur l'obstacle, en avant de la dislocation de tête, est de l'ordre de  $n\sigma$  ou  $n$  est le nombre de dislocations dans l'empilement, et  $\sigma$  est la contrainte extérieure. Il y a donc un effet de multiplication de la contrainte. La conséquence d'un tel effet est que la contrainte  $n\sigma$  exercée sur l'obstacle peut être suffisante pour lui imposer le cisaillement qui correspond au franchissement par une dislocation. La source à l'origine du train de dislocation continuant à alimenter l'empilement, la croissance de la contrainte va conduire au franchissement de l'obstacle par les dislocations successives.

#### d) Augmentation de la température

L'influence de la température sur le comportement plastique d'un matériau, résulte du fait que le blocage de la propagation des dislocations par différents processus peut être surmonté à haute température car les fluctuations thermiques facilitent alors le franchissement des barrières énergétiques associées à ces obstacles.

Un premier processus de ce type est l'activation de la "montée" des dislocations par l'accroissement de la rapidité de diffusion des lacunes. Vu que le coefficient de diffusion  $D_l$ , dont la valeur détermine le flux des lacunes, est multiplié par 107 entre 20°C et 1000°C, et qu'à haute température une lacune peut parcourir plusieurs microns par seconde. Il sera donc plus facile d'extraire ou d'absorber une lacune sur une dislocation pour y former un incrément de montée. La figure V.43 montre comment le processus de montée d'une dislocation coin peut alors permettre le contournement d'un précipité bloquant, à basse température, la propagation d'un "train" de dislocations.



**Figure V.43** – a) Contournement d'un précipité par un processus de montée, activé à haute température. b) Les deux dislocations coins de signe opposé ne peuvent s'annihiler mutuellement que par un processus de montée.

Outre l'évacuation, par les surfaces, des dislocations rendues mobiles, la montée peut également permettre de réduire le nombre de dislocations à l'intérieur du solide. Par exemple si deux dislocations coin de vecteurs de Burgers opposés sont situées dans des plans parallèles de glissement, leur attraction mutuelle va les positionner l'une au-dessus de l'autre. Un déplacement par montée va produire leur annihilation mutuelle (Figure V.43b).

Un deuxième processus est la réduction de la contrainte de Peierls ou friction de réseau exercée par le réseau cristallin. Dans les matériaux "durs" où cette contrainte est dominante, par exemple dans les matériaux covalents, les fluctuations thermiques accroissent la probabilité de franchissement de la barrière énergétique entre vallées de Peierls, et assistent ainsi l'action de la contrainte extérieure appliquée. Notons que ce franchissement sera d'autant plus facile que la dislocation qui doit passer d'une position stable à la suivante, est plus courte. Le franchissement d'une dislocation longue peut alors se faire par création d'un décrochement, une portion seulement de la dislocation ayant à sauter vers la vallée de Peierls voisine. Ce décrochement n'est pas énergétiquement favorable, car la longueur de la ligne augmente avec le nombre de crans, mais sa création est facilitée par l'accroissement de la température (de façon analogue aux défauts ponctuels). Une fois créé, l'agrandissement du décrochement est très rapide car seuls les éléments latéraux, perpendiculaires aux vallées de Peierls correspondent à un accroissement d'énergie. C'est ainsi que les matériaux qui sont "cassants" à basse température peuvent devenir très déformables à haute température.

Enfin, la température a également pour effet de diminuer toutes les énergies

élastiques caractéristiques (tension de ligne, énergies d'interaction, force de Peierls) qui sont toutes proportionnelles au module de cisaillement  $G$ . En effet ce module décroît quand la température augmente (c'est là un effet de la dilatation du matériau qui accroît les distances entre atomes).

De façon générale, en raison de la suppression des blocages du déplacement des dislocations, ces différents effets liés à l'augmentation de la température abaissent la valeur de la limite d'élasticité.

## Pour en savoir plus

### Les ouvrages de références

Pour en savoir plus sur la plasticité d'un point de vue mécanique des matériaux, consulter les ouvrages de référence :

- J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, A. Benallal & R. Desmorat (2009) *Mécanique des matériaux solides (3<sup>e</sup> édition)* (531 LEM)
- J. Salençon (2002) *De l'élasto-plasticité au calcul à la rupture* Ed. de l'Ecole polytechnique (531.382 SAL)
- D. François, A. Pineau, & A. Zaoui (1991) *Mécanique des Matériaux* Hermès (620.112 FRA)
- P. Suquet (2008) *Rupture et plasticité* Cours de l'Ecole Polytechnique
- J. Besson, G. Cailletaud, J. L. Chaboche & S. Forest, (2001) *Mécanique Non-Linéaire des Matériaux*. Hermès

Pour en savoir plus, sur la plasticité d'une point de vue physique du solide, consulter les ouvrages de références :

- J. Friedel (1956) *Les dislocations* Gauthier-Villars
- J.-P. Bâilon & J.-M. Dorlot (2000) *Des Matériaux (3<sup>e</sup> édition)* (620.112 BAI)
- J. P. Mercier, G. Zambelli & W. Kurz (2002) *Traité des matériaux 1 : Introduction à la science des matériaux (3<sup>e</sup> édition)*. Presses Polytechnique et Universitaires Romandes (620.11 TRA)
- M. F. Ashby & D. R. H. Jones (2008) *Matériaux : 1. Propriétés, applications et conception (3<sup>e</sup> édition)*. Dunod (620.11 ASH)
- J. Philibert, A. Vignes, Y. Bréchet & P. Combrade (2002). *Métallurgie. Du minerai au matériau*. Dunod (669 MET)
- J. Barralis & G. Maeder (2005) *Précis Métallurgie : élaboration, structures-propriétés, normalisation*. Afnor : Nathan (669 BAR)
- A. Cornet & F. Hlawka (2010) *Propriétés et comportements des matériaux. Du microscopique au macroscopique*. Ellipses (669 COR)
- D. François, A. Pineau, & A. Zaoui (1991) *Mécanique des Matériaux* Hermès (620.112 FRA)
- J.-C. Tolédano (2007) *Bases physiques de la plasticité des solides* (620.112 TOL)



---

# Chapitre -VI-

## Rupture des métaux

---

### Table des Matières

---

<b>VI.1</b>	<b>Les concentrations de contraintes . . . . .</b>	<b>152</b>
VI.1.1	Cas d'une entaille . . . . .	152
VI.1.2	Zone de concentration de contrainte . . . . .	154
<b>VI.2</b>	<b>Introduction à la mécanique linéaire de la rupture . . . . .</b>	<b>157</b>
VI.2.1	Modes d'ouverture d'une fissure . . . . .	157
VI.2.2	Champs de contraintes en tête d'une fissure . . . . .	159
<b>VI.3</b>	<b>La propagation d'une fissure . . . . .</b>	<b>162</b>
VI.3.1	La force d'extension de fissure . . . . .	163
VI.3.2	Les critères de rupture . . . . .	163
<b>VI.4</b>	<b>Mécanismes de la rupture . . . . .</b>	<b>167</b>
VI.4.1	Rupture ductile . . . . .	167
VI.4.2	Clivage et les ruptures fragiles . . . . .	173
VI.4.3	La température de transition ductile-fragile . . . . .	178

---

### Objectifs

- Calculer le coefficient de concentration des contraintes associé à une géométrie.
- Calculer la longueur critique d'une fissure.
- Calculer la contrainte nominale admissible par une structure.
- Calculer le facteur d'intensité des contraintes pour un matériau donnée.
- Connaître les mécanismes physiques de rupture fragile et ductile dans les métaux.

Dans le cas général, les ruptures observées sur les éléments d'assemblage se sont propagées à partir de singularités géométriques telles que les défauts, les congés de raccordement à faible rayon, les cavités,...

Dans ce chapitre, nous examinons la manière de quantifier les perturbations qu'elles induisent localement sur les sollicitations mécaniques. Ceci conduira à développer les concepts de facteur de concentration de contrainte  $K_t$ , et de facteur d'intensité de contrainte  $K_I$ .

## VI.1 Les concentrations de contraintes

Intuitivement, il apparaît naturel qu'une perturbation géométrique crée, dans son environnement immédiat, une zone où les contraintes induites par les sollicitations extérieures seront modifiées, généralement augmentées.

**Définition VI.1 (Facteur de concentration des contraintes  $K_t$ )** est le facteur multiplicatif pour déterminer les contraintes locales  $\sigma^{local}$  en fonction de la contrainte nominale  $\sigma^{nom}$  :

$$\sigma^{local} = \sigma^{nom} \quad (\text{VI.1})$$

où  $\sigma^{nom}$  représente le niveau de contraintes en l'absence du défaut, ou, ce qui revient au même, hors des perturbations induites par celui-ci et  $\sigma^{local}$  les contraintes maximales induites localement par le défaut.

$K_t$  est un nombre sans dimension, dont la valeur est donc conservée lors d'une homothétie, par exemple lors de la réalisation d'une maquette.

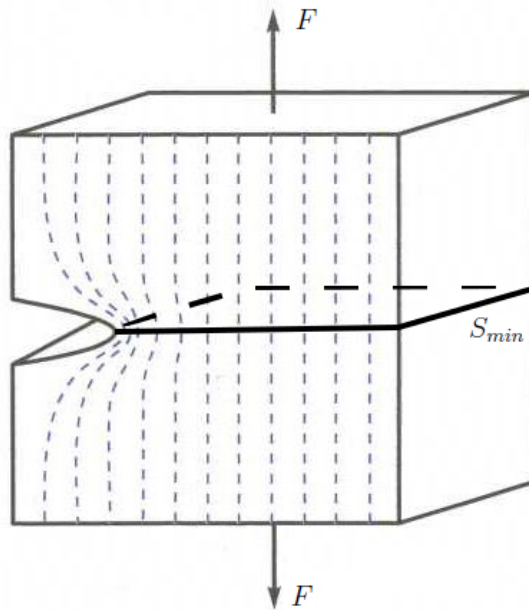
### VI.1.1 Cas d'une entaille

En effet, par analogie avec ce qui se passe pour des lignes d'écoulement d'un fluide, on peut représenter schématiquement la répartition de la contrainte locale (parallèle à la contrainte appliquée) au voisinage d'une entaille débouchant, ou rayure (Figure VI.1). A la racine de l'entaille se produit une concentration locale de contrainte ; cette contrainte locale  $\sigma^{local}$  a une valeur plus élevée que la contrainte nominale  $\sigma^{nom} = F/S_{min}$ , où  $S_{min}$  est la section de la pièce en bout d'entaille. La mécanique de l'élasticité linéaire permet d'évaluer cette concentration locale des contraintes.

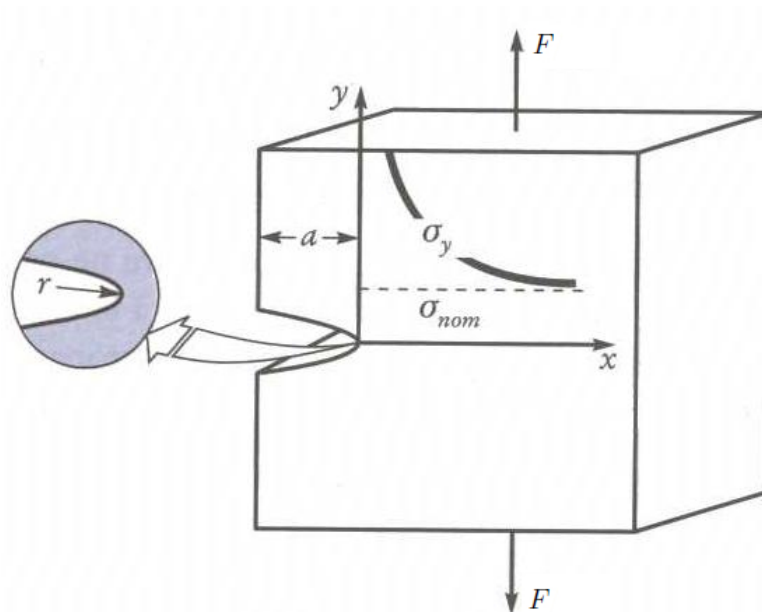
L'entaille VI.2 illustre la variation de la composante locale  $\sigma^{local}$  de la contrainte dans le plan normale à la sollicitation extérieure passant par la pointe de la fissure, en fonction de la distance  $x$  mesurée à partir du fond de la fissure est une fonction à la fois de la contrainte appliquée et de la géométrie de la fissure. En première approximation, on obtient, en tête de la fissure :

$$\sigma^{local} = \sigma^{nom} \left( 1 + 2\sqrt{\frac{a}{r}} \right) \quad (\text{VI.2})$$

où  $a$  est la profondeur de la fissure et  $r$  le rayon de courbure à la racine de la fissure.



**Figure VI.1** – Concentration locale des contraintes au voisinage d’une microfissure débouchante.



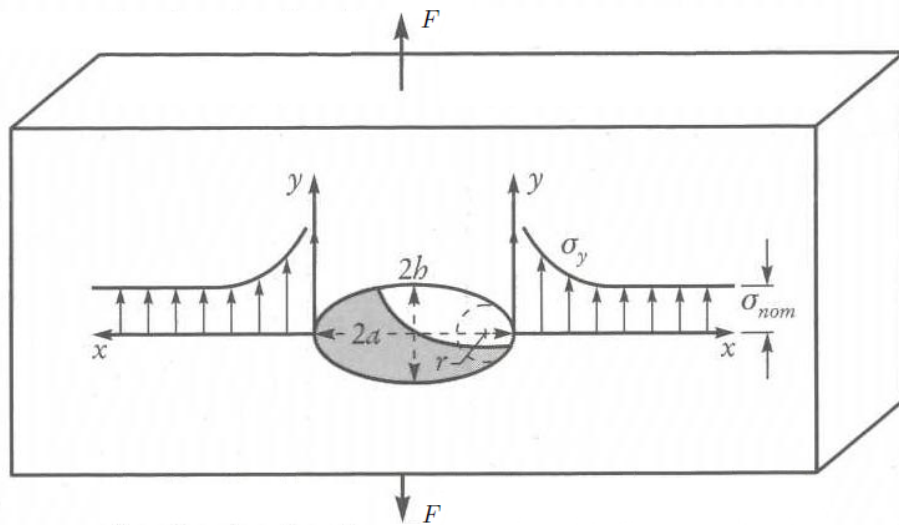
**Figure VI.2** – Variation de la contrainte locale en fonction de la distance  $x$  mesurée à partir du fond de fissure.

On a directement à l’aide de sa définition, la valeur du facteur de concentration des contraintes  $K_t$

$$K_t = 1 + 2\sqrt{\frac{a}{r}} \quad (\text{VI.3})$$

### VI.1.2 Zone de concentration de contrainte

Cette analyse de la concentration locale des contraintes, initialement due aux travaux de Griffith, ne se limite pas aux seuls défauts de surface; on peut également l'étendre à toute discontinuité géométrique présente dans un matériau, comme un défaut interne (par exemple une cavité de forme elliptique, caractérisée par un grand axe,  $2a$ , et un petit axe,  $2h$ ; Figure VI.3)



**Figure VI.3** – Concentration des contraintes aux extrémités d'une fissure interne de forme elliptique, caractérisée par son grand axe  $2a$  et son petit axe  $2h$ .

La mécanique de l'élasticité linéaire permet de démontrer l'expression du facteur de concentration des contraintes

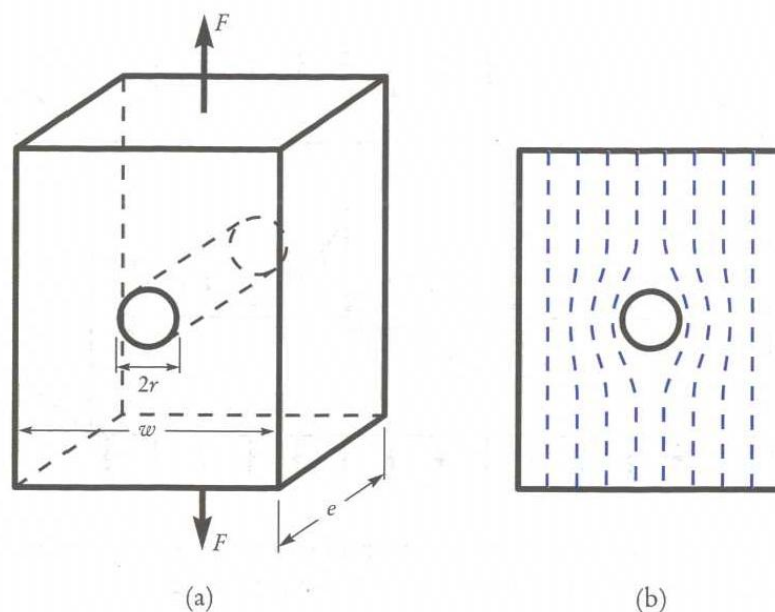
$$K_t = 1 + 2\frac{a}{h} \quad (\text{VI.4})$$

Cette formule aurait pu être retrouvée à partir du cas de l'entaille débouchant en remarquant que le rayon de courbure  $r$  à l'extrémité de la cavité vaut  $h^2/a$ .

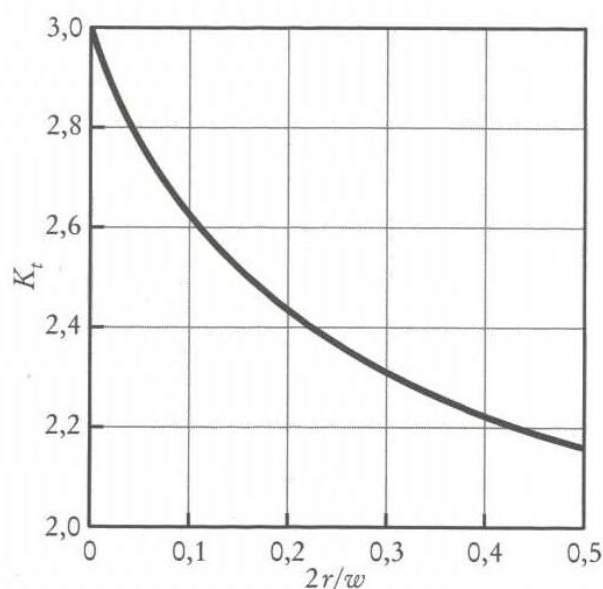
**Remarque VI.1** Dans une plaque de largeur infinie, lorsque le défaut est circulaire, le facteur  $K_t$  est égal à 3. En fait, dans une plaque de largeur finie, la présence d'un tel défaut (Figure VI.4) entraîne un facteur de concentration de contrainte compris entre 2 et 3. La figure VI.5 donne la variation du facteur  $K_t$  en fonction du rapport  $2r/w$ , où  $r$  est le rayon du trou, et  $w$  la largeur de la plaque. **La contrainte globale ou nominale  $\sigma_{nom}$  à laquelle s'applique la concentration de contrainte est égale à la force divisée par la plus petite section :**

$$\sigma_{nom} = \frac{F}{(w - 2r)e} \quad (\text{VI.5})$$

où  $F$  est la charge appliquée à la plaque d'épaisseur  $e$ .

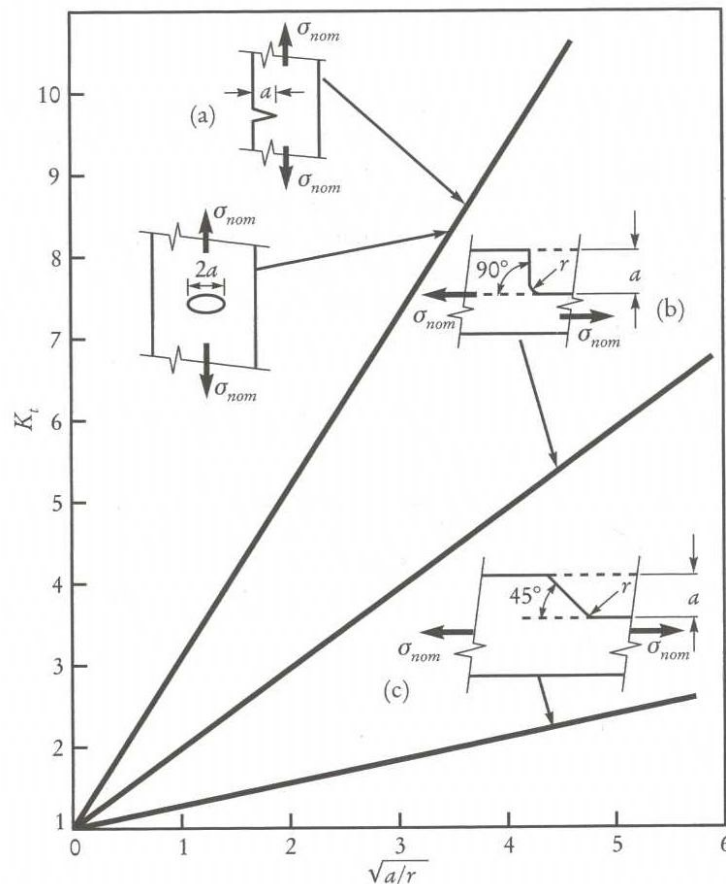


**Figure VI.4** – Concentration des contraintes au voisinage d’un trou circulaire (de diamètre  $2r$ ) dans une pièce de la largeur  $w$  ; b) lignes d’écoulement des contraintes au voisinage du trou.



**Figure VI.5** – Variation du facteur de concentration de contrainte  $K_t$  en fonction du rapport  $2r/w$ .

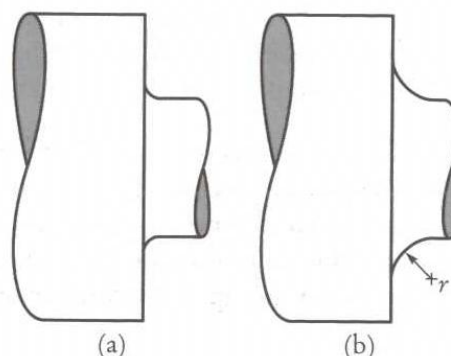
Par ailleurs, tout changement de section dans une pièce entraîne également une concentration locale des contraintes, à la racine de ce changement (ou, en d’autres termes, “au pieds de la marche” ; Figure VI.6). Bien entendu, l’effet d’un tel changement de section dépend de la géométrie de la marche. La figure VI.6 donne la facteur  $K_t$  d’une cavité semi-elliptique interne de grand axe  $2a$  (ou d’une entaille débouchant de profondeur  $a$ ), d’une marche à  $90^\circ$  et d’une marche à  $45^\circ$ .



**Figure VI.6** – Variation du facteur de concentration de contrainte  $K_t$  en fonction de la géométrie du défaut : a) entaille débouchante ou cavité interne dont le rayon de courbure en fond de fissure est  $r$  ; b) marche à  $90^\circ$  ; c) marche à  $45^\circ$ .

**Remarque VI.2** On peut atténuer l'effet de tout défaut superficiel ou de tout changement de section en usinant les pièces pour obtenir le meilleur fini de surface possible et en faisant en sorte que tout changement de section soit progressif. Par exemple, pour éviter que la zone de raccordement de deux parties de diamètres différents ne soit le siège d'une concentration de contrainte trop élevée, il faut que le rayon  $r$  soit le plus grand possible (c'est-à-dire qu'il faut utiliser un congé qui soit le plus grand possible ; Figure VI.7).

**Règle VI.1** La résistance expérimentale à la rupture des matériaux (surtout fragile) dépend grandement des défauts qu'ils renferment, de leur nature et de leur géométrie. Or dans la pratique, il n'existe aucun matériau sans défaut (toute rayure due à l'usinage ou au polissage pouvant être le siège d'une concentration de contrainte). C'est pourquoi, l'art de l'ingénieur réside à la fois à mettre en place une conception adaptée pour limiter la sévérité des défauts et à contrôler la taille et l'évolution des défauts pour estimer leur sévérité et en déduire la durée de vie des structures étudiées.



**Figure VI.7** – Congés raccordant deux parties de sections différentes : a) mauvais ( $r$  faible); b) meilleur ( $r$  plus élevé).

## VI.2 Introduction à la mécanique linéaire de la rupture

Les essais de résilience Charpy permettent de comparer la ténacité de plusieurs matériaux ou celle d'un même matériau dans différents états microstructuraux. Cependant, ces essais ne sont que comparatifs et qualitatifs; du résultat obtenu - une énergie absorbée pour rompre une éprouvette entaillée de dimensions normalisées -, on ne peut déduire une contrainte critique qui entraînerait la rupture brutale d'une pièce en service contenant un défaut sévère ou une fissure. C'est pourquoi il a fallu développer une approche de la ténacité qui soit plus rigoureuse et plus directement applicable aux cas de sollicitations mécaniques rencontrés en pratique.

Durant les années 1950 et 1960, on a assisté au développement de la mécanique élastique linéaire de la rupture, discipline du génie qui fait le lien entre la mécanique du solide déformable et la science des matériaux. Ce développement a pris place à la suite d'accidents spectaculaires et parfois coûteux en vies humaines, tels que la rupture fragile soudaine de ponts (Figure VI.8) ou de navires, à titre d'exemple, parmi les quelque 5000 navires construits aux États-Unis durant la Deuxième Guerre mondiale (les célèbres Liberty Ships), environ un millier ont subi des ruptures fragiles partielles de leur coque durant leurs dix premières années d'existence et 16 se sont littéralement rompus soudainement en deux (Figure VI.9).

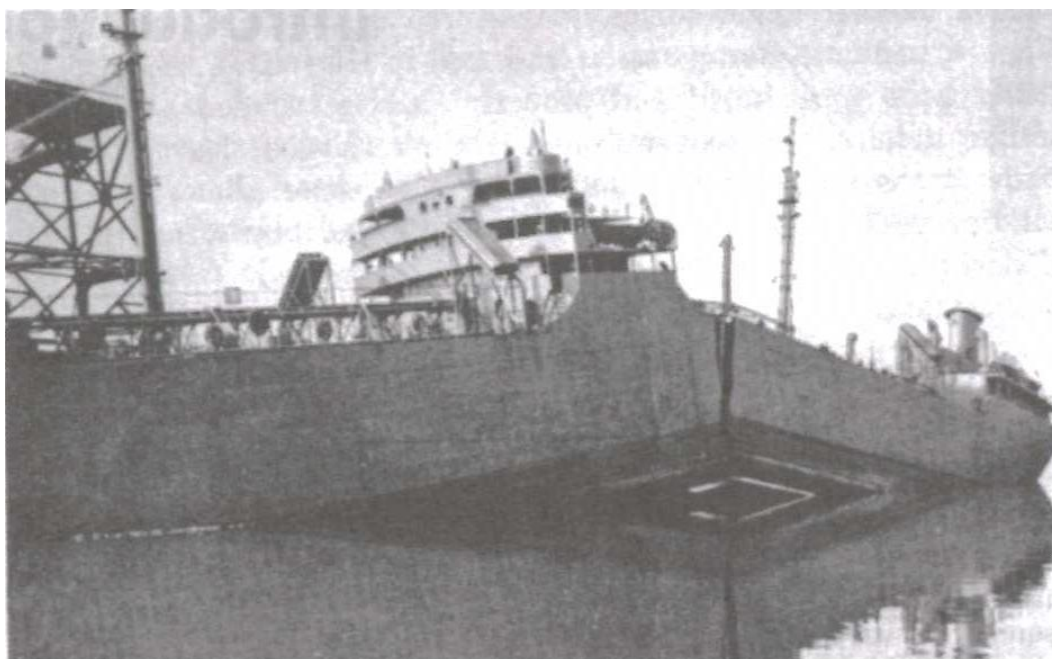
Lorsque le rayon à fond d'entaille du défaut tend vers zéro comme dans le cas d'une fissure, les contraintes en tête du défaut divergent. Le facteur de concentration des contraintes devient infini et il n'est donc plus utilisable pour dimensionner les structures. La mécanique élastique linéaire de la rupture qui fait appel à la connaissance de la distribution locale des contraintes en tête de la fissure, permet de surmonter ces difficultés.

### VI.2.1 Modes d'ouverture d'une fissure

Dans un premier temps, considérons les modes possibles d'ouverture d'un défaut sévère telle une fissure; on distingue le mode I, où la contrainte nominale appliquée  $\sigma_m$ , au matériau fissuré s'exerce perpendiculairement au plan de la fissure et tend à

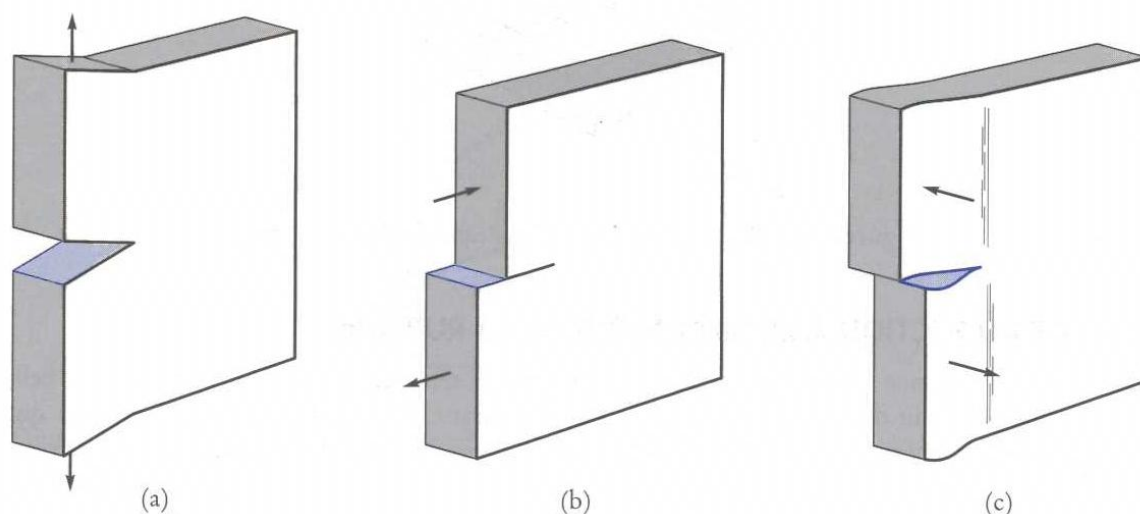


**Figure VI.8** – Rupture du pont de Trois-Rivières (31 janvier 1951, Canada). La structure métallique s’est rompue fragilement par une nuit d’hiver ( $-30^{\circ}\text{C}$ ), alors que le pont n’était que faiblement chargé.



**Figure VI.9** – Liberty ship “Schenechtady” rompu à quai le 24 janvier 1943, par une température de  $-6^{\circ}\text{C}$ .

ouvrir celle-ci (Figure VI.10a). Si la contrainte nominale appliquée est parallèle au plan de la fissure, deux autres modes sont alors possibles : le mode II, où la cission est perpendiculaire au front de fissure (Figure VI.10b), et le mode III, où la cission est parallèle à ce front (Figure VI.10c).



**Figure VI.10** – Les trois modes possibles d'ouverture d'une fissure : a) mode I ; b) mode II ; c) mode III.

**Remarque VI.3** *De ces trois modes, le mode I est le plus sévère, car la contrainte tend à ouvrir la fissure et à rompre en tension les liaisons atomiques du matériau à la racine de cette fissure. Les modes II et III sont moins sévères, car les surfaces de la fissure n'étant jamais parfaitement planes à l'échelle atomique, un frottement s'exerce alors entre les deux surfaces de la fissure, lequel exige la dépense d'une énergie supplémentaire de frottement.*

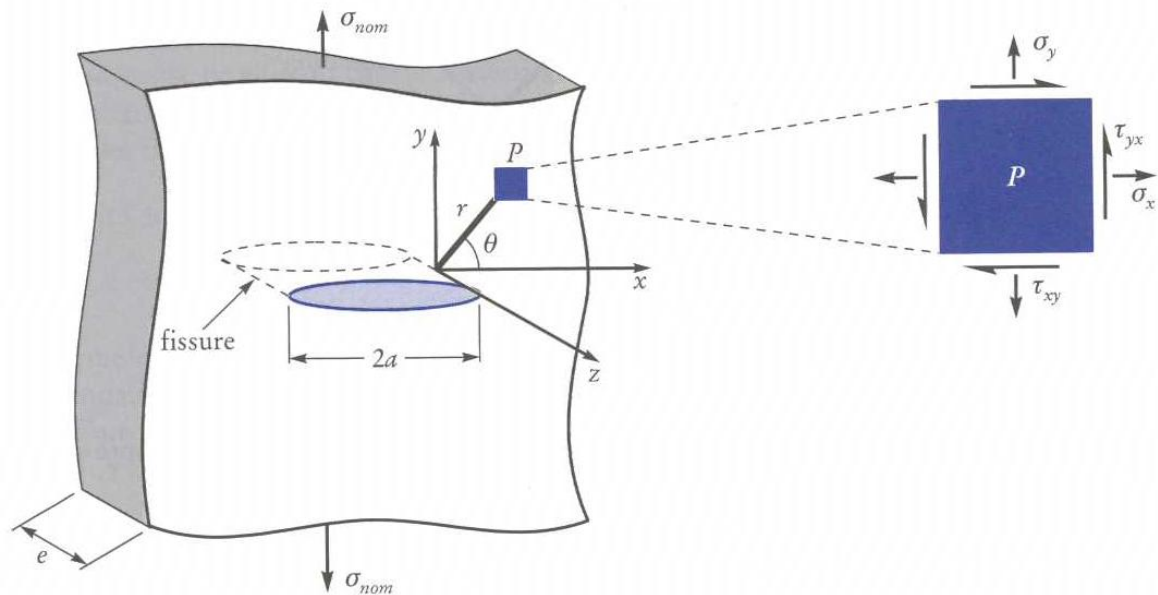
## VI.2.2 Champs de contraintes en tête d'une fissure

En supposant qu'un corps fissuré de dimensions infinies est isotrope et homogène et qu'il obéit à la loi de Hooke (comportement élastique linéaire), Westergaard a montré que le champ de contraintes locales triaxiales s'exerçant sur un élément de volume de matériau situé à la distance  $r$  de la pointe de la fissure (Figure VI.11) peut être approximé par les équations suivantes :

$$\begin{aligned}\sigma_{xx} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{2\theta}{2} \right) \\ \sigma_{yy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{2\theta}{2} \right) \\ \sigma_{zz} &= \nu (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) && \text{(en déformation plane)} \\ \text{ou } \sigma_{zz} &= 0 && \text{(en contrainte plane)} \\ \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}\end{aligned}$$

où  $\nu$  est le coefficient de Poisson du matériau,  $r$  et  $\theta$  les coordonnées polaires de l'élément de volume.

Dans l'ensemble de ces équations, la description de la singularité de contraintes est donc le produit de deux termes :



**Figure VI.11** – Contraintes locales s'exerçant sur un éléments de volume de coordonnées  $r, \theta$  par rapport au front d'une fissure sollicitée en mode I par une contrainte nominale  $\sigma_{nom}$ .

- un terme en  $\frac{1}{2\pi\sqrt{r}} f(\theta)$  qui intègre toutes les grandeurs géométriques locales en tête de fissure,
- et un terme, noté  $K$ , indice selon le mode de chargement (I, II ou III), qui intègre les conditions macroscopiques du chargement (géométrie de la fissure et sollicitations à grande distance).

**Définition VI.2** Le terme  $K_I$  est appelé le facteur d'intensité de contraintes, appellation peu judicieuse, car ce "facteur" est une grandeur ayant une dimension [contrainte  $\times$  longueur<sup>1/2</sup>]. Il s'exprime, dans le système international, en une unité peu courante le  $[\text{Pa}\cdot\text{m}^{1/2}]$ , ou plus généralement par son multiple le  $[\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}]$ .

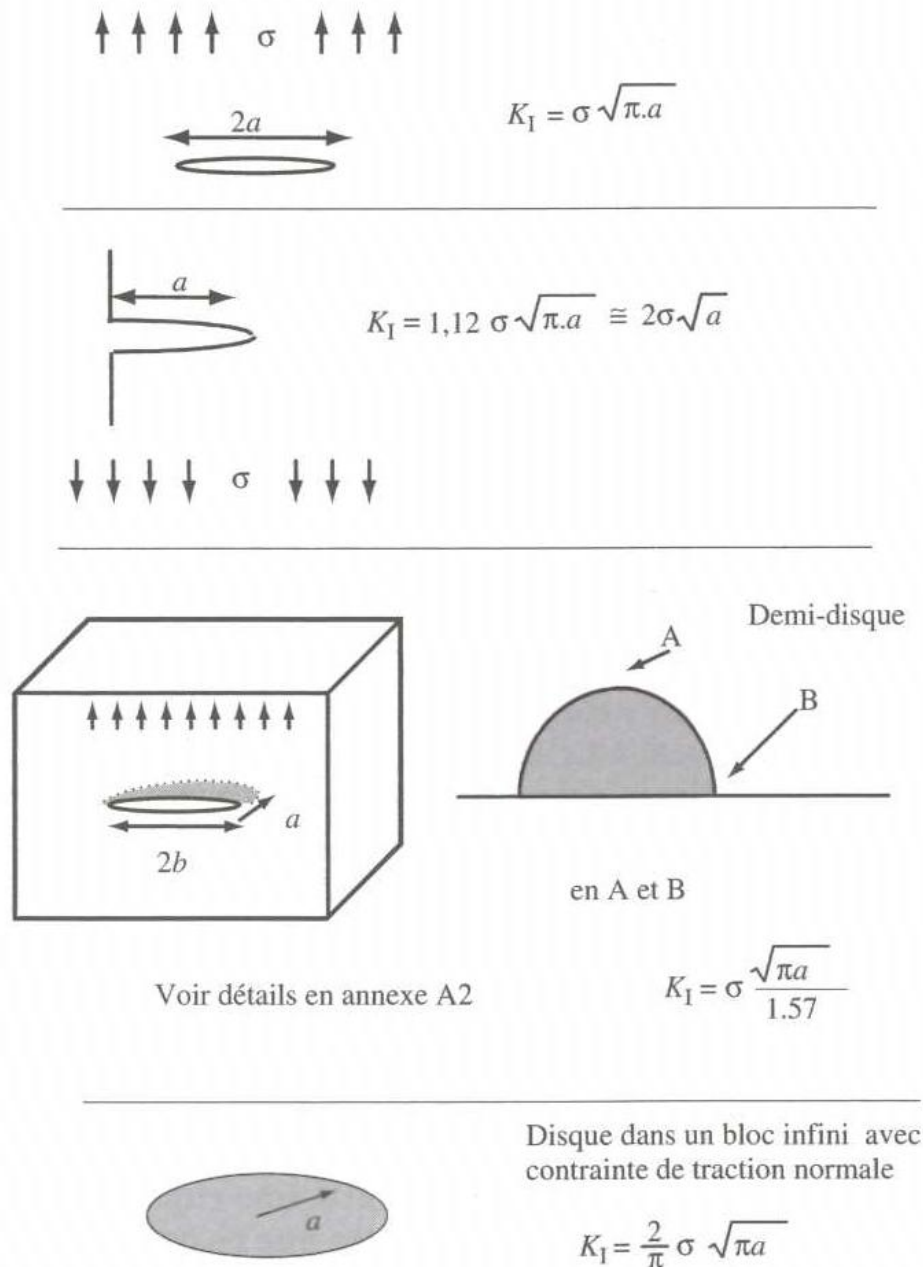
Étant définis localement par rapport au front de fissure, les termes en  $r$  et  $\theta$  sont indépendants des conditions macroscopiques de sollicitation (taille de la fissure et contraintes). Aussi le champ de contraintes au voisinage de la singularité est-il totalement décrit par la seule connaissance du facteur d'intensité de contraintes. Ce dernier est suffisant pour déterminer les sollicitations induites par une fissure et des contraintes macroscopiques particulières. Caractériser une fissure donnée se réduira donc à évaluer le  $K_I$  ( $K_{II}$  ou  $K_{III}$ ), qui lui est associé.

Le calcul des facteurs d'intensité des contraintes est un travail complexe qui peut parfois être conduit de façon analytique, mais qui généralement nécessite l'utilisation de code aux éléments finis. Pour des applications concrètes, il existe des atlas de facteurs d'intensité de contraintes qui permettent d'évaluer de façon satisfaisante la valeur de  $K$ , pour la plupart des situations effectivement rencontrées dans les structures industrielles. A titre d'exemple, la figure VI.12 présente les valeurs recommandées pour

des géométries de fissures relativement classiques. On retiendra que la relation

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (\text{VI.6})$$

est très satisfaisante pour une première approximation de la valeur du facteur d'intensité de contraintes.



**Figure VI.12** – Valeurs des facteurs d'intensité de contraintes pour divers types de fissures.

Pour des applications demandant une rigueur de traitement, des ensembles de règles d'analyse et d'utilisation des codes de calculs précisent la manière de considérer de façon conservative des situations concrètes de fissures les plus complexes.

Compte tenu de l'importance pratique du mode I, dans la suite de ce document on ne se penchera plus que sur les sollicitations de ce type. En mode II et III, les frottements réduisent la transmission des sollicitations en tête de fissure et la connaissance de celles qui sont effectivement appliquées en fond de fissure est particulièrement délicate à obtenir. Des situations de sollicitations mixtes (I + II ou I + III), correspondant à une inclinaison de la fissure par rapport à l'axe de chargement, font maintenant l'objet d'études approfondies, en particulier pour déterminer le comportement, lors d'un choc externe, d'une pièce en cours de fissuration sous sollicitation statique.

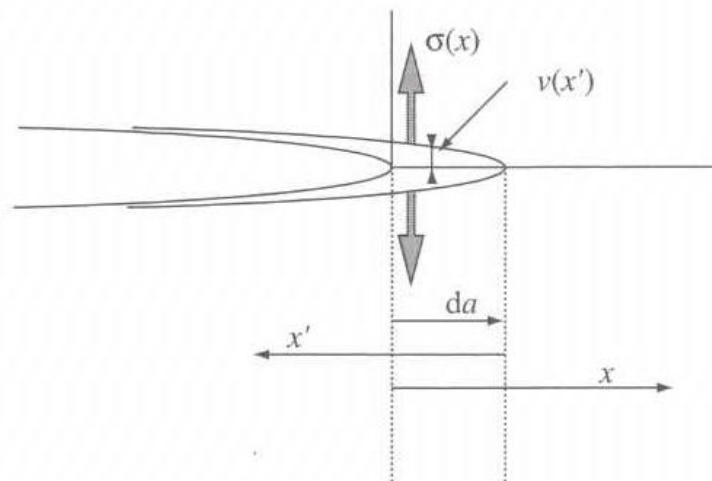
**Remarque VI.4** *Un certain nombre de points doivent être discutés au vu de ces équations :*

- *Les équations présentées ci-dessus ne sont que les approximations au premier ordre. Tant qu'on reste à courte distance du front de fissure, les erreurs liées à cette approximation restent faibles, mais elles augmentent rapidement, dès qu'on s'écarte significativement du front de fissure. Ainsi en mode I, l'erreur relative est inférieure à 1 % pour  $r/a = 1.01$ , atteint 25 % pour  $r/a = 1.5$  et dépasse 60 % à une distance égale à la longueur de la fissure. On s'intéresse cependant à la singularité de contraintes, c'est-à-dire au voisinage immédiat du front de fissure et ce point est généralement sans conséquences.*
- *La résorption de la singularité de contraintes se fait plus lentement dans le cas d'une fissure que dans le cas d'un défaut. En effet l'évolution des contraintes locales est une fonction en  $1/\sqrt{r}$  au voisinage immédiat de la fissure, décroissant plus lentement que pour un défaut à rayon de courbure non nul (en  $r^{-2}$ ). Le champ de contraintes associé à la singularité s'étend donc largement en amont du défaut. Cependant, pour un calcul complet, on retrouve le principe de Saint-Venant : à une distance égale à deux fois la dimension de la fissure, les contraintes ne sont plus égales qu'à  $1.02 \sigma_0$ .*
- *Les sollicitations en tête de fissure dépendent de façon non linéaire des dimensions de la structure étudiée, et en particulier de la longueur de la fissure. Il s'ensuit que le facteur d'intensité de contraintes n'est pas conservé par une homothétie ni donc lors de la réalisation d'une maquette.*
- *Le calcul des contraintes conduit à des valeurs infinies en tête de fissure. Cette situation est physiquement irréaliste. Le comportement des matériaux conduira soit à une déformation plastique, soit à une rupture. C'est à partir de la connaissance des distributions de contraintes que ce comportement peut être décrit. La mécanique de la rupture ne considère d'abord que les situations d'élasticité linéaire pour se pencher seulement ultérieurement sur les conséquences pour les matériaux. Lorsqu'une part importante de la pièce étudiée est en condition de déformation plastique au moment de la rupture, une approche spécifique est utilisée.*

### VI.3 La propagation d'une fissure

Lors de l'avancée "da" d'une fissure, l'ouverture des lèvres de la fissure induit des déplacements autour de la tête de fissure (Figure VI.13). Les sollicitations élastiques peuvent donc travailler et libérer une partie de l'énergie élastique emmagasinée dans la

structure. L'évaluation de l'énergie qui pourra être ainsi récupérée permet de préciser les conditions énergétiques de propagation.



**Figure VI.13** – Travail des forces de surface pour l'avancée d'une fissure de  $da$ .

### VI.3.1 La force d'extension de fissure

L'énergie élastique stockée en tête de fissure,  $W_e$  libère un travail élémentaire  $dW/da$  pour toute avancée de la fissure  $da$ . Celui-ci sera disponible pour contrebalancer toute contribution s'opposant à la propagation, en particulier la création de surface ou la déformation plastique. Cette grandeur, appelée force d'extension de fissure, est notée  $G$  (il ne faut la confondre avec le module de cisaillement noté également  $G$ ). Elle correspond à une force linéique appliquée au front de fissure.

$$G = \frac{dW}{da} \quad (\text{VI.7})$$

Cette grandeur peut être calculée pour une fissure dont on connaît la valeur de  $K_I$ .

Partant d'une fissure de longueur  $a$ , on la laisse se propager de  $da$  (Figure VI.13). La nouvelle tête de fissure est donc placée en  $a + da$ . Pour évaluer l'énergie disponible lors de cette opération, on va refermer la fissure, ce qui consiste à appliquer entre  $a$  et  $a + da$  des forces surfaciques qui varient linéairement avec les déplacements, de la valeur 0 sur les lèvres de la fissure ouverte, aux valeurs correspondant aux contraintes en tête de fissure sur l'axe des  $x$ , lorsqu'elle est refermée.

On obtient donc

$$G = \frac{K_I^2}{2} \quad \text{en contrainte plane} \quad (\text{VI.8})$$

$$\text{et } G = \frac{K_I^2}{2} (1 - \nu^2) \quad \text{en déformaiton plane} \quad (\text{VI.9})$$

### VI.3.2 Les critères de rupture

Une fissure se propagera quand la force d'extension de fissure sera supérieure aux composantes de la résistance à sa propagation. Dans le cas le plus simple d'une rupture

entre rangées atomiques, sans déformation plastique, la propagation de la fissure se traduit par la formation de nouvelles surfaces uniquement et donc d'une énergie créée  $2\gamma_s$ , où  $\gamma_s$  est l'énergie de surface.

Le critère de Griffiths, qui décrit cette condition, s'écrit simplement :

$$G > 2\gamma_s \quad (\text{VI.10})$$

Pour une fissure centrée, la valeur de  $K_I$  est égale à  $K_I = \sigma\sqrt{\pi a}$  et on en déduit qu'une fissure de largeur  $2a$  ne peut se propager que si la contrainte appliquée  $\sigma$  satisfait la relation :

$$\sigma > \sqrt{\frac{2\gamma_s E}{\pi a}} \quad (\text{VI.11})$$

Pour la plupart des métaux, une déformation plastique aura lieu dans la zone de la fissure et l'énergie correspondante sera à intégrer dans le bilan global. On peut ajouter un terme d'énergie plastique  $\gamma_p$  à celui de surface dans l'équation de Griffiths, mais il est particulièrement difficile à évaluer, et toujours très grand devant  $\gamma_s$ , ce qui réduit sérieusement l'intérêt pratique de cette approche. Le critère de Griffith se vérifie convenablement pour les matériaux pour lesquels la déformation plastique en tête de fissure est très limitée.

**Règle VI.2** *Dans la pratique, on considère qu'il y a rupture brutale lorsque le taux de libération d'énergie élastique  $G$  atteint l'énergie de de rupture  $G_c$  (ou taux critique de libération d'énergie élastique)*

*Cette expression peut être traduit en terme de facteur d'intensité des contraintes  $K_I$ . On aura alors rupture brutale lorsque le facteur d'intensité des contraintes aura atteint la valeur critique du facteur d'intensité des contraintes  $K_{Ic}$ .  $K_{Ic}$  est également appelée ténacité du matériau. Les figures VI.14 et VI.15 donnent le ordre de grandeurs de  $G_c$  et  $K_{Ic}$  obtenues expérimentalement pour différents matériaux.*

△ Il est évident que ces données concernant la ténacité et l'énergie de rupture sont extrêmement importantes : l'ignorance de ces données a causé et continue de causer de véritables désastres industriels tels que ceux mentionnés au début de ce chapitre.

**Remarque VI.5** *Seul la valeur de  $G_c$  est une grandeur intrinsèque du matériau. En effet, la valeur correspondante de  $K_{Ic}$  dépend de la géométrie et du type de sollicitation. Pour remédier à cette légère difficulté, on prend en générale l'expression suivant pour le facteur d'intensité des contraintes*

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (\text{VI.12})$$

où  $Y$  est un facteur correctif sans dimension. Les valeurs de  $Y$  sont tabulées dans des ouvrages de référence. Cependant quand la longueur de la fissure  $a$  est faible devant la longueur  $l$  de la plaque, on peut généralement approximer sans problème  $Y \approx 1$ .

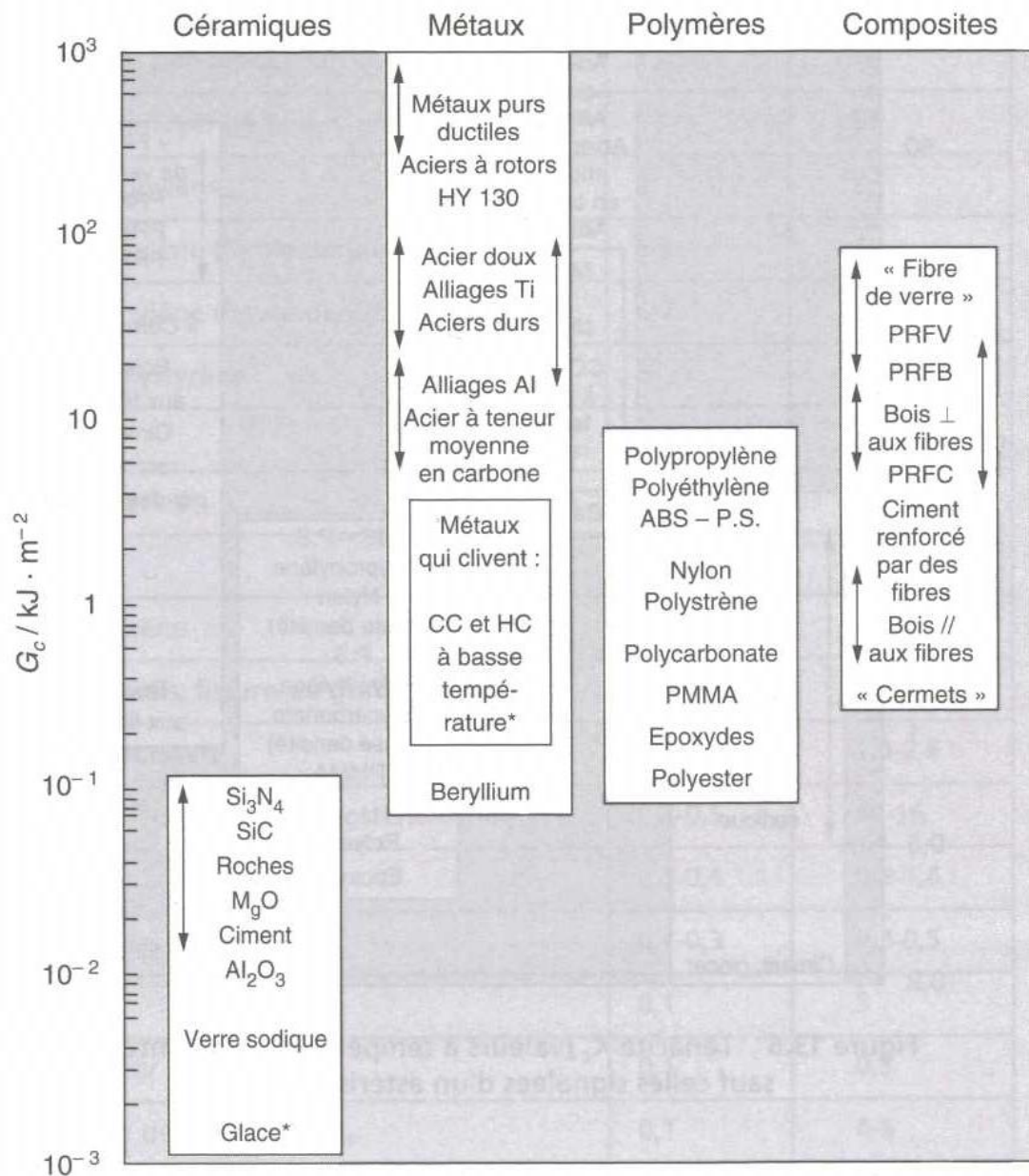


Figure VI.14 – Energie de rupture à température ambiante.

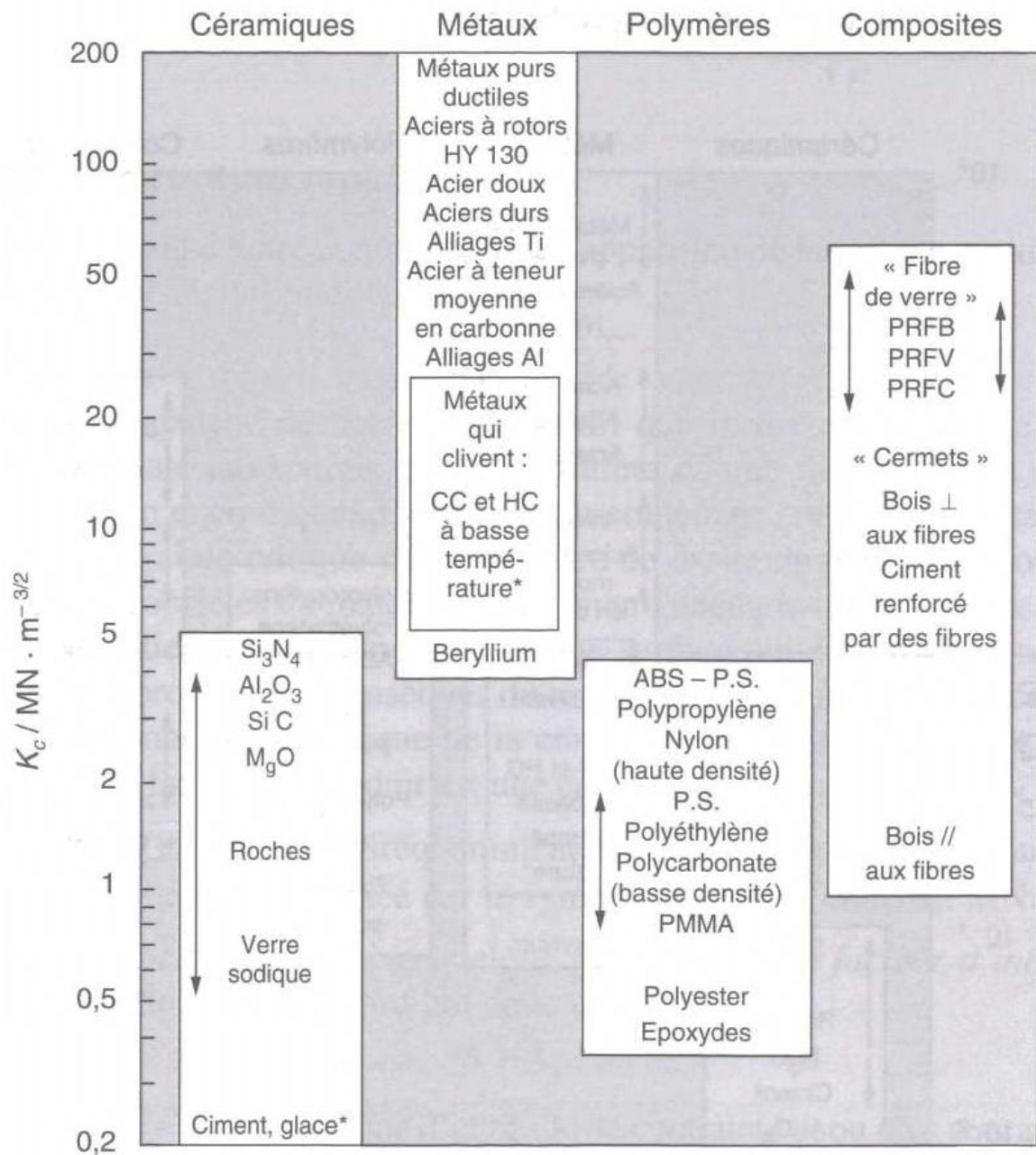


Figure VI.15 – Ténacité  $K_{Ic}$  à température ambiante.

## VI.4 Mécanismes de la rupture

### VI.4.1 Rupture ductile

Lors d'un essai de traction classique, sur un acier par exemple, on impose à une éprouvette une déformation croissante, et on enregistre l'effort nécessaire à la poursuite de cette déformation (Figure VI.16). Tout d'abord la déformation est proportionnelle à la charge et reste réversible. Il s'agit de la déformation élastique qui suit la loi de Hooke.

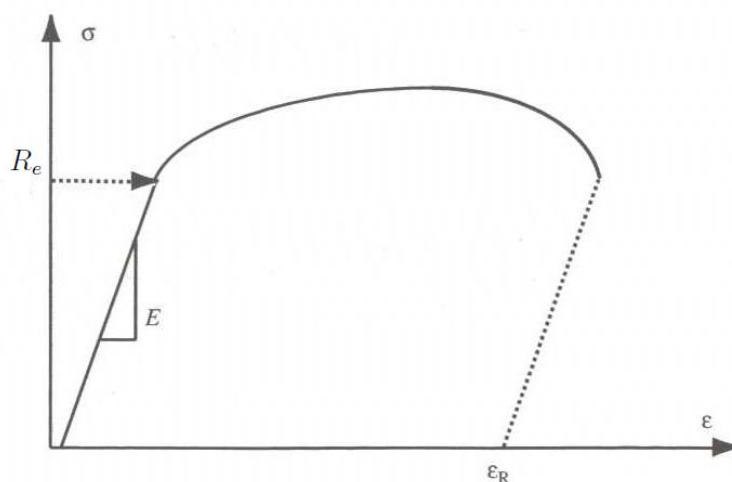


Figure VI.16 – Courbe de traction.

#### VI.4.1.1 Le développement de la striction

Durant un essai de traction lorsque la charge maximale  $R_m$  est atteinte, la déformation se localise avant d'aboutir à la rupture de l'éprouvette. Tout au long de ce processus de déformation plastique, la déformation du métal devient de plus en plus difficile : il s'écroute. La localisation de la déformation, appelée striction, a pour origine la réduction de la vitesse d'écroutissage. En effet, la déformation plastique ayant lieu à volume constant, tout allongement de l'échantillon est compensé par une réduction de sa section. Si, pour un incrément d'allongement donné, cette réduction de section est plus importante que l'accroissement de la contrainte d'écoulement locale, toute perturbation de section devient instable. Il est alors en effet plus facile de continuer à déformer localement plutôt que de poursuivre une déformation uniforme. On peut déterminer à partir d'une analyse de stabilité (critère de Considère) la déformation  $\epsilon_l$  à partir de laquelle se développe la striction. A cette déformation uniforme correspond la charge à la rupture,  $R_m$  dite charge à la rupture ingénieur. La déformation se localise alors dans la striction, mais le métal continu à s'écrouter.

#### VI.4.1.2 Les concentrations de contraintes autour des inclusions

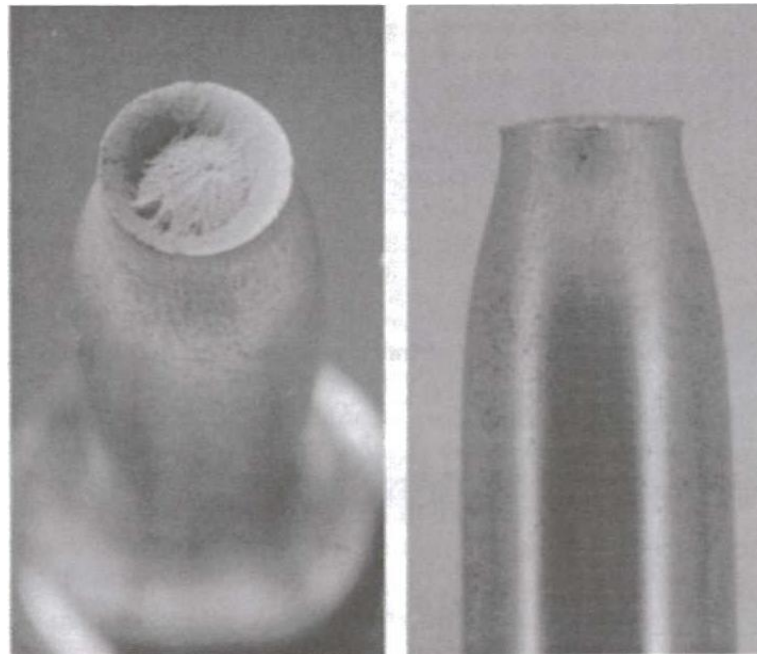
La striction en tant que telle n'est pas directement responsable du processus de rupture. Son développement est le résultat du mode de déformation plastique du métal

et de la compétition entre la vitesse d'écroutissage et la réduction de la section lors de la déformation axiale.

Le processus de rupture ductile que nous allons décrire se développe de façon continue au cours de la déformation plastique, sans que l'apparition de la striction ne marque une quelconque discontinuité dans son déroulement, mais seulement une localisation de la déformation ultérieure.

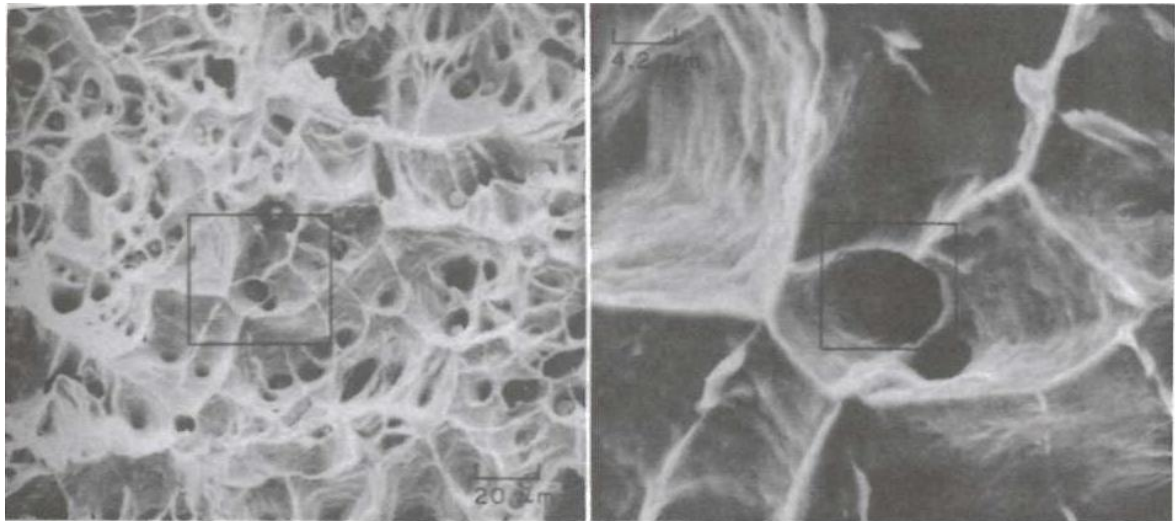
L'examen de la surface de rupture conduit aux observations suivantes :

- macroscopiquement la surface de rupture est plate au centre, d'aspect mat, avec une couronne, éventuellement discontinue, en périphérie, où la rupture a eu lieu par cisaillement à environ  $45^\circ$  (Figure VI.17) ;
- à fort grandissement, la zone centrale est constituée d'une multitude de petites cupules adjacentes, contenant fréquemment des résidus d'inclusions (Figure VI.18).



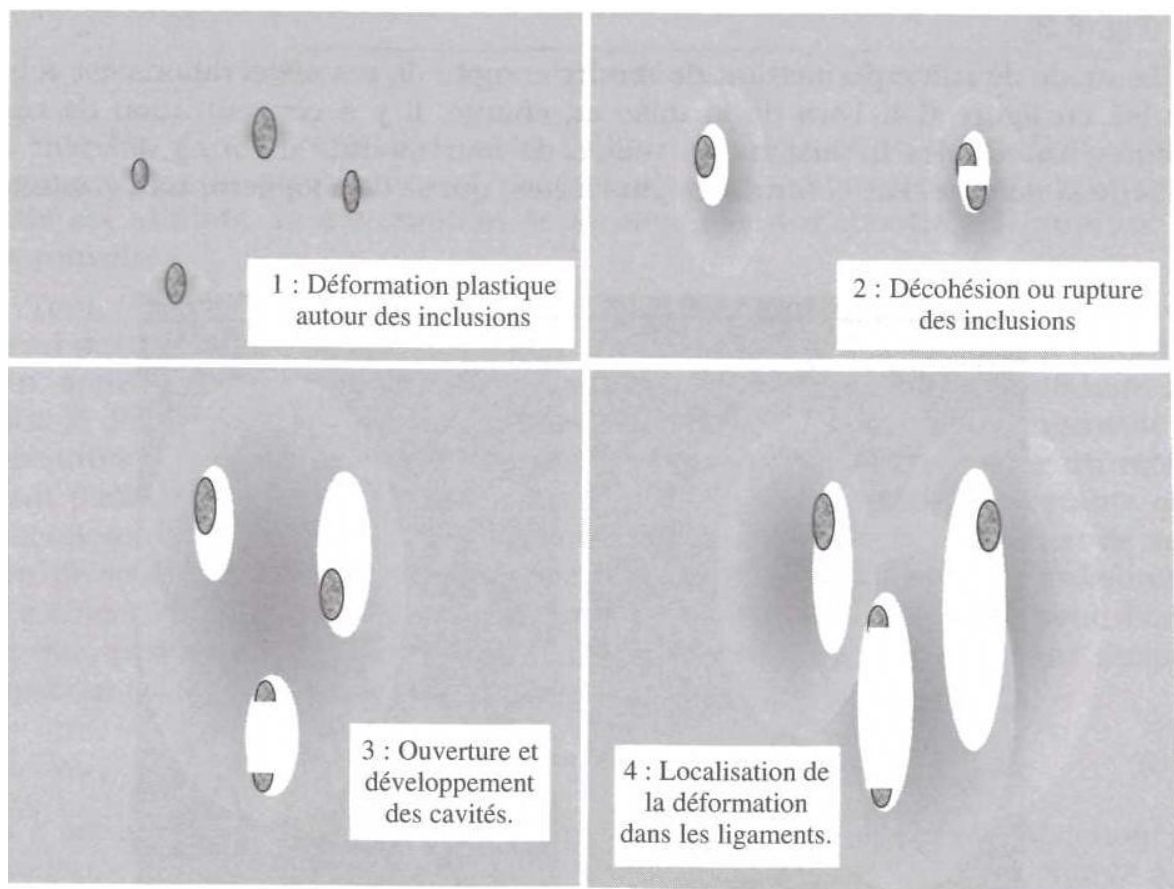
**Figure VI.17** – Aspect macroscopique d'une rupture ductile.

Le mode de ruine permettant de rendre compte de ces observations est schématisé en figure VI.19. Lors de la mise en charge, il y a concentration de contraintes autour des inclusions en raison de leur module d'Young différent de celui de la matrice. Les contraintes plus fortes, qui se développeront au voisinage des inclusions, y favorisent une déformation plastique localisée. Les incompatibilités de déformation entre la matrice et les inclusions conduisent à la rupture des inclusions ou leur décohésion à l'interface inclusion-matrice, selon leurs résistances relatives. Le résultat est l'obtention rapide d'une distribution de cavités au sein de la matrice, dès le début de la déformation plastique. Les champs de déformation, associés à chaque cavité entourant les inclusions, interagissent les uns avec les autres, localisant la déformation plastique entre ces zones. Les cavités se développent et s'allongent peu à peu, réduisant l'épaisseur des ligaments qui les séparent. La section efficace de matériau supportant les sollicitations diminue et finalement atteint localement la charge à la rupture théorique  $\sigma^*$ . La charge supportée



**Figure VI.18** – Cupule en rupture ductile.

par ce ligament rompu est reprise par ses voisins qui cèdent à leur tour, conduisant à la rupture complète de la pièce.



**Figure VI.19** – Formation des cupules.

### VI.4.1.3 Le développement des cavités et la formation des cupules

Toutes les inclusions ne jouent pas le même rôle dans le développement des cupules. En effet, seules celles de plus grandes tailles, qui proportionnellement développent un champ de déformation plastique plus étendu, donnent naissance à des cavités qui se développeront jusqu'à former les cupules de la surface de rupture. La description des mécanismes d'amorçage et de développement des cavités a donné lieu à de nombreux travaux.

**Remarque VI.6** *On pourra être sensible aux dépendances de la déformation à rupture : décroissant avec la densité de cavités initiales (inclusions) mais augmentant fortement avec  $\sigma_m = 1/3\text{Tr}\underline{\sigma}$ , c'est-à-dire avec la composante hydrostatique du tenseur des contraintes,  $\sigma$ . Ce dernier point explique que la rupture ductile s'amorce à l'intérieur de la zone de striction lors d'un essai de traction, pour se propager radialement vers l'extérieur, ou des conditions de contraintes planes favorisent un cisaillement, responsable de la formation de la collerette externe (Figure VI.17). De même sous très haute pression hydrostatique, on peut augmenter la déformation à rupture lors d'un essai de traction.*

Il peut être utile de souligner les points suivants :

- Le développement des cavités n'est pas lié à la formation de la striction. Il commence bien avant, dans le régime de déformation uniforme.
- Sur une surface de rupture ductile, la densité surfacique d'inclusions (par exemple en figure VI.20, obtenue par réplique au MET, où environ la moitié des inclusions ont été prélevées avec la réplique), apparaît bien supérieure à la densité volumique des inclusions, telle qu'elle peut être mesurée par micrographie. Cette différence s'explique par la contribution des inclusions situées dans une bande volumique assez épaisse (50 à 500  $\mu\text{m}$ ) à la formation des cupules. On pourrait comparer la densité surfacique des inclusions sur la surface de rupture à celle obtenue par projection de toutes les inclusions de cette zone.



**Figure VI.20** – Cupules observées dans un acier doux (réplique MET).

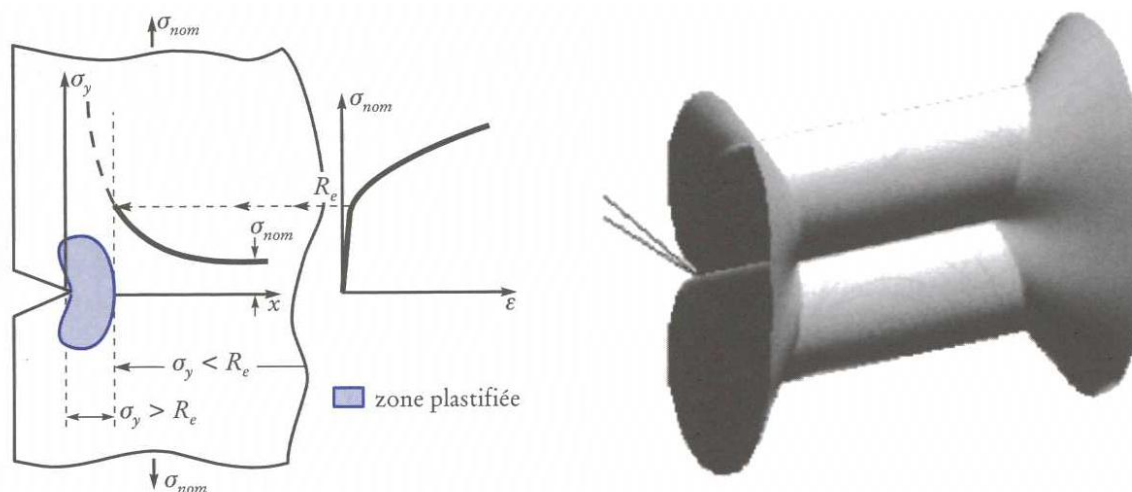
Un cas très particulier de rupture ductile a lieu avec une très faible déformation totale. Il s'agit de la rupture "intergranulaire ductile". Elle est obtenue quand une précipitation intergranulaire permet de disposer, dès le début de la formation des cavités, d'un alignement de celles-ci. Localement, sur le joint de grain, la déformation plastique est importante, mais comme les cupules sont pratiquement dans le même plan et peuvent coalescer facilement, la rupture a lieu après une très faible déformation totale.

#### VI.4.1.4 Propagation de la rupture ductile

##### a) Zone plastique

Comme nous l'avons vu plus, on approche de l'extrémité de la fissure, plus la contrainte locale est élevée, cela jusqu'à une distance  $r_p$  où la contrainte atteint la limite d'élasticité  $R_e$  et où apparaît la déformation plastique. En supposant que la taille de la zone plastique est négligeable devant la taille de la fissure ( $r_p \ll a$ ), on peut montrer que

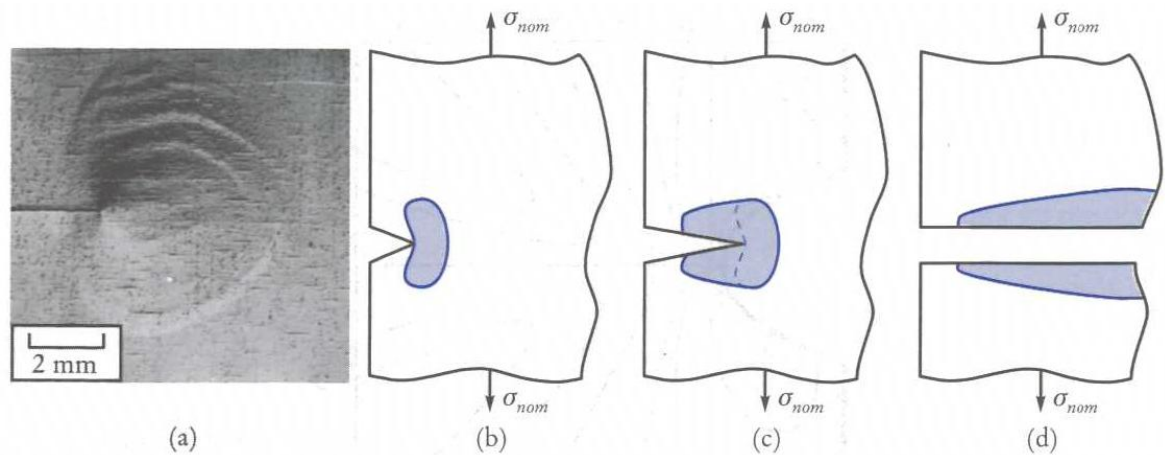
$$r_p = \frac{K^2}{2\pi R_e^2} \quad (\text{VI.13})$$



**Figure VI.21** – A gauche : Représentation schématique de la zone plastique en fond fissure. A droite : Géométrie 3D de la zone plastique dans une éprouvette épaisse.

Cette plastification en fond de fissure est illustrée à la figure VI.21, qui donne par ailleurs la variation de la contrainte locale  $\sigma$  en fonction de la distance  $x$  mesurée à partir du fond de la fissure. La zone voisine du fond, où la valeur de  $\sigma$ , est supérieure à celle de la limite d'élasticité du matériau, est soumise à une déformation plastique, alors que les zones plus éloignées, où  $\sigma < R_e$ , ne subissent qu'une déformation élastique. Cette plastification en tête de fissure est illustrée à la figure VI.22, dans le cas d'une éprouvette d'acier qui renferme une fissure et qu'on a soumise à une contrainte dont la valeur est bien inférieure à celle de la limite d'élasticité de cet acier.

Par conséquent, dans un matériau ductile, une déformation plastique locale apparaît en tête de fissure et précède la rupture brutale. Les conséquences de cette plastification



**Figure VI.22** – a) Aspect d’une zone plastifiée en tête d’une fissure dans un acier doux. b) Plastification à fond de fissure. c) Durant la propagation de la fissure, la zone plastifiée associée se déplace. d) Après rupture, un certain volume de matériau (zones tramées) a été déformé plastiquement de façon irréversible.

sont de deux ordres : les conditions énergétique et mécanique de propagation de la fissure subissent des modifications importantes.

### b) Propagation par déchirement ductile

La fissure se propage quand  $K = K_c$ . Le rayon de la zone plastifiée  $r_p$  est donnée par

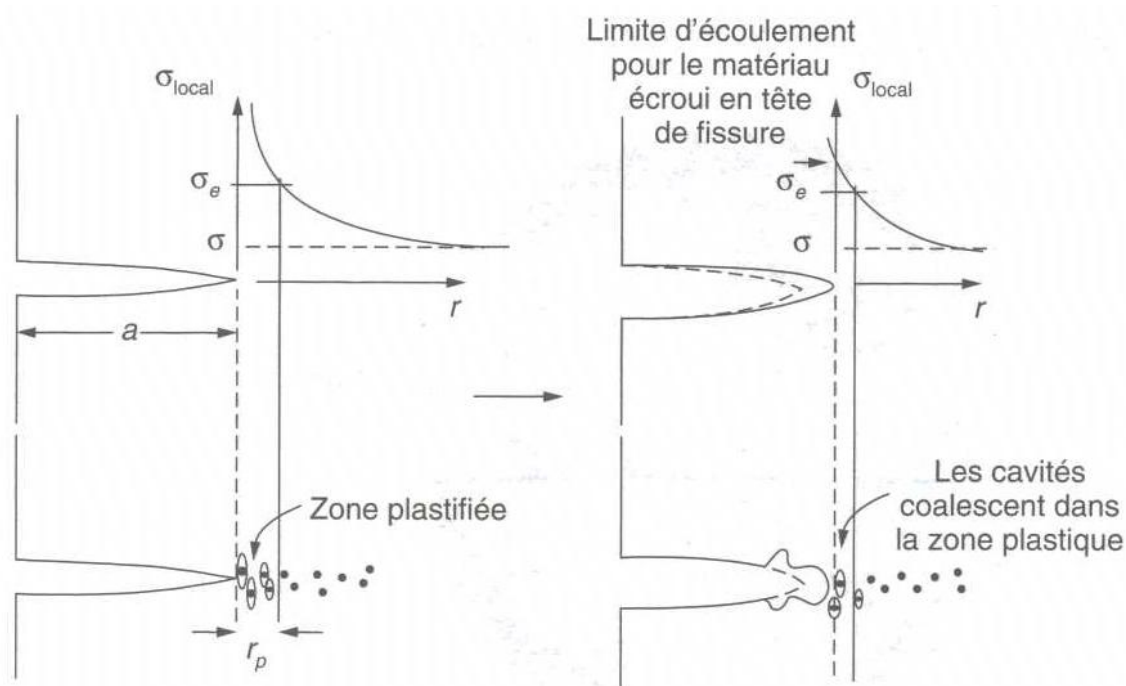
$$r_p = \frac{K_c^2}{2\pi R_e^2} \quad (\text{VI.14})$$

Remarquez que le rayon de la zone plastifiée diminue rapidement quand  $R_e$  augmente : les fissures dans les métaux mous sont associées à des zones plastifiées importantes, alors que les fissures dans les céramiques dures ont peu ou pas de zone plastifiée en tête de fissure.

Même quand ils sont qualifiés de purs, la plupart des métaux contiennent de petites inclusions formées par réaction du métal avec des atomes d’impureté. Dans la zone plastifiée, la déformation se produit autour d’inclusions comme nous l’avons vu, conduisant à la formation de cavités allongées (Figure VI.23). Au fur et à mesure que la déformation plastique se poursuit, ces cavités se relient les unes aux autres et la fissure progresse ainsi par déchirement ductile. La déformation plastique en tête de fissure transforme ainsi naturellement notre fissure initialement pointue en fissure plus arrondie et on peut prouver que cet émoussement diminue la contrainte locale en tête de fissure.

### c) Modification de la condition mécanique de propagation de la fissure

Les valeurs des cisssions locales sont maximales de part et d’autre de la fissure, dans des directions qui forment approximativement un angle de  $45^\circ$  avec l’axe de la fissure. Or, on a déjà démontré que ce sont les cisssions agissant sur des plans cristallographiques



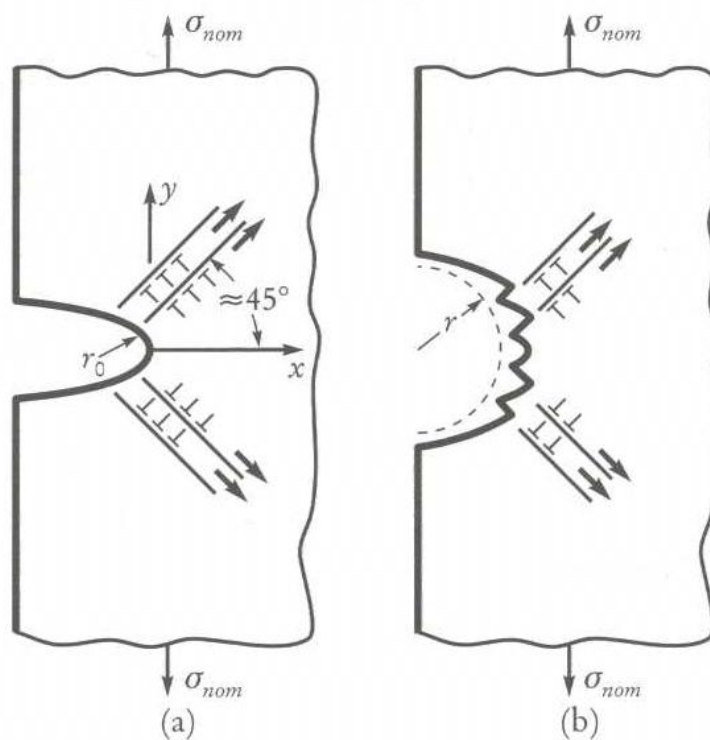
**Figure VI.23** – Propagation d'une fissure par déchirement ductile.

de forte densité atomique qui mettent les dislocations en mouvement et qui entraînent la déformation plastique. Donc les dislocations émises dans les zones de scissions maximales provoquent une augmentation du rayon de courbure de la fissure (Figure VI.24), ce qui entraîne une diminution du facteur de concentration de contrainte; il faut donc appliquer une contrainte nominale plus élevée pour que, en fond de fissure, la résistance du matériau soit atteinte. La ductilité modifie donc profondément les conditions énergétique et mécanique nécessaires pour que la fissure, en se propageant, entraîne la rupture du matériau quand il est soumis à des contraintes.

Le fait principal concernant la rupture par déchirement ductile est qu'elle consomme beaucoup d'énergie par déformation plastique; plus la zone plastique est étendue, plus l'énergie absorbée est importante, et donc plus  $G_c$  et  $K_c$  sont élevés. C'est pourquoi les métaux ductiles ont telle ténacité.

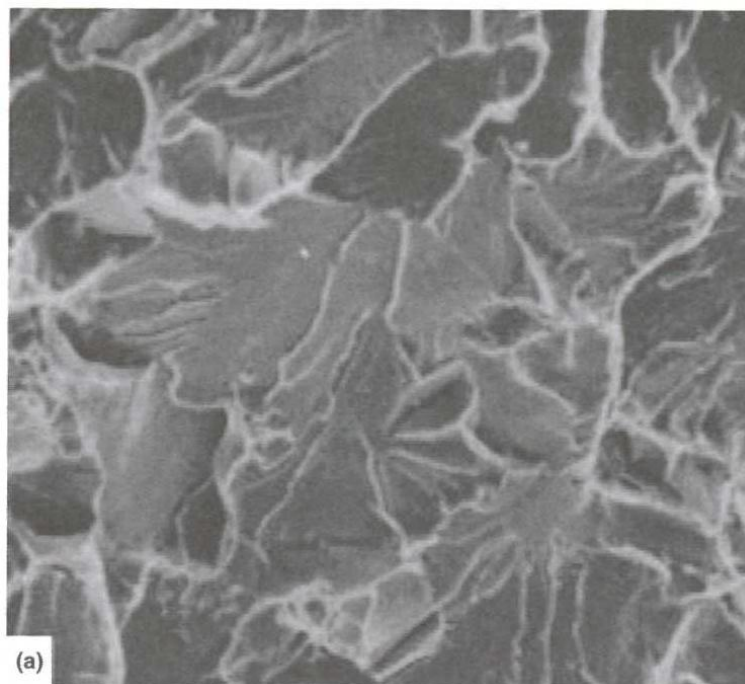
### VI.4.2 Clivage et les ruptures fragiles

Le clivage est un mode de rupture dont le mécanisme principal est la séparation des plans atomiques pratiquement sans déformation. Particulièrement fréquent dans les cristaux ioniques, il peut être observé dans les métaux, en particulier dans le cas des faibles symétries cristallines comme les cubiques centrés ou hexagonaux. Ce mode de rupture étant en compétition avec la déformation plastique, il est facilité par une faible température, lorsque les mécanismes de déformations sont moins actifs. Ceci conduit à l'existence d'une transition fragile à basse température) - ductile (à plus haute température). A cette transition en mode de rupture correspond une transition en morphologies de surfaces. A basse température, dans le domaine fragile, on obtient des ruptures intracristallines par clivage, alors qu'à haute température, les morphologies

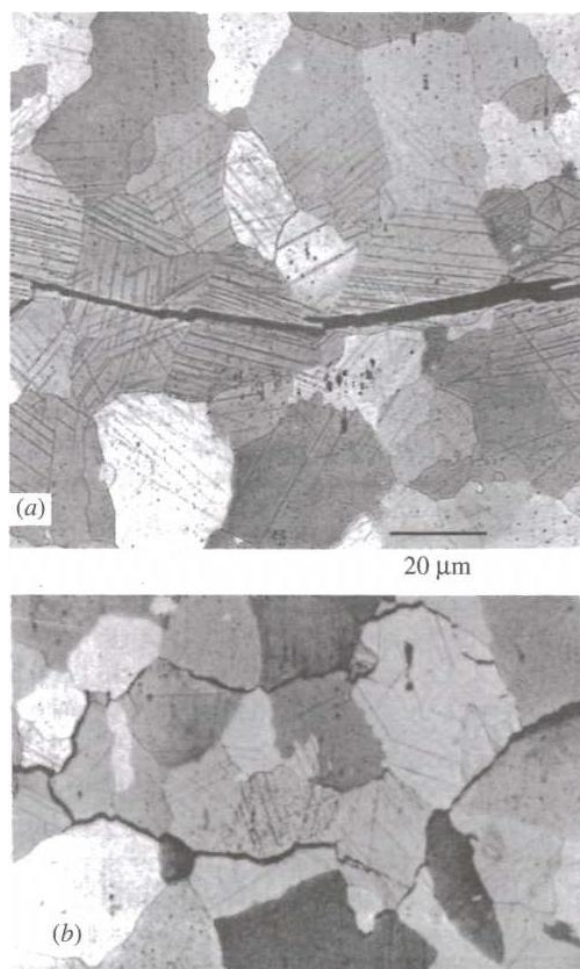


**Figure VI.24** – a) Concentration de la déformation imputable au déplacement des dislocations dans la plan  $xy$  de la fissure ; b) émoussement du fond de la fissure par déformation plastique.

de rupture correspondent aux cupules ductiles.



**Figure VI.25** – Clivage dans un acier doux.



**Figure VI.26** – Observation par métallographie optique de ruptures transgranulaire (clivage) et intergranulaire (décohésion) dans un acier doux à gros grains.

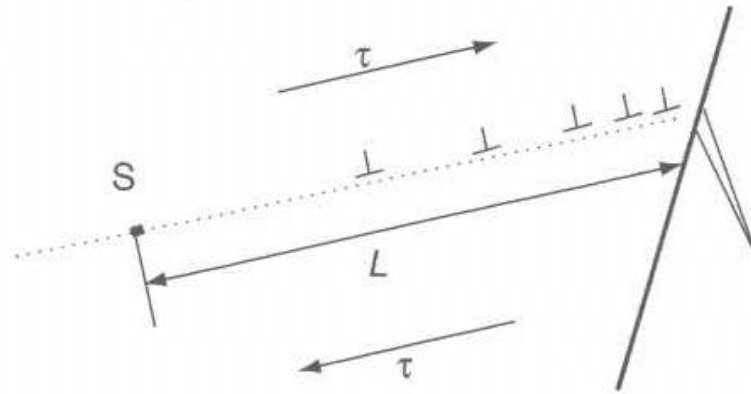
La morphologie des surfaces de rupture par clivage correspond à une propagation transgranulaire. Elle peut être facilement observée par microscopie à balayage, comme sur la figure VI.25 ou par observation en microscopie optique comme en figure VI.26. Sur cette dernière figure, on remarque clairement que les surfaces de ruptures sont différentes des lignes de glissement. Une autre caractéristique des ruptures de clivage est la présence relativement fréquente de lignes parallèles à la direction de propagation : les rivières. Elles sont la trace de raccords de la fissure se propageant sur des plans situés à niveaux très légèrement différents. Ces variations de niveau peuvent être engendrées par le passage d'un joint de faible désorientation ou par les décalages cumulés induits par les traversées de dislocations vis.

#### VI.4.2.1 L'amorçage d'un clivage

Pour obtenir une fissuration par clivage, il faut nécessairement passer les deux étapes d'amorçage, ou une première fissure se développe à l'intérieur du métal sain, c'est-à-dire que localement la contrainte théorique à rupture est atteinte, et celle de la propagation de cette micro-fissure sous l'effet des contraintes appliquées.

Pour l'étape d'amorçage, divers modèles ont été développés. Ils sont tous fondés

sur l'observation de la nécessité d'une faible déformation plastique à l'amorçage. Le modèle le plus classique considère le développement d'une singularité de contraintes en tête d'un empilement de dislocations.



**Figure VI.27** – Empilement de dislocations sur un joint de grain et amorce de clivage dans le grain adjacent.

Dans un grain, une source de Frank-Read  $S$  est activée par un cisaillement  $\tau$  (Figure VI.27). Les dislocations émises traversent le grain et sont bloquées par le joint de grain. Cet empilement de dislocations induit, dans le grain adjacent, une singularité de contraintes en  $1/\sqrt{r}$  qui permet d'atteindre localement la contrainte théorique de rupture. Ceci permet la formation d'une fissure dans le grain adjacent. Les composantes de traction ne sont pas actives dans cette étape et ne jouent un rôle que pour la propagation.

Cependant le volume dans lequel les contraintes sont suffisantes pour induire une déformation plastique est grand devant celui où elles sont supérieures à la contrainte théorique à rupture. On s'attend donc à une compétition entre développement de l'amorce de fissure, à une échelle de quelques distances interatomiques, et la propagation de la déformation plastique au grain adjacent, dans une zone proche de la taille de grains. Dans les faits, le volume pour lequel  $\sigma > R_e$  ne correspond pas toujours à une zone déformable. Il faut en effet que cette zone contienne des dislocations mobiles. Ainsi, dans un métal convenablement recuit, la densité de dislocations peut être assez basse pour que le volume où des dislocations pourraient être activées n'en contienne pas. Il y aura alors amorce du clivage.

D'autre part, la déformation plastique étant faiblement thermo-activée, toute augmentation de température se traduit par une réduction de  $R_e$ . Pour la même sollicitation, le volume qui pourra être mis en déformation plastique va croître, et donc aussi la probabilité d'activer le glissement de dislocations dans le grain adjacent. Ce mécanisme est à l'origine de la transition fragile-ductile : une faible augmentation de température va permettre de laisser se propager la déformation plastique de grains à grains et inhiber le développement d'amorces de fissures de clivage.

Le clivage aura sur des plans à forte densité surfacique d'atomes. Les plans de clivages observés sont dans les :

CC :  $\{100\}$  ;

**CFC** : probablement inexistant ;

**HC** : {1000} ;

**Cubique diamant** : {111}.

### VI.4.2.2 La propagation des fissures de clivage

La propagation des fissures de clivage peut être simplement obtenue par le fait qu'en tête de fissure les contraintes divergent et dépassent la contrainte théorique à rupture. Il est cependant nécessaire de satisfaire un critère énergétique comme celui de Griffiths, ce qui impose une contrainte minimale pour la propagation. A titre d'illustration de ce dernier point, on remarquera que pour une vitre qui a subi un impact et a développé une série de fissures, toutes ne se propagent pas jusqu'au bord de la vitre, mais peuvent s'arrêter après quelques centimètres.

En ce qui concerne la vitesse de propagation des fissures de clivage. L'écartement des lèvres de la fissure est le phénomène limitant de la vitesse de propagation. Une analyse de l'inertie du système permet de prédire une vitesse de propagation proche de  $0.4 v_c$ , ou  $v_c$  est la vitesse du son dans le métal, elle-même proportionnelle à  $v_c = \sqrt{E/\rho}$ , avec  $E$  le module d'Young et  $\rho$  la masse volumique. Les mesures réalisées correspondent bien à cette relation.

Pour les aciers, la vitesse du son est proche de  $5 \text{ km.s}^{-1}$ , les fissures de clivage dépassent donc  $2 \text{ km.s}^{-1}$ , soit largement plus que la vitesse du son dans les gaz. Dans le cas de gazoducs non enterrés, des fissures de clivage ont ainsi pu se propager sur des kilomètres en quelques secondes, en particulier en hiver ou la température ambiante devient largement inférieure à la température de transition ductile-fragile. Cette propagation sur longues distances peut s'auto-entretenir car la propagation de la fissure étant plus rapide que celle des ébranlements dans le gaz, la sollicitation de pression est maintenue malgré l'ouverture de la fissure. On comprend l'intérêt de doubler régulièrement les gazoducs d'anneaux épais dont le rôle est de réduire très fortement les contraintes et de conduire à l'arrêt de la propagation.

### VI.4.2.3 La fragilisation intergranulaire

Dans le cas des aciers essentiellement, on observe parfois des ruptures fragiles à basses températures qui se développent sur les plans de joints de grains. Ce type de fissuration est généralement associé au développement d'une ségrégation d'éléments mineurs le long des joints de grains. Cette ségrégation a fréquemment lieu lors d'un refroidissement lent après un revenu, en particulier vers  $400^\circ\text{C}$ . On parle de fragilité au revenu. Les éléments impliqués sont des éléments comme le phosphore ou l'antimoine. Pour éviter le développement de cette fragilisation, il est donc important de refroidir rapidement un acier après le revenu.

Si, au lieu d'une ségrégation intergranulaire, on obtient une précipitation intergranulaire, les précipités peuvent servir de germes pour la formation de cupules. Etant présents le long des joints de grains, ces amorces de cupules sont dès leur formation géométriquement corrélées. Il en résulte la formation de cupules situées toutes dans un même plan - celui du joint - et donc la coalescence de ces cupules est particulièrement facile. On obtiendra une rupture ayant des caractéristiques

ductiles, c'est-à-dire la formation de cupules, mais dont la déformation totale sera particulièrement faible. On obtient une rupture dite intergranulaire "ductile".

En présence de métaux liquides, par exemple les alliages d'aluminium avec du gallium ou certains aciers avec d'autres métaux liquides, un film quasi liquide peut être obtenu le long des joints de grains par diffusion extrêmement rapide du métal liquide aux joints. Ce film liquide réduit considérablement les cohésions des joints, ce qui conduit à une séparation facile des grains les uns des autres, sous une très faible contrainte de traction. Ce type de rupture est à envisager lors de situations de métal à très bas point de fusion en présence d'un alliage mécanique peu protégé. Elle peut être obtenue lors de très faibles sollicitations, avec des ductilités quasi nulles.

### VI.4.3 La température de transition ductile-fragile

On définit la température de transition selon diverses règles : soit la température pour laquelle l'énergie de rupture est égale à la moyenne du palier ductile et du palier fragile, soit la transition pour une énergie absorbée arbitrairement fixée à 65J ( $T_{k65}$ , correspondant à 50 ft lb), ou encore la température pour laquelle on obtient une égale fraction surfacique de clivage et de rupture ductile à cupules.

La singularité de contraintes en tête d'empilement varie comme  $\sqrt{L}$ , où  $L$  est la distance entre la source de dislocation et le joint de grain. Pour des métaux pour lesquels le glissement des dislocations est assez facile, le principal obstacle à leur mobilité est constitué par les joints de grains. Le passage de la déformation d'un grain au suivant est déclenché par les contraintes qu'induit l'empilement sur le grain suivant. En moyenne la distance sur laquelle les dislocations émises par les sources peuvent s'étaler,  $L$ , est égale à la moitié de la taille de grain. Il s'ensuit que la limite d'élasticité,  $R_e$ , d'un tel métal sera dépendante de la taille de grains,  $d$ , selon la relation de Hall Petch :

$$R_e = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}} \quad (\text{VI.15})$$

où  $k$  est une constante de proportionnalité, propre à chaque alliage et mode d'élaboration.

Comme le terme au de cette équation intègre tous les processus cristallographiques qui influencent la déformation plastique, dont la friction de réseau, il décroît quand la température,  $T$ , augmente. Pour une variation limitée de  $T$ , une dépendance linéaire est une bonne approximation. Lors de la compétition entre déformation plastique dans le grain suivant et développement d'une fissure de clivage à la contrainte de rupture théorique, la valeur de  $\sigma^*$  ne change pratiquement pas avec la température. La température de transition ductile-fragile dépend donc directement de la taille de grains. Industriellement, la réduction de la taille de grains, par un traitement thermomécanique approprié, est un moyen très efficace d'abaisser la température de transition ductile/fragile.

## Pour en savoir plus

Pour en savoir plus, sur la rupture des matériaux, consulter les ouvrages de références :

- C. Lemaignan (2003) *La rupture des matériaux*. EDP Science (620.112 LEM)

- 
- J.-P. Bailon & J.-M. Dorlot (2000) *Des Matériaux (3<sup>e</sup> édition)* (620.112 BAI)
  - J. P. Mercier, G. Zambelli & W. Kurz (2002) *Traité des matériaux 1 : Introduction à la science des matériaux (3<sup>e</sup> édition)*. Presses Polytechnique et Universitaires Romandes (620.11 TRA)
  - M. F. Ashby & D. R. H. Jones (2008) *Matériaux : 1. Propriétés, applications et conception (3<sup>e</sup> édition)*. Dunod (620.11 ASH)
  - D. François, A. Pineau, & A. Zaoui (1991) *Mécanique des Matériaux* Hermès (620.112 FRA)
  - J. Philibert, A. Vignes, Y. Bréchet & P. Combrade (2002). *Métallurgie. Du minerai au matériau*. Dunod (669 MET)