

# Table des matières

<b>I</b>	<b>Métallographie</b>	<b>1</b>
I.1	Examen rapide des propriétés physiques . . . . .	3
I.1.1	Couleur . . . . .	3
I.1.1.1	Métaux gris . . . . .	3
I.1.1.2	Métaux jaunes . . . . .	4
I.1.1.3	Métaux oxydés . . . . .	4
I.1.2	Odeur . . . . .	4
I.1.3	Magnétisme . . . . .	5
I.1.4	Sonorité . . . . .	5
I.1.4.1	Reconnaissance des aciers . . . . .	5
I.1.4.2	Influence du traitement thermique . . . . .	6
I.1.4.3	Influence des défauts : tapures de trempe, défauts de forgeage . . . . .	7
I.1.5	Densité . . . . .	7
I.2	Microscopie optique . . . . .	7
I.2.1	Origine des contrastes . . . . .	8
I.2.1.1	Observation par réflexion . . . . .	8
I.2.1.2	Observation par transmission . . . . .	9
I.2.1.3	Observation en lumière polarisée . . . . .	9
I.2.2	Equipement . . . . .	10
I.2.2.1	Description structurale d'un microscope optique . . . . .	10
I.2.2.2	Modes de fonctionnement . . . . .	12
I.2.3	Préparation des échantillons . . . . .	14
I.2.3.1	Echantillonnage et découpe . . . . .	15
I.2.3.2	Enrobage . . . . .	15
I.2.3.3	Polissage . . . . .	15
I.2.3.4	Préparation des lames minces optiques . . . . .	17
I.2.3.5	Répliques . . . . .	17
I.2.3.6	Attaque micrographique . . . . .	17
I.2.4	Interprétation des images . . . . .	18
I.2.4.1	Objectif de la caractérisation micrographique . . . . .	18
I.2.4.2	Constitution structurale et constituants micrographiques . . . . .	19
I.2.4.3	Structure granulaire des matériaux cristallins . . . . .	20
I.2.4.4	Population inclusionnaire . . . . .	21
I.2.4.5	Degré de perfection des grains . . . . .	21
I.2.4.6	Orientation cristalline . . . . .	22
I.3	Microscopie électronique à balayage . . . . .	22

I.3.1	Equipement . . . . .	24
I.3.2	Les électrons secondaires . . . . .	24
I.3.3	Les électrons rétrodiffusés et imagerie X . . . . .	25
I.4	Autres moyens de caractérisation . . . . .	26
<b>II Essais mécanique I : Essais de traction</b>		<b>37</b>
II.1	L'essai de traction . . . . .	41
II.1.1	Principe . . . . .	41
II.1.2	Courbe contrainte déformation nominale . . . . .	43
II.1.2.1	Limite d'élasticité . . . . .	44
II.1.2.2	Résistance à la traction . . . . .	46
II.1.2.3	Allongement à la rupture . . . . .	46
II.1.2.4	Striction à la rupture . . . . .	46
II.1.2.5	Energie de déformation . . . . .	47
II.1.3	Courbe contrainte déformation vraie . . . . .	47
II.1.4	Ductilité et ténacité d'un matériau . . . . .	49
II.2	Equipements . . . . .	49
II.2.1	Type de machine . . . . .	49
II.2.1.1	Machines électrohydrauliques asservies . . . . .	50
II.2.1.2	Machines électromécaniques . . . . .	51
II.2.1.3	Mors d'amarrage . . . . .	52
II.2.2	Capteurs . . . . .	53
II.2.2.1	Mesure des déplacements . . . . .	53
II.2.2.2	Mesure de la charge . . . . .	56
II.2.3	Eprouvettes . . . . .	57
II.2.3.1	Eprouvettes standards . . . . .	57
II.2.3.2	Eprouvette entaillé . . . . .	57
II.2.4	Enceintes . . . . .	63
II.3	Type de chargement . . . . .	64
II.3.1	Choix de la vitesse de chargement . . . . .	64
II.3.2	Essais d'écrouissage . . . . .	65
II.3.3	Essais de fluage - Essai de recouvrance . . . . .	66
II.3.4	Essais de relaxation . . . . .	66
II.3.5	Essai d'écrouissage et de relaxation multiple . . . . .	67
II.3.6	Essais cycliques . . . . .	67
II.4	Essais spéciaux . . . . .	69
II.4.1	Essais de compression . . . . .	69
II.4.2	Essais de flexion . . . . .	71
II.4.3	Essais traction-pression interne et/ou externe . . . . .	72
II.4.4	Essais traction-compression-torsion . . . . .	73
II.4.5	Essais de traction biaxiale . . . . .	74
II.4.6	Essais grande vitesse . . . . .	75
<b>III Essais mécanique II : Dureté et Résistance au chocs</b>		<b>81</b>
III.1	Caractérisation de la dureté . . . . .	84
III.1.1	Un peu d'histoire . . . . .	84
III.1.2	Essai de dureté Brinell . . . . .	87

	III.1.2.1	Principe . . . . .	87
	III.1.2.2	Domaine d'utilisation . . . . .	89
	III.1.2.3	Conditions d'essai . . . . .	89
III.1.3		Essai de dureté Vickers . . . . .	90
	III.1.3.1	Principe . . . . .	90
	III.1.3.2	Domaine d'utilisation . . . . .	92
	III.1.3.3	Conditions d'essai . . . . .	92
III.1.4		Essai de dureté Rockwell . . . . .	93
	III.1.4.1	Principe . . . . .	93
	III.1.4.2	Domaine d'utilisation . . . . .	94
	III.1.4.3	Conditions d'essai . . . . .	94
III.1.5		Comparaison entre les différentes duretés . . . . .	95
III.1.6		Essai de microdureté . . . . .	96
III.1.7		Essai de nanodureté . . . . .	97
III.2		Résistance aux chocs . . . . .	97
	III.2.1	Essai de résilience . . . . .	98
		III.2.1.1 Principe de l'essai . . . . .	98
		III.2.1.2 Machine d'essai . . . . .	99
		III.2.1.3 Exécution de l'essai . . . . .	99
		III.2.1.4 Essai Charpy . . . . .	99
	III.2.2	Essais dynamiques . . . . .	104
		III.2.2.1 Notions Fondamentales . . . . .	104
		III.2.2.2 Méthodes expérimentales pour essais dynamiques . . .	104
<b>IV Essais mécanique III : Essais de durabilité</b>			<b>115</b>
IV.1		Essais de fatigue . . . . .	120
	IV.1.1	Courbes d'endurances . . . . .	120
		IV.1.1.1 Cycle de chargement . . . . .	120
		IV.1.1.2 Diagramme de Wöhler . . . . .	121
	IV.1.2	Essais de fatigue-endurance . . . . .	122
		IV.1.2.1 Machine d'essai et instrumentation . . . . .	123
		IV.1.2.2 Préparation des éprouvettes . . . . .	124
		IV.1.2.3 Pratique des essais de fatigue-endurance . . . . .	125
		IV.1.2.4 Courbes S-N et courbes SNP . . . . .	125
		IV.1.2.5 Méthodes d'estimation de la limite d'endurance . . . .	127
		IV.1.2.6 Effet de la contrainte moyenne . . . . .	129
	IV.1.3	Essais de fatigue gigacyclique . . . . .	131
		IV.1.3.1 Machine d'essai et instrumentation . . . . .	131
		IV.1.3.2 Préparation des éprouvettes . . . . .	133
		IV.1.3.3 Conditions d'essai . . . . .	133
		IV.1.3.4 Exploitation des résultats . . . . .	134
	IV.1.4	Essais de fatigue oligocyclique . . . . .	135
		IV.1.4.1 Machine d'essai et instrumentation . . . . .	135
		IV.1.4.2 Préparation des éprouvettes . . . . .	136
		IV.1.4.3 Conditions d'essai . . . . .	137
		IV.1.4.4 Exploitation des résultats . . . . .	138
	IV.1.5	Essais de fatigue sur éprouvette CT . . . . .	142

	IV.1.5.1	Conduite de l'essai . . . . .	145
	IV.1.5.2	Interprétation de l'essai . . . . .	147
	IV.1.5.3	Méthode de mesure de la profondeur de fissure . . . . .	149
IV.2		Essais de fluage . . . . .	152
	IV.2.1	Définition. Généralité . . . . .	153
	IV.2.2	Machines et éprouvettes . . . . .	154
	IV.2.3	Présentation des résultats . . . . .	158
	IV.2.4	Essai de relaxation de contrainte . . . . .	162
	IV.2.4.1	Généralités . . . . .	162
	IV.2.4.2	Mise en œuvre expérimentale. Présentation des résultats	163
<b>V Défauts &amp; contrôle non-destructif</b>			<b>171</b>
V.1		Les processus métallurgiques générateurs de défauts . . . . .	173
	V.1.1	La solidification . . . . .	173
	V.1.1.1	La différence de solubilité des éléments d'alliage . . . . .	173
	V.1.1.2	La différence de masse volumique . . . . .	174
	V.1.1.3	Le gradient thermique pendant la solidification . . . . .	174
	V.1.1.4	Les inclusions . . . . .	177
	V.1.1.5	Autres incidents de coulée . . . . .	177
	V.1.2	Aspects spécifiques des soudures . . . . .	178
	V.1.2.1	Les inclusions . . . . .	179
	V.1.2.2	Les soufflures . . . . .	179
	V.1.2.3	Les criques . . . . .	179
	V.1.2.4	Les arrachements lamellaires . . . . .	179
	V.1.2.5	La fissuration à froid . . . . .	179
	V.1.2.6	Autres défauts . . . . .	181
	V.1.3	La mise en forme et les traitements thermiques . . . . .	182
	V.1.3.1	Le forgeage . . . . .	182
	V.1.3.2	Le filage . . . . .	183
	V.1.3.3	Le laminage . . . . .	183
	V.1.3.4	L'usinage . . . . .	185
	V.1.3.5	Incidents dus aux traitements thermiques . . . . .	185
V.2		Le suivi des défauts : le contrôle non destructif . . . . .	186
	V.2.1	Les rayons X et $\gamma$ . . . . .	186
	V.2.2	Les ultrasons . . . . .	187
	V.2.2.1	Principe . . . . .	187
	V.2.2.2	Appareils et accessoires . . . . .	189
	V.2.2.3	Techniques de contrôle par ultrasons . . . . .	191
	V.2.3	Autres techniques . . . . .	193
	V.2.3.1	Les courants de Foucault . . . . .	193
	V.2.3.2	La magnétoscopie . . . . .	194
	V.2.3.3	Le ressuage . . . . .	194
	V.2.3.4	L'émission acoustique . . . . .	195

---

# Chapitre -I-

## Métallographie

---

### Table des Matières

---

<b>I.1</b>	<b>Examen rapide des propriétés physiques . . . . .</b>	<b>3</b>
	I.1.1 Couleur . . . . .	3
	I.1.2 Odeur . . . . .	4
	I.1.3 Magnétisme . . . . .	5
	I.1.4 Sonorité . . . . .	5
	I.1.5 Densité . . . . .	7
<b>I.2</b>	<b>Microscopie optique . . . . .</b>	<b>7</b>
	I.2.1 Origine des contrastes . . . . .	8
	I.2.2 Equipement . . . . .	10
	I.2.3 Préparation des échantillons . . . . .	14
	I.2.4 Interprétation des images . . . . .	18
<b>I.3</b>	<b>Microscopie électronique à balayage . . . . .</b>	<b>22</b>
	I.3.1 Equipement . . . . .	24
	I.3.2 Les électrons secondaires . . . . .	24
	I.3.3 Les électrons rétrodiffusés et imagerie X . . . . .	25
<b>I.4</b>	<b>Autres moyens de caractérisation . . . . .</b>	<b>26</b>

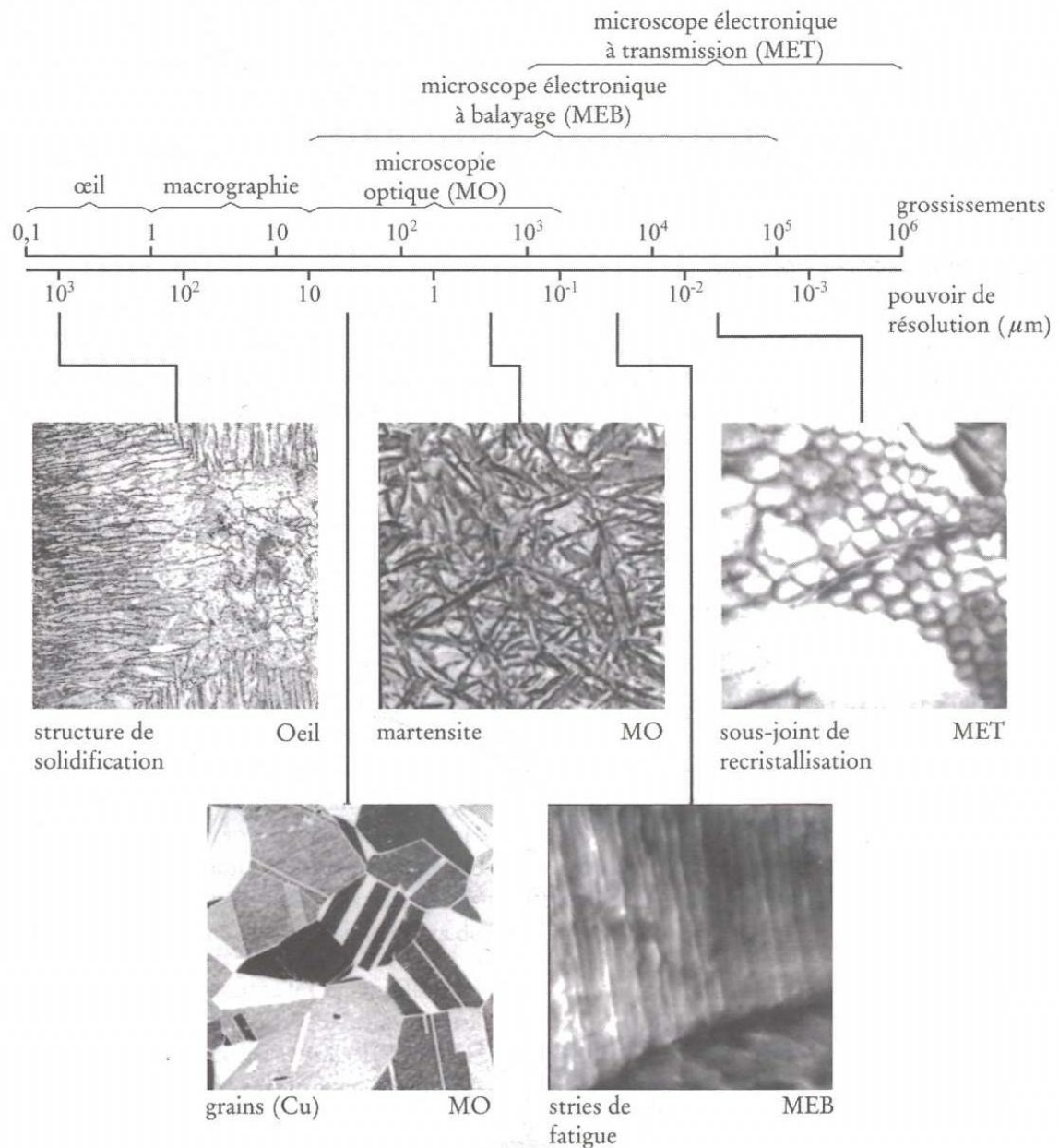
---

#### Objectifs

- Reconnaître les matériaux usuels et leurs oxydes.
- Connaître les différentes techniques d’analyses microstructurales des matériaux.
- Expliquer la nature des contrastes observées en microscopie optique.
- Calculer la taille des grains.

Pour bien comprendre le comportement des métaux en services et pouvoir maîtriser leurs propriétés, il est nécessaire de connaître leur nature et leur microstructure. Dans ce chapitre, nous donnerons quelques propriétés des métaux permettant une reconnaissance qualitative et rapide de leur nature chimique et leur mode d'élaboration. Ensuite, nous nous intéresserons aux deux outils classiques servant à caractériser leurs microstructures (Figure I.1) :

- microscopie optique (MO) ;
- microscopie électronique à balayage (MEB).



**Figure I.1** – Grossissements et pouvoir de résolution des instruments d'étude de la microstructure.

## I.1 Examen rapide des propriétés physiques

L'examen des propriétés des métaux qui affectent directement nos sens est de la plus grande utilité pour une analyse métallographique rapide

### I.1.1 Couleur

La couleur des métaux est différente selon leur état de surface (rugosité, présence d'une couche d'oxyde). Leur cassure a souvent une teinte spéciale.

Un grand nombre de métaux sont gris, l'or et le cuivre sont jaunes ainsi que leurs alliages, mais leurs couleurs peuvent changer lorsqu'ils sont oxydés ; nous diviserons cette section en trois parties : les métaux gris, les métaux jaunes et les métaux oxydés.

#### I.1.1.1 Métaux gris

Les gris de métaux tirent en générale sur le bleu ou sur le jaune. Il a été établi une échelle, relative à quelques métaux courants (surfaces brutes) ; ils sont rangés dans l'ordre croissant du bleu au jaune :

Zinc	(le plus bleuté)
Antimoine	
Plomb	
Aluminium	
Fer	
Magnésium	
Etain	
Nickel	
Grenaille d'étain	(le plus jaune)

On peut compléter la liste par :

**L'argent pur** est le plus blanc des métaux, et acquiert le poli le plus remarquable.

**Le silicium** est d'un gris très bleu.

**Le manganèse** est très jaune.

**Les fontes** ont des teintes d'autant plus sombres et ternes qu'elles sont plus graphiteuses.

**Les aciers** La composition et les traitements thermiques ont une influence sur la couleur. En effet, les aciers trempés austénitiques ont une couleur plus jaune qu'à l'état naturel ou recuit et ils prennent un poli très beau et on un éclat particulier. Les aciers au manganèse et les aciers au nickel à haute teneur sont reconnaissables à leur couleur jaune. Les alliages de fer avec le nickel ont un éclat d'autant plus jaunâtre qu'ils contiennent plus de nickel.

Les alliages de ces métaux avec le cuivre prennent une teinte jaune proportionnelle à la teneur en cuivre.

### I.1.1.2 Métaux jaunes

L'or est jaune proprement dit, prenant au polissage un éclat vif, ses alliages prennent des teintes variables; les plus connus, ceux du cuivre, tirent sur le rouge. L'argent le rend vert entre 25 et 50%; blanc au teneur supérieures. 30 % de platine le rend gris.

Le cuivre pur est d'un jaune rouge très vif, d'un éclat particulier. Ses alliages avec les métaux gris le rendent plus jaune et plus gris, proportionnellement à la quantité du métal qui lui est allié.

- L'*étain* donne avec le suivre les bronzes rouges jusqu'à 5 %, jaune d'or jusqu'à 10 %, jaunes jusqu'à 22 %, blanc de 22 à 39 %, puis gris aux teneurs élevées.
- Le *zinc* donne les laitons jaunes de 20 à 40 %, puis leur couleur tire sur le rouge jusqu'à 50 %, gris rose jusqu'à 60 %, blanc argent jusqu'à 70 %, puis gris.
- L'*aluminium* rend le cuivre jaune d'or (de 7 à 14 %) et d'une belle couleur vers 10 %, puis les alliages sont gris rose, gris ou blanc argent.
- 20 % de *nickel* donne une couleur pratiquement blanche; ce qui est obtenue avec 10 % de nickel et 25 % de zinc.
- L'*argent* donne des alliages de cuivre jaunes de 30 à 50 %, puis ils deviennent blanc.
- Le *manganèse* donne au cuivre la couleur grise vers 40 %.
- Le *silicium* le rend jaune de 2 à 50 %, puis gris acier
- Le *magnésium* rend les alliages de cuivre jaune pâle de 18 à 30 %, puis blancs.

### I.1.1.3 Métaux oxydés

A l'exception de l'or qui est inaltérable, les métaux s'oxydent ce qui provoque l'apparition d'une couche superficielle qui change la couleur du métal. Les couleurs des principaux matériaux oxydés sont :

Or	jaune	(pas d'oxydation)
Cuivre	verdâtre	(appelée vert-de-gris)
Fer	rougeâtre	(rouille)
Argent	noirâtre	
Aluminium	gris	(terni le métal)
Zinc	gris	(terni le métal)

### I.1.2 Odeur

L'odorat est mis en éveil d'une façon intéressante par quelques métaux; c'est la friction qui développe chez eux une odeur sensible, en libérant des particules qui se répandent dans l'aire.

Les odeurs sont difficilement définissable, nous signalerons seulement les odeurs de quelques produits courants :

- le *phosphore* se révèle dans les alliages par une odeur alliagée dégagée par le frottement sur papiers émeri très fins (friction assez rapide). L'expérience montre, qu'on peut sentir la présence de phosphore dans un acier à partir de 0.2 %.
- L'*arsenic* se décèle d'une façon analogue.

- Le *cuivre* a une odeur assez forte, le *fer* une odeur faible. Elles ne sont jamais suffisantes pour permettre de déceler ces métaux en petite quantité dans des alliages.

### I.1.3 Magnétisme

La déviation de l'aiguille aimantée et l'adhérence aux aimants sont deux indicateurs de la plus grande utilité dans l'inspection des métaux. On ne peut qu'en recommander l'emploi à tout propos pour l'étude d'alliages gris de nature inconnue.

Les métaux fortement magnétiques ou ferromagnétiques sont le fer, le nickel et le cobalt.

**Le fer** A froid on peut classer les aciers au point de vue magnétique de la façon suivante :

1. *Acier non magnétique* : Présence de 25 % de nickel ou de 13 % de manganèse dans le fer. Pour des aciers à teneur moindre en nickel ou manganèse mais à teneur plus élevée en carbone.
2. *Aciers magnétiques non susceptibles de conserver une aimantation permanente* : aciers à faible teneur en carbone, refroidit lentement ; aciers entre 0 et 12 % de nickel ou entre 0 et 3.5 % de manganèse.
3. *Aciers magnétiques conservant l'aimantation* : Aciers ordinaires trempés ; aciers à basse teneur en carbone et contenant 12 à 24 % de nickel ou 3.5 à 7 % de manganèse.

D'une façon générale, nous rangerons ici dans la première classe les aciers austénitiques et dans la troisième les aciers martensitiques et quelques aciers à teneur en carbone élevée.

**Le nickel** est fortement magnétique ; la perte de magnétisme vers 340 °C est facile à constater par un essai rapide. Il perd son magnétisme dans ses alliages à partir de 50 % de cuivre, de 45 % d'antimoine, de 10 % de chrome.

**Le cobalt** est peu employé, aussi le magnétisme de ses alliages est-il peu étudié.

**Les alliages de manganèse** Certains alliages de manganèse sont légèrement ferromagnétiques, bien que les métaux constitutifs ne soient pas magnétiques.

### I.1.4 Sonorité

#### I.1.4.1 Reconnaissance des aciers

La hauteur du son ne peut pas servir à distinguer les aciers d'une façon pratique à moins que les dimensions des barres vibrantes soient absolument identiques.

Dans ce cas, on peut remarquer qu'en général la teneur en carbone et en nickel abaisse la hauteur du son. Les hautes teneurs en nickel l'abaissent considérablement. Le chrome et le silicium l'élèvent au contraire.

La sonorité peut servir à distinguer grossièrement un acier très carburé d'un acier qui l'est peu ; c'est à ce genre d'essai que se rattache l'observation de la sonorité faite par les ouvriers en laissant tomber des "barres de fer" de petites dimensions.

Le phénomène d'extinction du son peut permettre de distinguer les aciers aux carbones à teneur supérieure ou inférieure à la composition eutectoïde, lorsqu'ils ne sont ni trempés, ni écrouis à froid.

La condition indispensable à cet essai est que l'objet soit d'une forme et de dimensions telles qu'on puisse en tirer un son. L'avantage de ce mode d'essai est qu'il permet de tirer un renseignement du métal sans nécessiter la destruction ou même l'altération de la pièce.

Si l'objet suspendu convenablement par un fil (barrette de  $D = 16$  mm,  $l = 200$  mm attachée avec un fil fin noué au quart de la longueur) donne à la température ambiante un son faible ou fort, on peut déjà penser avoir affaire à un acier très doux ou dur : plongeons l'objet dans l'eau bouillante et retirons-le après quelques minutes ou bien chauffons-le doucement jusqu'à ce qu'une goutte d'eau déposée sur la surface bouille :

1. Si le son est complètement éteint on reconnaît le fer ou les aciers doux dans tous les cas sauf celui d'écrouissage à froid, ou bien encore les aciers hypoeutectoïdes recuits.
2. Le son à 100 °C est faible ; on reconnaît alors les aciers hypereutectoïdes recuits.
3. Le son à 100 °C est important mais toutefois bien plus faible qu'à température ambiante, on reconnaît les aciers spéciaux martensitiques ou encore les aciers spéciaux de faible dureté.
4. le son à 100 °C est presque aussi important qu'à la température ambiante, on reconnaît selon l'intensité du son :
  - Si ce son est faible, les aciers écrouis, ou les aciers spéciaux polyédriques<sup>1</sup>. Les aciers austénitiques s'en distinguent par l'aimant.
  - Si ce son est fort ou très fort, on reconnaît les aciers spéciaux fortement alliés, les aciers au chrome, tungstène, silicium, molybdène...
 Enfin si on peut faire l'expérience de la sonorité vers 250 °C l'importance de la sonorité jugée même approximativement permet de distinguer encore des aciers spéciaux martensitiques, les aciers doux des aciers durs, enfin l'acier très phosphoreux.
5. Si le son à chaud est bien plus puissant qu'à froid. On reconnaît les alliages à mémoire de forme fer-nickel<sup>2</sup>. Enfin la sonorité à 15 °C est d'autant plus faible qu'on se rapproche des teneurs voisines de 36 % de nickel.

#### I.1.4.2 Influence du traitement thermique

Les traitements thermiques sont très sensibles au point de vue de la sonorité. La trempe diminue considérablement la sonorité. Celle-ci revient avec le revenu aux températures croissantes, puis décroît avec l'intensité du recuit au rouge.

Un peu d'habitude permet de reconnaître d'une façon utile certains traitements thermiques.

---

1. Lorsque un alliage forme une pure solution solide, on dit souvent qu'il a une structure polyédrique.

2. Un alliage à mémoire de forme (AMF) est un alliage possédant plusieurs propriétés inédites parmi les matériaux métalliques : la capacité de garder en mémoire une forme initiale et d'y retourner même après une déformation, la possibilité d'alterner entre deux formes préalablement mémorisées lorsque sa température varie autour d'une température critique.

### I.1.4.3 Influence des défauts : tapures de trempe, défauts de forgeage

Toute tapure perpendiculaire au sens de propagation des ondes sonores éteint immédiatement le son, d'où l'utilité de cet essai pour déceler ces tapures. Les tapures longitudinales des barreaux ne produisent que l'atténuation de la sonorité sans la supprimer, dans ce cas cette méthode d'essai ne s'applique plus.

### I.1.5 Densité

Certains métaux ou alliages font impression par leur densité particulière, ce qui peut aider pour les reconnaître.

#### Métaux denses

- le platine ;  $\rho = 21\,000 \text{ kg.m}^{-3}$
- le plomb ;  $\rho = 11\,300 \text{ kg.m}^{-3}$
- le nickel ;  $\rho = 8\,300 \text{ kg.m}^{-3}$
- le fer ;  $\rho = 7\,800 \text{ kg.m}^{-3}$ .

#### Métaux peu denses

- l'aluminium ;  $\rho = 2\,650 \text{ kg.m}^{-3}$ .
- le magnésium ;  $\rho = 1\,750 \text{ kg.m}^{-3}$ .

**Remarque I.1** *On peut mesurer aisément la densité ou masse volumique d'un solide  $\rho = m/V$ , en mesurant sa masse  $m$  avec un balance et son volume  $V$  en l'immergeant dans un liquide.*

## I.2 Microscopie optique

Cette section est consacrée à la caractérisation des constituants structuraux sur une image optique agrandie. Si celle-ci est parfois possible sur une surface brute ou une cassure, il est souvent nécessaire de préparer un échantillon pour la rendre réalisable et significative. On distingue plusieurs types d'observation :

**Observation de surfaces brutes** permet de caractériser la géométrie induite par le procédé d'élaboration (usinage par exemple) et par les traitements thermiques. Sur les pièces usagées, elle permet de caractériser les processus d'endommagement (usure, abrasion, corrosion, fissuration...).

**Observation de cassures : fractographie** permet de déterminer les caractéristiques de la surface de rupture pour comprendre les mécanismes à l'origine de la rupture.

**Observation de la macrostructure : macroscopie** Il s'agit de l'observation des éléments structuraux visibles à l'œil ou à faible grossissement d'un échantillon après préparation appropriée par polissage et attaque : défauts de continuité (grosses porosités, fissures...); hétérogénéité chimique (ségrégations) ou structurales (grosses inclusions); structure granulaire; fibrage induit par le procédé d'élaboration.

**Observation de la microstructure** C'est observé la microstructure avec un grossissement de 20 à 1500 les phases présentes pour caractériser leurs nature, forme, dimensions, proportion...

### I.2.1 Origine des contrastes

En microscopie optique, l'œil observe des contrastes d'intensité lumineuse et/ou de couleur sur une image agrandie généralement plane et réputé fidèle. Ils sont significatifs de la microstructure si leur origine est liée aux propriétés intrinsèques des éléments structuraux de manière directe (sans attaque) ou indirecte (après attaque sélective appropriée ou un dépôt sélectif approprié).

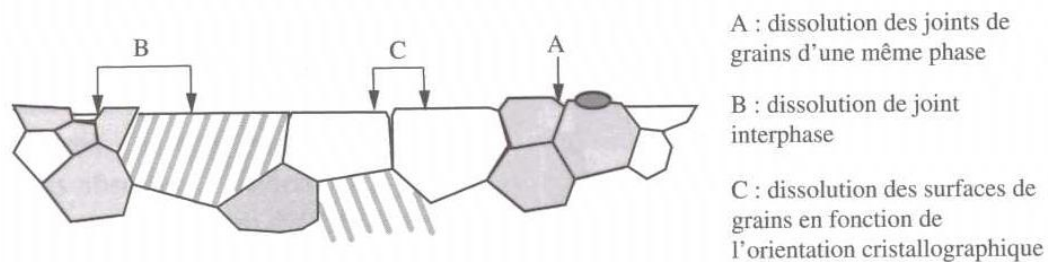
#### I.2.1.1 Observation par réflexion

##### a) Surface plane sans attaque

Sur une surface représentative de la microstructure, le contraste provient des différences de pouvoir réflecteur entre phases, parfois des différences de couleur intrinsèque entre phases, quelquefois de celles d'indices dues à un polissage différentiel qui laisse les particules les plus dures en léger relief.

##### b) Surface plane polie attaquée par un réactif sélectif

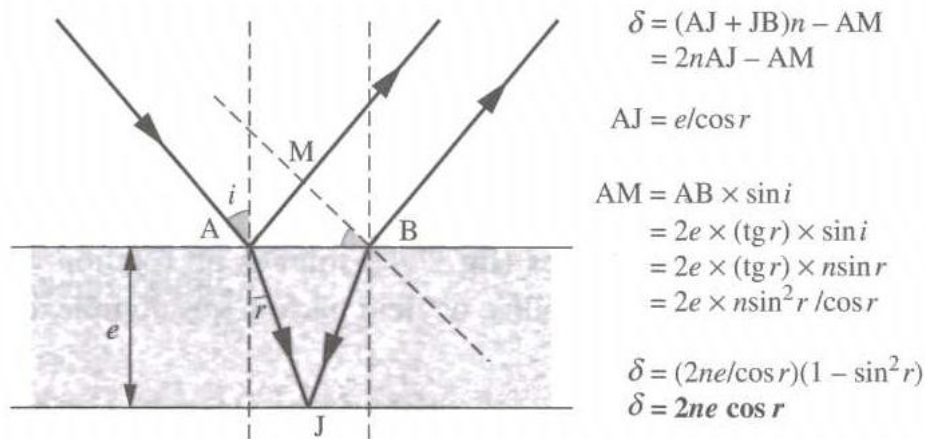
L'attaque crée un microrelief de quelques dixièmes de microns significatif des phases constitutives et/ou leurs interfaces (Figure I.2). Il en résulte surtout par réflexion sous incidence normale un contraste d'ombrage et surtout d'inclinaison.



**Figure I.2** – Création d'un microrelief par effet d'attaque.

##### c) Surface plane polie recouverte (par attaque) d'un film mince approprié

Parfois, l'oxydation ou la corrosion ménagée forme sur la surface des certaines phases un fin dépôt intrinsèquement coloré, source de contraste de couleur en relation avec la phase recouverte. Souvent, on forme sur la surface polie un film très mince par réaction thermique, chimique ou électrochimique ou par pulvérisation ou vaporisation appropriées. Suivant le cas, il est amorphe ou cristallin, son épaisseur  $e$  est constante ou au contraire, surtout si le film est cristallin et croît en épitaxie, variable suivant la nature et l'orientation cristalline de la phase sous-jacente.



**Figure I.3** – Effet en réflexion d'un film mince formé par l'attaque.

Comme le schématise la figure I.3, une part du flux lumineux incident se réfléchit sur la surface du film, mais une autre le traverse et se réfléchit sur la surface du matériau étudié. Les deux faisceaux émergeant sont séparés d'une différence de marche  $\delta$ . Si l'épaisseur du film est proche des longueurs d'onde de la lumière incidente, il en résulte un *contraste interférentiel* d'amplitude et de couleur, fonction de la nature du film déposé :

**pour un film amorphe** : les variations locales d'épaisseur donc de contraste, résultant de celles de la vitesse de croissance du film suivant la nature des phases sous-jacentes ;

**pour un film cristallin épitaxial** : les variations d'épaisseur et d'orientation cristalline locale, résultant de celles de la vitesse de croissance du film suivant la nature des phases sous-jacentes dans les parties polyphasées, et suivant l'orientation cristalline locale dans les parties monophasées.

### I.2.1.2 Observation par transmission

En lumière blanche incohérente non polarisée, le contraste provient des différences de pouvoir de réflexion, d'absorption et de diffusion des diverses phases ou des variations d'épaisseur traversée ou encore de l'effet indirect du microrelief de surface sur le trajet de la lumière incidente. Parfois, il provient des différences d'indice de réfraction moyen propre à chaque phase traversée ou propre à chaque direction (biréfringence).

Il est à noter que l'observation par transmission nécessite que le matériau observé soit transparent ce qui rarement le cas pour les métaux.

### I.2.1.3 Observation en lumière polarisée

L'observation des milieux anisotropes en lumière polarisée est toujours significative. La micrographie en couleur lui est particulièrement adaptée.

### a) Par réflexion

Le contraste d'une surface polie non attaquée, variable suivant la longueur d'onde, provient des différences d'orientation de l'angle de polarisation suivant la nature et l'orientation cristalline des phases réfléchissantes. Il en résulte des contrastes d'amplitude et de couleur entre phases optiquement anisotropes et entre zones d'une même phase d'orientation cristallines différentes.

Lorsque la surface de l'échantillon est recouverte d'un film cristallin en épitaxie, la modification spectrale et les nuances de couleur et d'intensité proviennent de la superposition interférentielle des phénomènes de transmission dans le film et de réflexion aux interfaces (Figure I.3), sources de rotation de l'angle de polarisation. Leur interprétation détaillée devient parfois très complexe.

### b) Par transmission

Observée en lumière blanche, une lame à faces parallèles présentes des plages colorées suivant les "teintes de Newton" qui résultent d'interférences variables suivant la longueur d'onde entre les faisceaux polarisés engendrés par toute phase biréfringente. S'il existe des différences de réfringence entre phases et des différences d'épaisseur traversée phase par phase, il apparaît un contraste de couleur et d'intensité significatif de chaque phase et de son orientation cristalline locale. Avec des lames d'épaisseur constante, la mesure des angles d'extinction par rotation de l'échantillon ou de l'analyseur permet de différencier et d'identifier chaque phase.

## I.2.2 Equipement

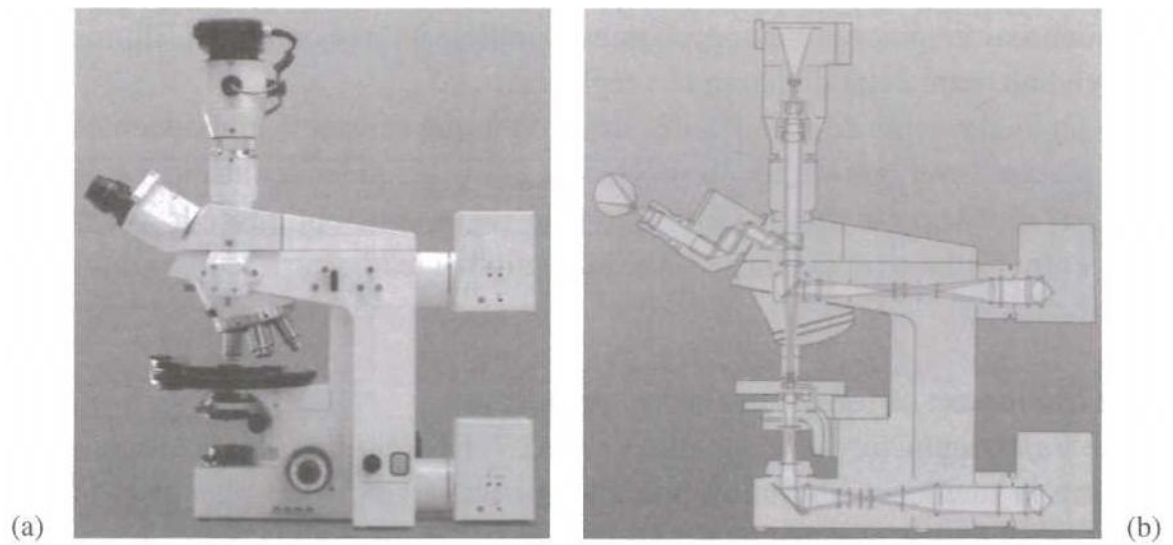
### I.2.2.1 Description structurale d'un microscope optique

Les figures I.4 et I.5 représentent deux types de microscope optique pour l'observation des matériaux :

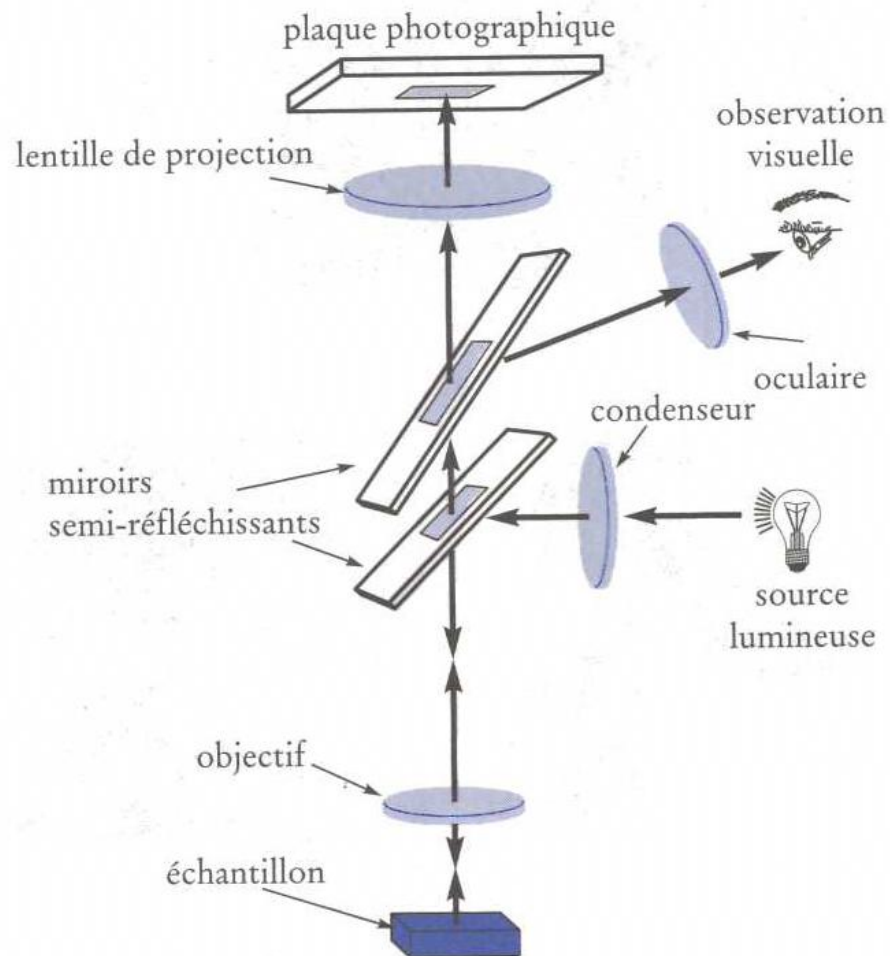
- un épimicroscope (de type inversé, le plus courant pour les métallographes) pour l'observation par réflexion
- un microscope droit universel pour l'observation par transmission ou par réflexion.



**Figure I.4** – Un épimicroscope optique inversé (cliché Nikon).



**Figure I.5** – a) Vues d'un microscope universel ; b) trajet optique (cliché Zeiss).



**Figure I.6** – Représentation schématique d'un microscope optique utilisé pour les observations métallographiques.

La figure I.6 montre le schéma d'un microscope optique, ainsi que le trajet optique. Fondamentalement, un microscope optique comprend :

- un statif** qui sert de bâti supportant tous les autres éléments ;
- un ou deux illuminateurs** qui servent à éclairer l'échantillon. Une série de filtres (neutres, sélectifs colorés, polariseurs) peuvent être utilisés ainsi que des diaphragmes pour optimiser le compromis entre brillance et contraste ;
- un objectif** qui est un ensemble de lentilles accolées qui forme une image virtuelle de l'objet qui est agrandie entre 4 et 100 fois suivant sa puissance ;
- un oculaire** qui est constitué de lentilles transformant l'image fournie par l'objectif agrandie de 1 à 30 fois, visible par l'œil de l'observateur ;
- un projectif** qui est constitué de lentilles transformant l'image virtuelle fournie par l'objectif en image agrandie sur un verre dépoli ou un film photographique ou une caméra.
- un platine porte-objet mobile** suivant les deux directions du plan perpendiculaire à l'axe optique permettant de choisir la zone d'observation.

**Remarque I.2** *Le pouvoir de résolution du microscope optique est limité par la longueur d'onde de la lumière utilisée. Il est de l'ordre de  $0.2 \mu\text{m}$  ; autrement dit, le grossissement utile de cet appareil ne dépasse guère  $1500\times$ .*

### I.2.2.2 Modes de fonctionnement

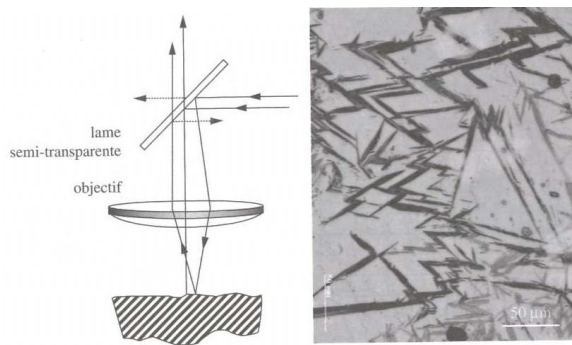
#### a) Procédure d'utilisation

L'observateur dispose l'échantillon perpendiculairement à l'axe optique et observe la plage étudiée à des grossissements croissants. Pour optimiser l'image, il parfait les réglages de l'illuminateur et des diaphragmes pour le grossissement approprié, il règle les oculaires à sa vue et effectue la meilleure mise au point possible, après avoir apparié objectifs et oculaires appropriés. Il complète l'observation courante en fond clair par celles en fond noir et/ou en lumière polarisée.

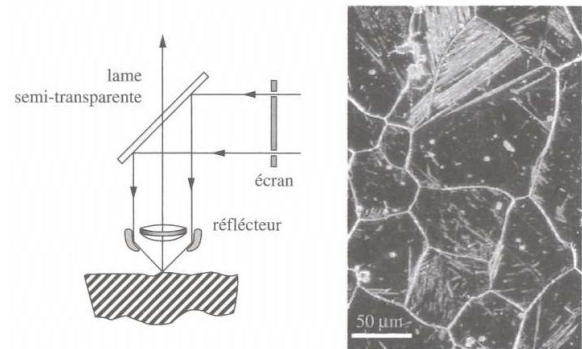
#### b) Modes d'observation

Il existe les deux modes suivants :

- *Observation en champ clair* : on utilise le faisceau incident dont l'axe optique est perpendiculaire à la surface de l'échantillon et ne forme l'image qu'avec le faisceau réfléchi ou transmis très proche de l'axe optique (Figure I.7).
- *Observation en éclairage oblique et en fond noir* : en inclinant le faisceau incident ou en décentrant le diaphragme de champ, on ne recueille que les faisceaux réfléchis les plus éloignés de l'axe optique et l'on renforce le contraste dû aux faibles microreliefs. L'observation en fond noir, obtenue en plaçant un cache qui arrête la partie centrale du faisceau, crée une illumination oblique unidirectionnelle et ne recueille que la lumière diffusée par les petites aspérités (Figure I.8).



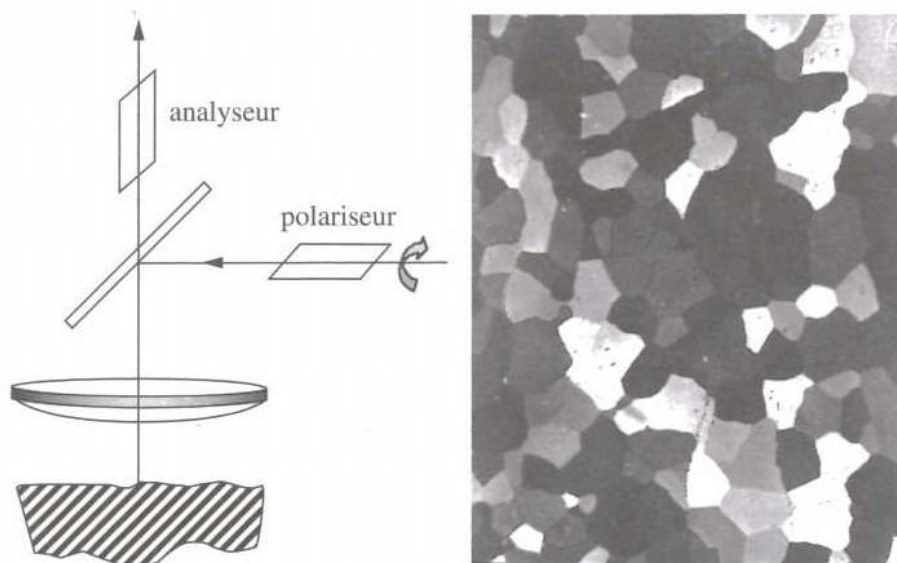
**Figure I.7** – Schéma du champ clair et exemple : aiguilles de martensite dans la matrice austénitique d'un acier à forte teneur en carbone.



**Figure I.8** – Eclairage en fond noir : schéma optique et exemple : les fines aiguilles de martensite en relief et les joints creusés apparaissent éclairés sur le fond noir de la matrice austénitique d'un acier.

### c) Microscopie en lumière polarisée

On adjoint un cristal polarisateur (prisme de Nicols appelé souvent “Nicols” ou mieux filtre dichroïque appelé parfois “Polaroïd”), qui intercepte le faisceau incident et ne transmet que les rayons polarisés parallèlement à une direction, et un cristal analyseur, qui intercepte le faisceau réfléchi ou transmis et dont l'angle de polarisation est orthogonal ou réglable par rapport à celui du polariseur grâce à un dispositif goniométrique (Figure I.9).



**Figure I.9** – Lumière polarisée-schéma optique et exemple : structure granulaire de zirconium recuit (après oxydation anodique) ; micrographie originale en couleur.

### I.2.3 Préparation des échantillons

Pour l'observation courante en réflexion, il faut préparer des sections planes significatives polies et souvent attaquées, pour celle en transmission, des films transparents bruts, des matériaux transparents ou des lames suffisamment minces des matériaux opaques peu réflecteurs, polies et quelques fois attaquées.

**Table I.1** – Principales méthodes de préparation des échantillons; le signe *R* ou *T* indique que le mode d'observation le plus courant (réflexion ou transmission).

		Métallique	Céram.	Polymère	Compos.
découpage ou tronçonnage	<ul style="list-style-type: none"> <li>• mécanique:               <ul style="list-style-type: none"> <li>– meules «douces»</li> <li>– meules «dures»</li> <li>– meules diamantées</li> <li>– fils diamantés</li> <li>– ultrasons</li> <li>– cisailage</li> <li>– jet d'eau</li> </ul> </li> <li>• électroérosion</li> <li>• électrochimique (acide)</li> </ul>	<i>R</i> <i>R</i>	<i>R/T</i> <i>R</i>	<i>R</i> <i>R</i> <i>R</i>	<i>R</i>
montage ou enrobage	<ul style="list-style-type: none"> <li>• mécanique</li> <li>• résines:               <ul style="list-style-type: none"> <li>– à chaud</li> <li>– à froid</li> </ul> </li> <li>• divers: verre, sulfure, alliage fusible, ciment...</li> <li>• avec imprégnation</li> </ul>	<i>R</i> <i>R</i>	<i>R</i>		
dressage et prépolissage	<ul style="list-style-type: none"> <li>• mécanique</li> <li>• papier abrasif (SiC)               <ul style="list-style-type: none"> <li>– diamant (125 à 15 µm)</li> </ul> </li> <li>• microtome</li> <li>• électroérosion</li> <li>• électrolytique</li> </ul>	<i>R</i> <i>R</i> <i>R</i>	<i>R</i>	<i>R/T</i>	
polissage	<ul style="list-style-type: none"> <li>• mécanique sur feutre (alumine, magnésie, pâte diamantée)</li> <li>• électrolytique</li> <li>• chimique</li> </ul>	<i>R</i> <i>R</i> <i>R</i>	<i>R</i>		
nettoyage	<ul style="list-style-type: none"> <li>• jet d'eau ou d'alcool</li> <li>• ultrasons</li> </ul>	<i>R</i> <i>R</i>	<i>R</i> <i>R</i>	<i>R</i>	
séchage	<ul style="list-style-type: none"> <li>• électrolytique</li> <li>• jet d'air sec et chaud</li> <li>• vide</li> </ul>	<i>R</i>	<i>R</i>		
attaque	<ul style="list-style-type: none"> <li>• chimique</li> <li>• électrolytique</li> <li>• thermique</li> <li>• ionique</li> </ul>	<i>R</i> <i>R</i>	<i>R</i> <i>R/T</i>	<i>R/T</i> <i>R/T</i>	

Le tableau I.1 rappelle les étapes successives : découpe, enrobage ou bridage, dressage ou prépolissage, polissage de finition et souvent attaque appropriée, et il énumère les principaux procédés. Les procédures, issues de principes scientifiques et d'une longue expérience accumulée, doivent être adaptées et soigneusement appliquées à chaque matériau. Divers ouvrages spécialisés, ainsi que diverses normes en précisent de nombreuses (cf. bibliographie en fin de chapitre).

### I.2.3.1 Echantillonnage et découpe

On choisit judicieusement la localisation de l'échantillon à observer car à l'échelle considérée, la microstructure varie parfois fortement de manière maîtrisée ou non d'un endroit à l'autre. Il importe de choisir et repérer judicieusement le sens de la découpe, car la microstructure présente souvent une texture morphologique préférentielle. On effectue parfois trois coupes suivant trois plans perpendiculaires et pour des dépôts fins une coupe biaise dans un plan incliné d'un angle  $\alpha$  par rapport à la surface pour accroître la largeur examinée. La découpe doit être effectuée sans altérer la microstructure proche. On choisit la méthode appropriée suivant la localisation de l'échantillon, la dureté, la fragilité et les conductibilités électrique et thermique du matériau : découpe mécanique, au chalumeau ou au jet d'eau (expertises de grandes pièces rompues...), électroérosive ou électrolytique.

### I.2.3.2 Enrobage

Lorsque l'échantillon est facile à tenir et les bords sans intérêt spécifique, on le fixe dans un support mécanique pour le polir. Sinon, on l'enrobe dans une résine polymérisable. Idéalement, le matériau d'enrobage présente une dureté proche de celle du matériau et un faible retrait ; il existe une large gamme de produits d'enrobage commerciaux adaptés. Lorsqu'il est essentiel d'observer les bords le mieux possible, on choisit la résine au plus faible retrait et il est parfois utilisé de faire un dépôt (par exemple 10  $\mu\text{m}$  de nickel) avant de procéder à l'enrobage.

Quant aux lames fines pour la microscopie optique par transmission, on les fixe souvent avec un adhésif double face sur une lame de verre support de manipulation.

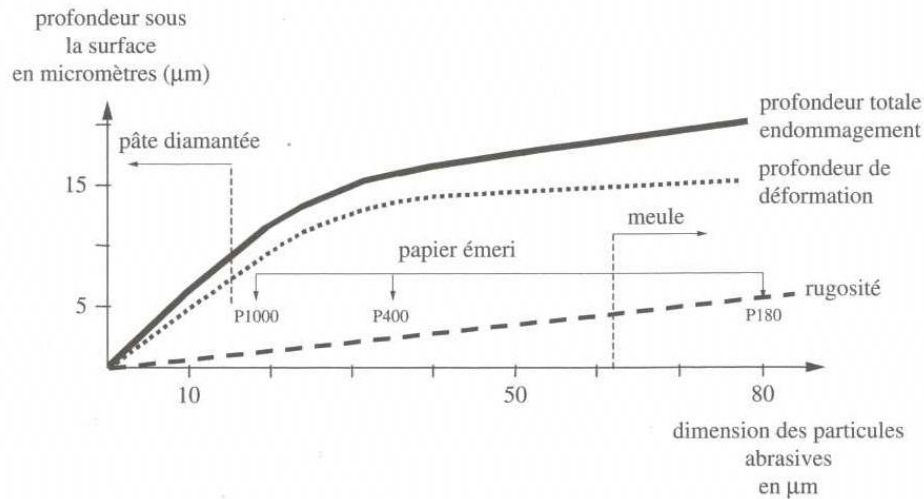
### I.2.3.3 Polissage

L'objectif est d'obtenir non seulement une surface plane de rugosité inférieure à 0.1  $\mu\text{m}$  (poli miroir), mais aussi une surface significative de la structure, c'est-à-dire la moins possible altérée par la préparation (écrouissage induit, dépôt de pollution...). Il comprend le plus souvent deux étapes : un polissage grossier et un polissage fin.

#### a) Polissage mécanique

La figure I.10 schématise la profondeur perturbée sur de nombreux matériaux en fonction des abrasifs utilisés. L'écrouissage résiduel final des matériaux métalliques doit être limité à une profondeur inférieure au micromètre, disparaître lors du polissage électrochimique ou chimique ou lors de l'attaque sélective et ne doit pas modifier la vision de la structure. On utilise des particules abrasives liées (papiers abrasifs) ou libres (dispersées sur un feutre approprié). Le support est dur et rigide et l'abrasif de

dureté largement supérieure à celle du matériau à polir (par dureté croissant : magnésie, corindon, alumine, carbure de silicium et diamant).



**Figure I.10** – Exemple de rugosité et de profondeur perturbée dans un matériau métallique après polissage.

Le polissage mécanique grossier, appelé parfois prépolissage, dresse la surface et rend la rugosité inférieure à  $10\ \mu\text{m}$ . On opère souvent sous eau avec des tourets à plateau très dur sur lesquels on place des papiers abrasifs (souvent au *SiC*) de granulométrie décroissante ( $260$  à  $5\ \mu\text{m}$  suivant le papier) souvent normalisée. L'eau ou un liquide spécifique agit comme lubrifiant, fluide de refroidissement et fluide porteur pour évacuer les particules arrachées. L'opérateur choisit une vitesse de rotation appropriée et maintient une pression appropriée à la dureté du matériau. Il procède entre chaque étape à un lavage de la surface et un nettoyage aux ultrasons pour enlever les grains d'abrasifs. A chaque étape, il croise de préférence les raies de polissage. Les progrès techniques permettent souvent d'automatiser cette étape pour les séries.

## b) Polissage de finition

Le polissage de finition est effectué par voie mécanique, chimique ou électrochimique. On doit obtenir un poli spéculaire (rugosité inférieure à  $0.1\ \mu\text{m}$ ) sur lequel on ne distingue pas au microscope optique aucune rayure et réduire la zone perturbée à une épaisseur suffisamment faible.

- *Par voie mécanique*, on utilise par étapes des particules d'abrasifs libres de plus en plus fines déposées sur un drap de feutre fin et doux fixé sur un disque très dur. Normes et notices détaillées des fabricants de matériels précisent les conditions recommandées et fonction de la nature, la dureté et la ductilité du matériau, et les possibilités d'automatisation.
- *Par voie électrolytique* (matériaux conducteurs métalliques). Elle consiste à pratiquer une dissolution anodique en appliquant tension et densité de courant appropriées pour que les aspérités disparaissent plus vite que les surfaces en creux et qu'ainsi la surface devienne de plus en plus plane. Elle achève le polissage sans écrouir.

- *Par voie chimique* La dissolution différentielle se produit sous l'action chimique. Les bains employés et les conditions sont spécifiques et dérivent de ceux employés pour le brillantage et le décapage. Cette méthode permet un polissage sur des surfaces de forme et de dimensions variées.
- *Par voie ionique* Cette méthode aplanit lentement la surface par abrasion en la bombardant sous incidence presque rasante d'ions d'argon sous vide. Le polissage exige souvent plusieurs heures. Cette méthode est particulièrement adaptée aux matériaux isolants céramiques et échantillons très hétérogènes (jonctions métal céramique ; composites. . .).
- *Coupes nickelées des cassures* Pour observer la microstructure le long d'un chemin de cassure du plan de coupe choisi, il faut la polir le long de la cassure sans l'altérer. Pour éviter que le polissage n'arrondisse le bord, on recourt sur certains matériaux à un artifice : après une coupe minutieuse dans le plan perpendiculaire à la cassure, on effectue un dépôt métallique d'environ une dizaine de micromètres, puis on enrobe l'échantillon avant de la polir suivant les méthodes habituelles.

#### I.2.3.4 Préparation des lames minces optiques

Avec les matériaux très transparents (verres, divers polymères), les objets peuvent être observés bruts ou simplement découpés au microtome. La surface des verres est parfois lissée par un chauffage très rapide.

Avec les céramiques peu transparentes, on réalise souvent une lame à faces parallèles transparentes, couramment de 10  $\mu\text{m}$  d'épaisseur. On procède d'abord à un découpage au microtome à la scie diamantée puis on réalise un fin polissage des faces au diamant. L'opération réalisée usuellement par une personne expérimentée demande souvent de nombreuses heures.

Avec des matériaux polymères, on réalise couramment au microtome, beaucoup plus facilement et rapidement, une lame de 7 à 15 micromètres d'épaisseur. On la dispose sur une lame de verre et la recouvre d'une lamelle en assurant avec de l'huile de cèdre une excellente continuité optique.

#### I.2.3.5 Répliques

On prépare parfois une réplique de surface extractive ou non (cassure, surface brute ou surface polie et attaquée) lorsqu'il est exclu de découper l'échantillon ou que l'on souhaite périodiquement suivre une évolution en service. Pour cela on dépose un film de collodion ou de butadiène que l'on arrache très délicatement après durcissement. Pour le rendre la plus fidèle possible, on épouse finement la surface avec le produit en évitant toute occlusion étrangère (bulles, poussières. . .) et de déformer ou de rompre la réplique lors de l'arrachement.

#### I.2.3.6 Attaque micrographique

L'attaque chimique ou électrochimique différencie les constituants micrographiques et/ou fait apparaître les interfaces : joints de grains et interfaces entre phases. Le plus souvent, elle crée un microrelief significatif par dissolution différentielle suivant la nature de la phase et l'orientation cristalline (Figure I.2). En générale, le réactif dissout rapidement les interfaces entre les phases différentes, dissout plus lentement les

jointes de grains d'une même phase, à une vitesse qui dépend de l'orientation cristalline mutuelle, et dissout chaque grain d'une phase avec une vitesse variable en fonction de l'orientation cristalline de la surface en contact.

En outre, des dissolutions préférentielles peuvent se produire au voisinage d'imperfections cristallines (piqûres ou figures de corrosion spécifiques). Certaines ségrégations ou la présence de précipités sub-microscopiques aux joints de grains modulent parfois les vitesses de dissolution et font apparaître une cartographie significative.

Quelquefois, l'attaque choisie crée au contraire un très fin dépôt de nature et/ou d'épaisseur significative (oxydation ménagée, anodisation spécifique). Il en résulte une coloration préférentielle révélatrice des phases sous-jacentes liée à sa nature et/ou son épaisseur, source de contraste interférentiel.

Les conditions optimales d'attaques doivent être étudiées expérimentalement. Pour les matériaux courants, une longue expérience accumulée est également rapportée dans les ouvrages de métallographie ou de "matériallographie" et les recommandations normalisées.

On distingue quatre sortes d'attaques :

**Attaque chimique :** la procédure doit être précise et très soignée. Les effets d'attaque sont souvent progressivement cumulables.

**Attaque électro-chimique :** elle procède par une dissolution anodique qui favorise une dissolution différentielle aux interfaces et entre phases différentes. On utilise souvent les mêmes bains que pour le polissage mais sous une tension beaucoup plus faible. Parfois l'électrolyse est utilisée non pour dissoudre mais développer par oxydation anodique une très fine couche d'oxyde en épitaxie.

**Attaque thermique :** en particulier pour les phases très stables des céramiques, on pratique parfois une attaque en chauffant l'échantillon à haute température pendant une durée suffisante : les joints de grains se creusent légèrement par diffusion préférentielle et/ou par évaporation. Avec certaines céramiques, un choc thermique provoque des microfissures significatives aux interfaces. On peut ainsi indirectement révéler les joints de grains. On réalise parfois aussi une oxydation ménagée.

**Attaque par bombardement ionique :** suivant un procédé analogue au polissage ionique, on procède à une attaque en modifiant les conditions de bombardement et en recherchant par une vitesse d'abrasion très lente une abrasion différentielle suivant les phases. Cette méthode s'impose pour certains échantillons céramiques et composites ou pour des jonctions très hétérogènes.

## I.2.4 Interprétation des images

### I.2.4.1 Objectif de la caractérisation micrographique

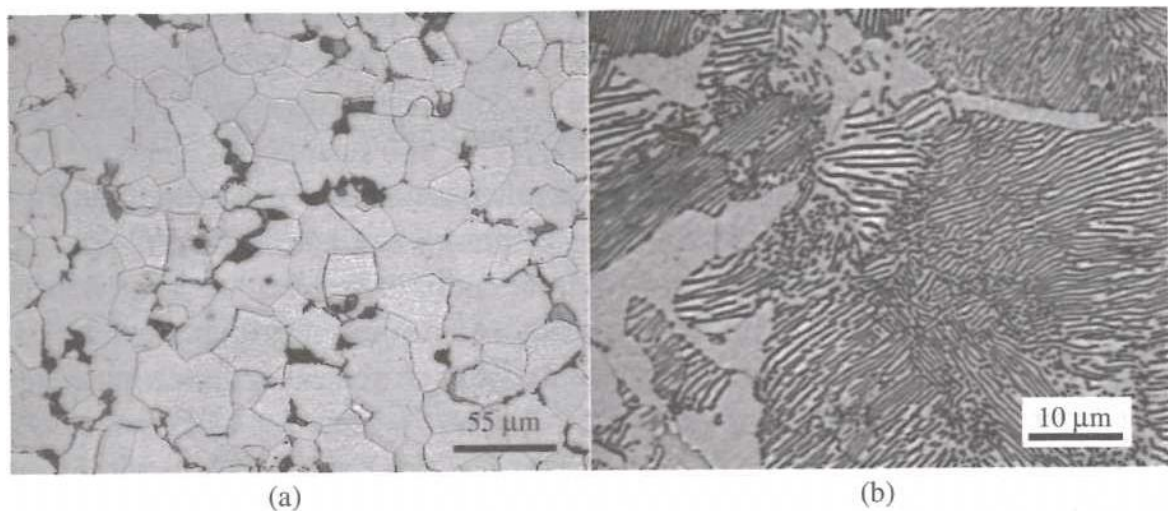
L'observation permet de caractériser la microstructure, c'est-à-dire d'analyser sur une image grossie de 20 à 1500 fois les phases présentes en précisant leurs nature, forme et dimension, proportion et imbrication mutuelles ainsi que le degré de perfection des phases cristallisées. En réalité, on ne met en évidence que les parties qui paraissent homogènes à l'échelle de la microscopie optique : les constituants micrographiques.

Le microscope optique ne permet pas de voir que des formes, des dimensions et une répartition spatiale quasi planes. Néanmoins le microscopiste expérimenté et compétent en matériaux suggère souvent une identification des diverses phases, fondée sur un faisceau de présomptions concordantes issu de la connaissance :

- de la physico-chimie du matériau qui l'incite à limiter la nature des phases possibles à un nombre assez réduit de quelques familles ;
- des propriétés optiques spécifiques de ces phases qui permettent d'en distinguer certaines ;
- de l'effet de l'attaque sur les phases présumées, qui permet de les distinguer.

Une observation en lumière polarisée, en particulier des céramiques et polymères, une attaque sélective plus spécifique et une microdureté locale complètent les présomptions. Ces connaissances fondées sur les études accumulées pour les matériaux usuels, restent parfois à compléter pour les matériaux nouveaux et l'identification complète passe par de nombreuses autres méthodes qui sont listées à la fin du chapitre.

#### I.2.4.2 Constitution structurale et constituants micrographiques



**Figure I.11** – Structure ferrito-perlitique d'un agrégat eutectoïde de lamelles alternées de ferrite et de cémentite dans un acier : a) à perlite non résolue ; b) à perlite résolue.

Si les matériaux métalliques sont en général totalement cristallins, les céramiques sont cristallines, amorphes ou mixtes, et les polymères totalement amorphes ou semi-cristallins. La lumière polarisée permet souvent de distinguer phases cristallines et phases amorphes. Il existe une infinité de microstructures très diverses.

**Définition I.1** *Un constituant micrographique est une partie monophasée ou un agrégat de phases qui paraît homogène sur une partie ou sur toute l'échelle de la micrographie optique.*

Par exemple, les agrégats eutectiques et eutectoïde, issus de l'imbrication fine de plusieurs phases formées par croissance coopérative, apparaissent à une certaine échelle comme un seul constituant micrographique. Un grandissement plus élevé, parfois

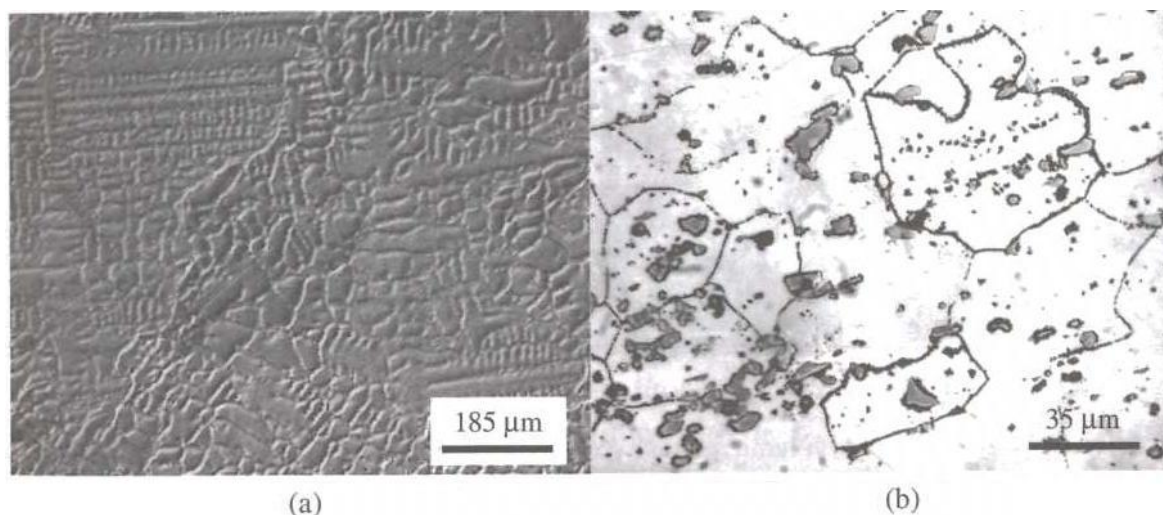
accessible en microscopie optique permet d'en distinguer les phases imbriqués (Figure I.11)

Les phases cristallisées des matériaux céramiques, souvent fortement anisotropes et biréfringentes, peuvent être souvent distinguées en lumière polarisée sur des lames minces optiques.

Les phases amorphes ou semi-cristallines des matériaux polymères se distinguent également par observation par transmission en lumière polarisée entre polariseur et analyseur croisés, les phases amorphes paraissent noires et les phases semi-cristallines colorées avec des contrastes d'intensité reliés à l'orientation locale.

### I.2.4.3 Structure granulaire des matériaux cristallins

L'observation courante révèle la structure granulaire, c'est-à-dire les monocristaux séparés par des joints de grains et met en évidence forme et dimension des grains. La figure I.12 montre un exemple de dendrites arborescentes et un autre de grains polyédriques, polygonaux en coupe plane.



**Figure I.12** – a) Structure dendritique d'un cuivre désoxydé (cliché Renault); b) matrice équiaxe et précipités d'un duralumin (cliché CNAM).

La dimension linéaire des grains est souvent d'environ 5 à 200 µm, gamme typique de l'observation en microscopie optique. On utilise donc pour mesurer la dimension des grains, parfois suivant des méthodes normalisées (NF A 04-102...).

#### a) Détermination de la taille moyenne des grains

Les méthodes de détermination de la taille moyenne des grains sont purement géométriques et indépendantes de l'alliage considéré.

Les grandeurs conventionnelles sont :

- nombre de grains par unité d'aire de la surface de l'éprouvette (échantillon) noté  $n$ ; unité d'aire = millimètre carré
- aire moyenne du grain :  $a = 1/n$  (en  $\text{mm}^2$ )
- taille moyenne du grain :  $d_m = \sqrt{a}$

- longueur moyenne d'intersection :  $(\bar{L})$  = quotient de la longueur totale d'un ou plusieurs segments tracés sur l'image de l'éprouvette par le nombre de grains dénombrés sur ces lignes
- indice conventionnel de grosseur du grain :  $G$  = nombre sans dimension relié à  $n$  par une relation mathématique et des règles d'application pouvant varier d'un métal à l'autre.

### b) Détermination de l'indice de grosseur du grain par comparaison avec des images types

L'indice conventionnel  $G$  est un nombre positif, nul ou négatif, que l'on déduit de  $n$ , nombre de grains dénombrables sur  $1 \text{ mm}^2$  d'aire de l'échantillon. Par définition, dans la norme NF A 04-102/-503,  $G = 1$  pour  $n = 16$ . Les autres indices sont donnés par la formule  $n = 8 \times 2^G$  ou encore  $n = 2^{G+3}$ .

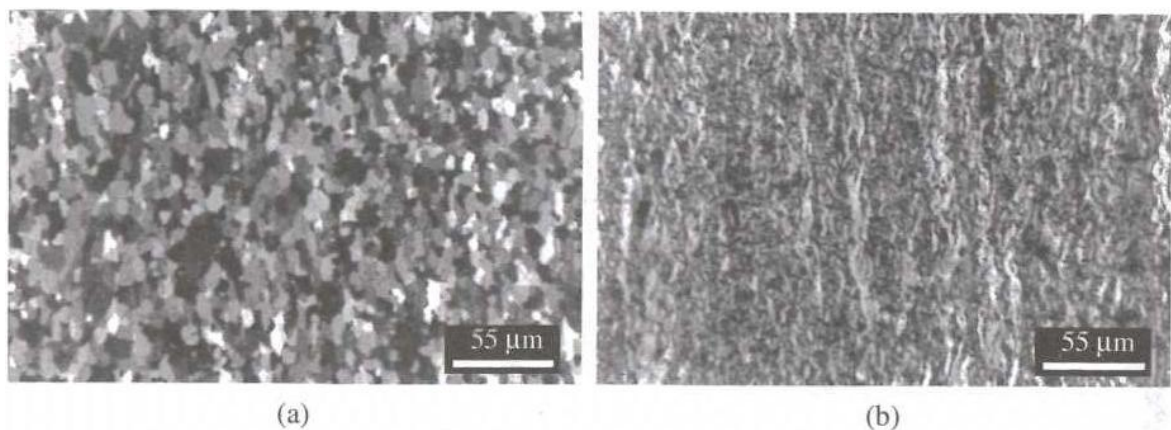
Mais la plupart du temps,  $G$  est obtenu par comparaison avec des images types ; pour un grossissement de 100 obtenu avec le microscope. Les images types ne sont valables que pour les grains équiaxes, la méthode par intersection étant la plus adaptée au cas des grains allongés (laminage).

**Remarque I.3** *Les méthodes de comptage manuelles à l'appréciation de l'opérateur sont remplacées de plus en plus par des traitements et des analyses d'images.*

#### I.2.4.4 Population inclusionnaire

Dans certains matériaux, il existe diverses phases très minoritaires exogènes ou endogènes, formées dès la solidification en fines particules disséminées ; les inclusions. Il importe souvent d'en déterminer et préciser la population en nature, dimension, répartition et proportion ; on procède généralement suivant des méthodes conventionnelles ou normalisées (ex : NF A 04-105...).

#### I.2.4.5 Degré de perfection des grains



**Figure I.13** – Zircaloy 4 observé en lumière polarisée après oxydation anodique : a) recuit ; b) écroui par laminage à froid.

L'attaque métallographique ou certaines propriétés optiques révèlent qualitativement le degré de perfection cristalline. Les micrographies d'un alliage de zirconium observé en lumière polarisée par réflexion en donnent un exemple figure I.13.

Dans la microstructure recuite, la densité d'imperfections cristallines est faible, les joints de grains de faible courbure, et en coupe, ils paraissent réguliers et quasi rectilignes. Les grains écrouis sont très chargés en imperfections cristallines à l'intérieur des grains et au voisinage des joints. Les grains sont très allongés et les joints paraissent "sinueux", l'attaque métallographique révèle à l'intérieur des grains un contraste plus confus, dû à l'attaque différentielle du réactif suivant le degré local d'écrouissage. Des attaques spécifiques permettent même de localiser les émergences de dislocations vis.

#### I.2.4.6 Orientation cristalline

##### a) Par réflexion : dépôt en épitaxie et observation en lumière polarisée

En réfléchissant la lumière polarisée, les cristaux font subir au faisceau incident une rotation qui dépend de la nature du réseau cristallin et de l'orientation de la facette réfléchissante. Observés à travers l'analyseur, des contrastes apparaissent.

Avec les cristaux de réseau cubique, la rotation est insensible à l'orientation locale tous les grains deviennent donc noir pour le même angle de rotation de l'analyseur. Néanmoins, certains réactifs spécifiques permettent de former en épitaxie une couche cristalline très fine non cubique. Il en résulte un contraste coloré suivant l'orientation locale de chaque grain sous-jacent.

Avec les cristaux métalliques non cubiques, l'observation directe d'une surface fraîchement polie, attaquée ou non, est possible, mais une oxydation sélective en couche très fine permet souvent un contraste plus saisissant. Le contraste entre grains voisins, représentatif de leur différence d'orientation cristalline, permet parfois d'apprécier qualitativement la texture de cristalline locale.

##### b) Par transmission

Si l'on éclaire en lumière blanche polarisée une lame à faces parallèles de 10  $\mu\text{m}$  d'épaisseur en céramique, il apparaît sur l'image par transmission un contraste d'intensité et de couleur entre les grains d'une même phase et entre les diverses phases. En faisant tourner l'angle du cristal analyseur, il est possible de rendre lumineuse ou au contraire "éteinte" la surface du cristal (non cubique) observé. La mesure des angles d'extinction en lumière polarisée des diverses phases cristallines d'une lame mince normalisée permet d'identifier la famille de ces phases minérales.

## I.3 Microscopie électronique à balayage

La microscopie optique est une méthode simple et puissante pour observer les microstructures, mais reste limitée par son pouvoir séparateur et sa faible profondeur de champ. Son grandissement utile ne dépasse guère 1500. Dans de nombreux cas, elle est désormais prolongée par la microscopie électronique à balayage qui permet d'observer le microrelief d'un échantillon à grandissement variable de 20 à 40 000, avec un pouvoir de résolution latéral inférieur à 10 nm et une profondeur de champ d'environ

1 mm au grossissement de 20 et 1  $\mu\text{m}$  au grossissement de 20 000. Le microscope électronique à balayage (MEB) permet également d'observer plus finement états de surface (dépôts, surface corrodées...), sections polies et cassures sur les échantillons conducteurs ou rendus conducteurs par une fine couche de métallisation et même, avec les microscopes électroniques les plus récents, les échantillons isolants et organiques. L'observation au MEB permet de compléter utilement l'imagerie de la microstructure de certains échantillons par celle d'autres sources de contraste significatif (contraste chimique, contraste cristallin, microanalyse élémentaire).

Le développement technologique des MEB est tel que cet outil est devenu maintenant un support privilégié pour l'étude des microstructures. En effet, d'un coût comparable à celui d'un microscope optique, cet appareil apporte les informations et avantages suivants :

- pratiquement aucune préparation de l'échantillon, si ce n'est le prélèvement pour un volume total de l'ordre de quelques centimètres cubes. Pour les matériaux isolants, une vaporisation fine (quelques nm) d'or ou de carbone permettra l'écoulement des charges déposées par le faisceau électronique ;
- une observation non destructive permettant une reprise ultérieure de l'examen ;
- une résolution géométrique de la surface de quelques 10 à 100 nm, associée à une profondeur de champ de l'ordre de la taille de la plage examinée ;
- la possibilité d'une analyse chimique locale de la zone d'impact du faisceau électronique, par spectrométrie du faisceau X émis par cette zone (résolution spatiale de  $\sim 1 \mu\text{m}$ ) ;
- la possibilité d'une analyse de l'orientation des cristaux par l'analyse des électrons rétrodiffusés ("*Electron backscatter diffraction*", EBSD).

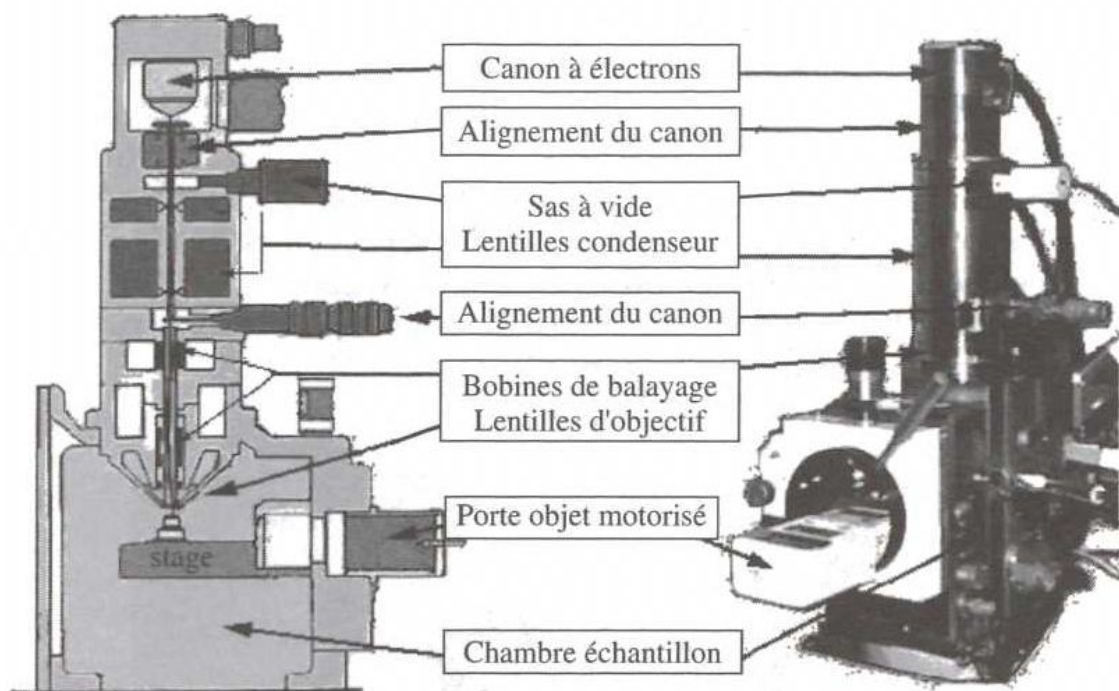


Figure I.14 – Schéma de principe du microscope électronique à balayage.

### I.3.1 Equipement

L'appareil lui-même, schématisé sur la figure I.14 est constitué :

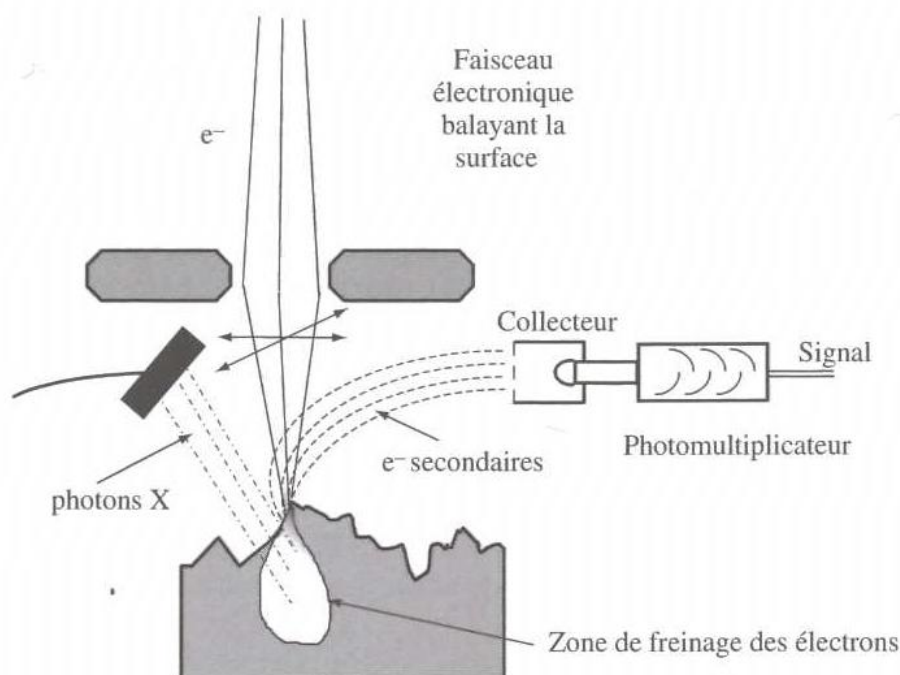
**une colonne électronique** constitué d'un canon à électron et de lentilles servant à focaliser le faisceau d'électron incident sur la surface de l'échantillon ;

**de détecteurs** il existe plusieurs types de détecteurs suivant le types d'analyse qui recueille les électrons ou rayon X réfléchis par l'échantillon ;

**porte objet motorisé** permettant d'incliner l'échantillon et de choisir la zone d'analyse.

Le faisceau accéléré par un canon à électrons est conduit à travers la colonne électronique sur la surface de l'échantillon qu'il vient frapper localement ; la surface à examiner est explorée par balayage de ce faisceau. Les électrons arrivent sur cette cible, y sont ralentis, et absorbés ou réémis vers l'extérieur. L'interaction du faisceau incident avec les atomes de l'échantillon conduisent à la libération d'électrons qui, arrivant à la surface, servent à la formation de l'image observable.

### I.3.2 Les électrons secondaires



**Figure I.15** – Principaux systèmes de détection en microscopie à balayage.

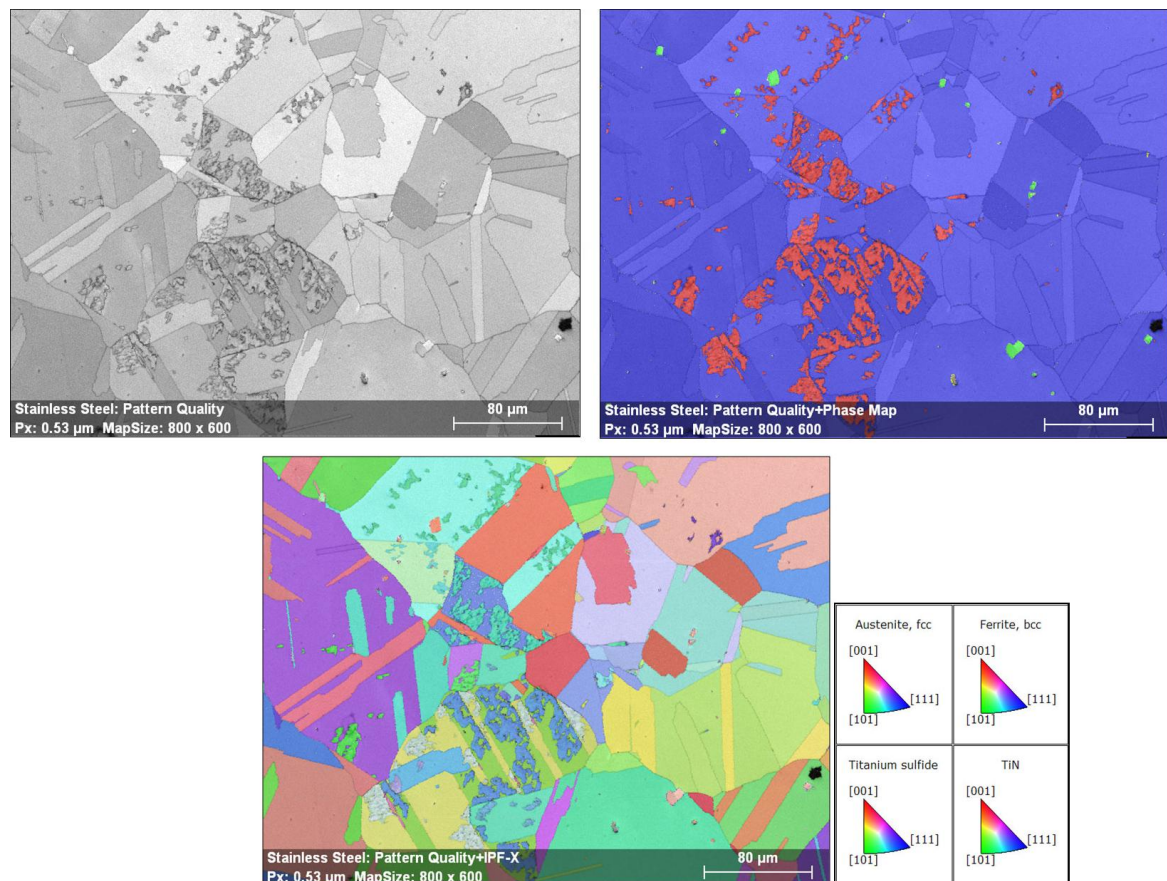
Parmi les électrons émis, on utilise plus fréquemment ceux qui ont été libérés par ionisation des atomes de l'échantillon, et qui sont dits secondaires ; ils ont une faible énergie. Leur faible parcours dans la matière conduit à ce que seuls ceux induits près du point d'impact du faisceau peuvent quitter la surface.

La résolution spatiale en électrons secondaires est donc liée à la taille du faisceau électronique au point d'impact. En raison de la faible énergie de ces électrons, une

légère polarisation électronique permet de les collecter et de connaître leur flux par l'intermédiaire d'un scintillateur et d'un photomultiplicateur (Figure I.15). Pour une même intensité réémise par l'échantillon, l'orientation relative entre la surface et le collecteur conduira à une détection différente. On peut ainsi avoir accès à une perception du relief de l'échantillon.

### I.3.3 Les électrons rétrodiffusés et imagerie X

Les électrons rétrodiffusés par interaction élastique Rutherford sur les noyaux proviennent, eux, de l'ensemble du volume de freinage. Comme cette diffusion est fortement dépendante du numéro atomique, l'intensité des électrons rétrodiffusés donne une idée de la composition locale. De plus, des phénomènes de canalisation cristallographique permettent, dans certaines conditions, de préciser les orientations de chaque grain et d'accéder à la cristallographie locale (technique d'EBSD). La figure I.16 donne l'exemple de clichés MEB classique, d'analyse chimique et d'analyse EBSD pour l'orientation cristalline.



**Figure I.16** – Acier dual phase. A gauche : Cliché électron secondaire donnant le relief (à gauche). A droite : analyse des électrons rétrodiffusées cartographie chimique : ferrite (rouge), austénite (bleu), nitrure de titane (vert), sulfite de titane (jaune). En bas : cartographie EBSD donnant les orientations cristalline.

## I.4 Autres moyens de caractérisation

Les techniques de caractérisation sont de plus en plus variées. D'autre part les moyens de calcul permettent d'exploiter les données d'une manière de plus en plus poussée (déconvolution de pics en spectrométrie, reconstruction d'images en 3D...). On a regroupé dans le Tableau I.2 un certain nombre de techniques de caractérisation morphologique "multi-échelles" des matériaux courants. Le Tableau I.3 fait de même pour les techniques d'analyse chimique.

Comment faire le "bon" choix parmi les nombreuses possibilités ? Quelques critères donnent des éléments utiles, comme par exemple :

- le caractère direct ou indirect de la méthode
- la méthode est-elle destructive ou préserve-t-elle la pièce à analyser ?
- coût, disponibilité, délai des analyses
- les résultats sont-ils quantitatifs et quels sont les moyens d'étalonnage ?
- résolution spatiale, profondeur et quantité de matière analysée (représentativité des résultats) ?
- obtient-on une valeur moyenne ou une répartition statistique ?

Quelques critères de choix sont regroupés dans les Tableaux I.4 et I.5.

Technique	Sigle	Particules incidentes	Particules émises	Résolution latérale	Profondeur analysée	Information fournie
Microscopie optique	OM	photons	photons	> 0,2 $\mu\text{m}$	~ 0	morphologie
Microscopie électronique à balayage	MEB SEM	électrons	électrons		nm à $\mu\text{m}$	morphologie, topographie n° atomique, cristallographie
Microscopie électronique en transmission	MET TEM	électrons	électrons	~1 nm	< 1 $\mu\text{m}$	morphologie, cristallographie
Tomographie X		photons X	photons X	1 à 100 $\mu\text{m}$	< mm	morphologie en 3D

*source : d'après la fiche M260 des Techniques de l'Ingénieur*

**Table I.3** – Quelques méthodes de caractérisation chimique des matériaux.

Technique	Sigles	Élément le plus léger analysable	Résolution spatiale	Profondeur analysée	Seuil de détection (pondéral)	Remarques
Spectrométrie des rayons X dispersion d'énergie (E) ou de longueur d'onde (W)	EDS	Na voire B	µm	µm	%	sous vide ; EDS également disponible sur microscopes électroniques à balayage
	WDS	B	µm	µm	1-100 ppm	
Spectrométrie de masse d'ions secondaires	SIMS	H	< 100 nm	< 100 nm (E)	< 1ppm < 0,1 ML	structure en 3D
Spectroscopie à décharge lumineuse	GDOS ou SDL	H	≈ 4 mm	nm (E)	1-1000 ppm quelques ML	sous vide primaire, rapide et simple, érosion continue
Spectroscopie Auger	AES	Li	< 20 nm	nm (E)	% < 0,1 ML	sous vide poussé conducteurs seulement
Spectroscopie de photoélectrons X	XPS ESCA	Li	< 50 nm	(E)	% < 0,01ML	sous vide poussé états de liaison
Spectroscopie par perte d'énergie des électrons	EELS	Li	nm	nm	%	environnement atomique état chimique ; au MET

*ML : monocouche atomique ; (E) : profils dans l'épaisseur possibles par érosion (vitesse d'érosion à étalonner)*  
*source : d'après la fiche M260 des Techniques de l'Ingénieur*

**Table I.4** – Quelques critères de choix d'une méthode de caractérisation morphologique.

Critère de sélection	Remarques
Caractère destructif de la méthode	Demander au client
Repérage de la zone analysée possible ?	Utile pour « croiser » plusieurs techniques sur la même zone
Coût, délais, durée de l'analyse, disponibilité	Se reporter au cahier des charges de l'expertise
Représentativité statistique des résultats ?	Plus la zone analysée est petite, plus il faut analyser un grand nombre de zones : compromis à trouver
Taille de la zone à observer ?	On ne met pas un mammoth dans un microscope, même pour en observer un petit morceau
Résolution spatiale latérale	Grande gamme possible : 10 µm – 1 cm : microscopie optique 0,1 à 1 µm : microscopie électronique à balayage (MEB) < 0,1 µm : microscopie électronique en transmission (MET) atomique : microscopies à champ proche (AFM : force atomique ; STM : à effet tunnel...), sonde atomique (APFIM)
Profondeur de la zone analysée	De l'analyse de surface à l'imagerie 3D : ~ 0 en microscopie optique nm : spectroscopie de perte d'énergie des électrons (EELS), microscopie Auger à balayage (SAM) µm : MEB >mm : microscopie acoustique, tomographie X, méthodes non destructives (courants de Foucault, ultra-sons...)

**Table I.5** – Quelques critères de choix d'une méthode de caractérisation chimique.

Critère de sélection	Remarques
Caractère destructif de la méthode	Demander au client
Repérage de la zone analysée possible ?	Utile pour « croiser » plusieurs techniques sur la même zone
Coût, délais, durée de l'analyse, disponibilité	Se reporter au cahier des charges de l'expertise
Analyse en surface ou analyse en volume ?	Surface sans érosion: AES, XPS, UPS Surface avec érosion: SDL, SIMS, AES, XPS Volume : ~ nm: EELS, nanodiffraction ~ $\mu\text{m}$ : EDS, WDS... ~ mm: XRD (diffraction des rayons X) ~ cm: diffraction des neutrons
Nature des éléments analysés	Numéros atomiques (certaines méthodes ne détectent pas bien les éléments légers), contraste de numéro atomique, superposition possible de raies...
Les résultats sont-ils quantitatifs ?	Certaines méthodes sont quantitatives (spectrométrie des rayons X, analyse des réactions nucléaires), pour d'autres la quantification est difficile (SIMS, AES, SDL). Érosion : étalonner la vitesse d'érosion du matériau
Méthodes quantitatives : emploie-t-on des étalons ?	Analyse plus longue mais résultats plus fiables Disponibilité des étalons ?
Sensibilité de la méthode (seuil de détection)	1 %: EDS, AES, XPS, EELS 1 à 100 ppm: WDS, NRA (sonde nucléaire) < 1ppm: SIMS
Résolution spatiale latérale de l'analyse	EDS : $\mu\text{m}$ au MEB, quelques nm au STEM
Profondeur de la zone analysée	EDS : 1 $\mu\text{m}$ , Auger = quelques couches atomiques Dépend éventuellement du numéro atomique

## Vocabulaire anglais technique

Français	Anglais
attaque chimique	etch, etching or chemical attack
échantillon	sample
fractographie	fractography
grossissement	magnification
lumière polarisée	polarized light
macrographie	macrography
magnétisme	magnetism
microscope électronique à balayage (MEB)	scanning electron microscope (SEM)
microscope optique	optical microscope
objectif	lens
observation en champ clair	bright field observation
observation en champ sombre	dark field observation
oculaire	eyepiece
polissage	polishing
reflexion	reflection
résolution	resolution
taille de grain	grain size
transmission	transmission

## Pour en savoir plus

### Les normes

#### Française (NF A, AFNOR)

- *Macrographie* : NF A 05-151 ; NF A 05-152 ; NF A 05-153 ; NF A 05-156 ; NF A 04-112 ; NF A 04-113 ; NF A 04-114.
- *Micrographie* : NF A 05-150 ; NF A 05-154 ; NF A 95-342 ; NF A 04-102 ; NF A 04-503 ; NF A 04-504 ; NF A 04-105 ; NF A 04-106 ; NF A 04-107 ; NF A 04-108.
- *Méthodes diverses et particulières* NF A 04-110 ; NF A 04-111 ; NF A 04-115 ; NF A 04-201 ; NF A 04-203 ; NF A 04-204 ; NF A 04-302 ; NF A 05-165 ; FD CR 12361

**Européennes (NF EN ISO)** : NF EN ISO 2624 ; NF EN ISO 196 ; NF EN ISO 2626.

**Américaines (ASTM)** : ASTM E3-95 ; ASTM E112-96 ; ASTM E340-95 ; ASTM E407-93 ; ASTM E562-95 ; ASTM E883-94 ; ASTM E1382-91.

## Les ouvrages de références

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

- J.-P. Bailon & J.-M. Dorlot (2000) *Des Matériaux (3<sup>e</sup> édition)* (620.112 BAI)
- S. Degallaix & B. Ilschner (2007) *Traité des matériaux 2 : Caractérisation expérimentale des matériaux I*. Presses Polytechnique et Universitaires Romandes (620.11 TRA)
- A.-F. Gougues-Lorenzon & J.-M. Haudin (2010) *Matériaux pour l'ingénieur* Mines Paris les Presses (620.11 MAT)

## Vocabulaire anglais

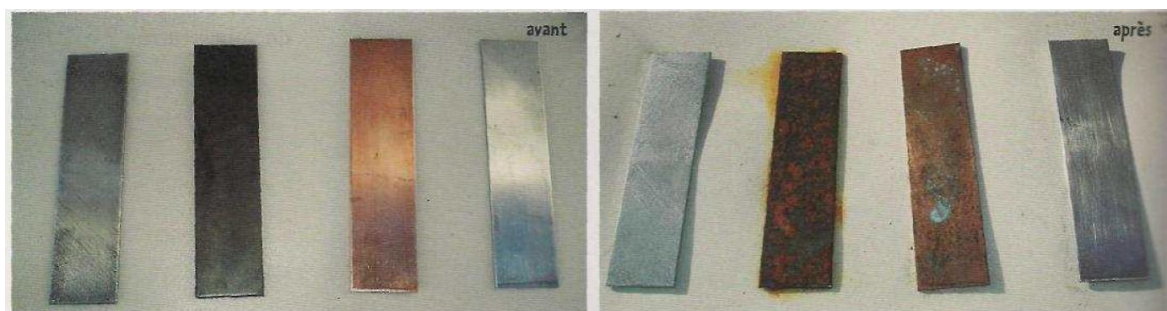
Pour le vocabulaire anglais technique, il est conseillé de consulter le site du Grand Dictionnaire Terminologique (<http://gdt.oqlf.gouv.qc.ca/>)

## Exercices

### Exercice 1 : Couleur des métaux usuels

**Question I.4.1** Remplir le tableau suivant :

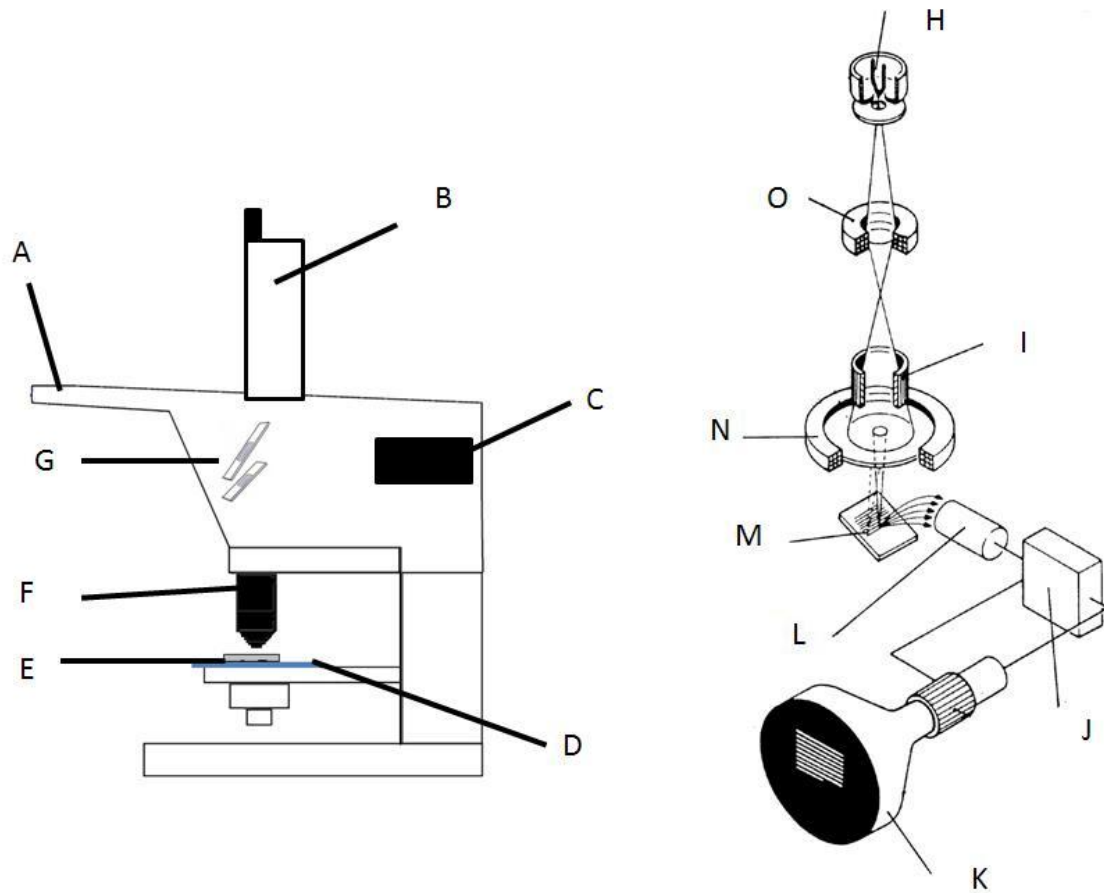
Métal	Fer	Aluminium	Cuivre	Zinc	Plomb	Or	Argent
Symbole							
Couleur non-oxydé							
Couleur oxydé							
Attiré par aimant							



**Figure I.17** – Photos de quatre métaux purs avant et après oxydation.

**Question I.4.2** A partir des deux photos de la figure I.17, déterminer la nature chimique de ces plaques.

## Exercice 2 : Les différentes techniques de microscopie

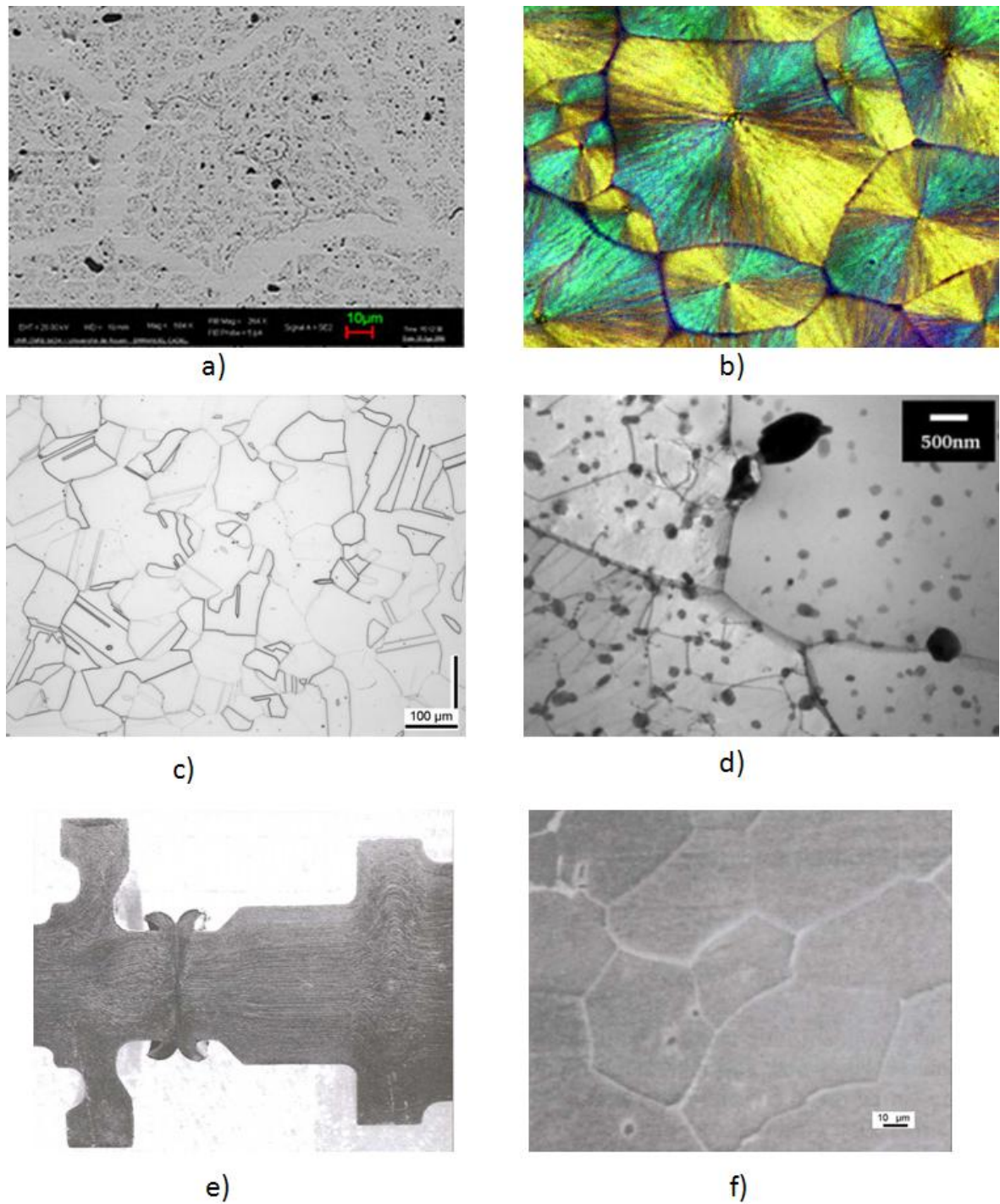


**Figure I.18** – Schéma d'un microscope optique et d'un microscope électronique à balayage.

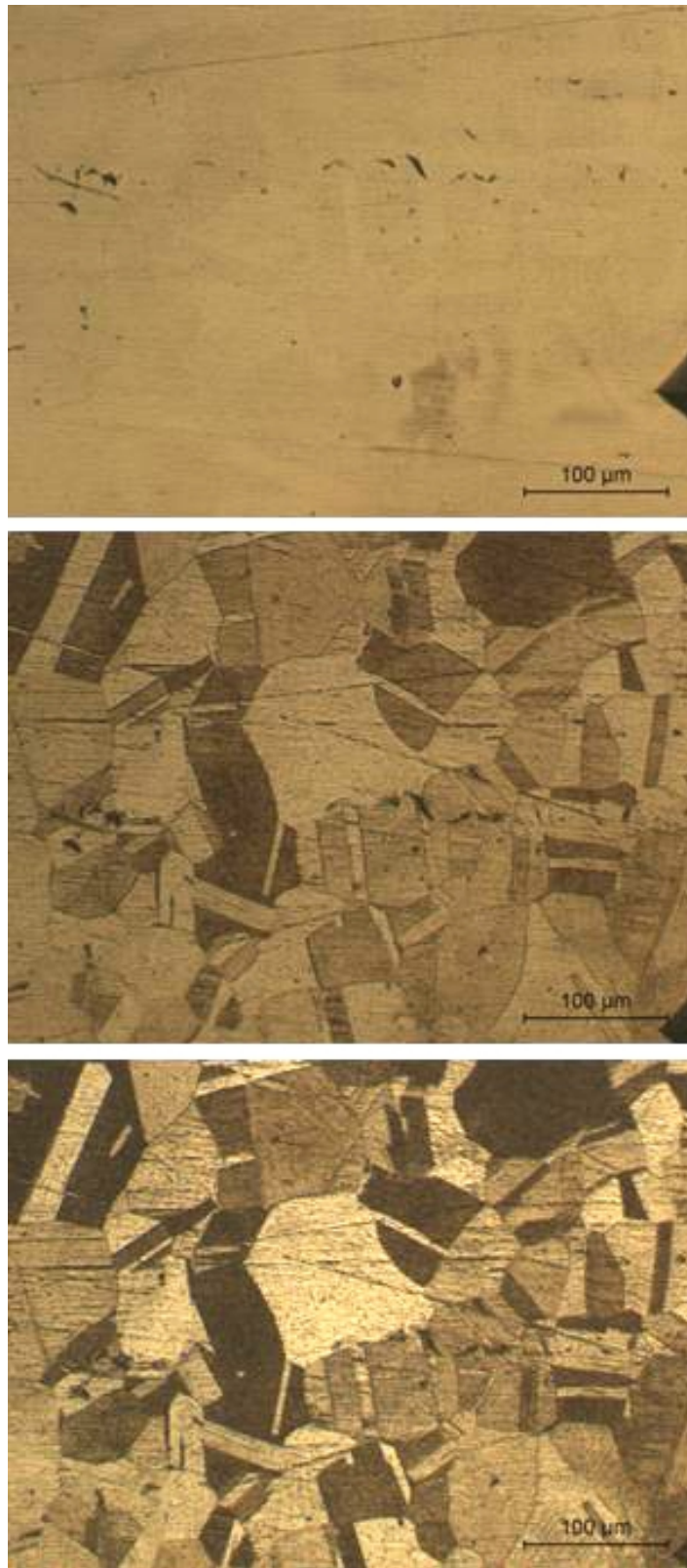
**Question I.4.3** Colorier le trajet de la lumière ou des électrons sur la figure I.18.

**Question I.4.4** Donnez le nom et la fonction des composants élémentaires désignés par les lettres sur la figure I.18.

**Question I.4.5** D'après les informations de la Figure I.19, précisez la technique utilisée pour obtenir chacune des micrographies.



**Figure I.19** – Exemple de micrographies : a) composite cuivre-graphite ; b) polymère semi-cristallin ; c) Acier austénitique ; d) Aluminium ; e) pièces forgées soudées par friction ; f) acier ferritique.



**Figure I.20** – Micrographie d'un acier inoxydable 316L pour différents temps pour l'attaque chimique avec  $t = 20; 100; 220$  s (grossissement de  $\times 200$ ).

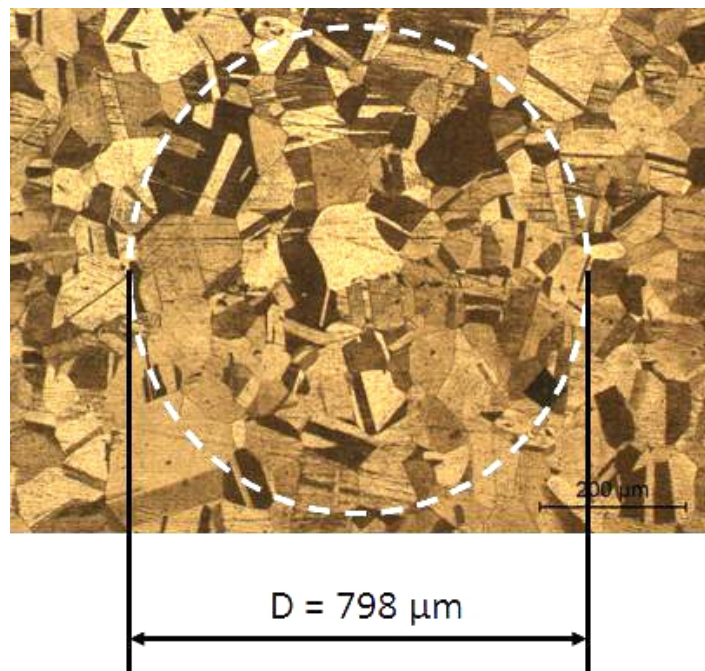
### Exercice 3 : Microstructure d'un acier

**Question I.4.6** Expliquez la nature des contrastes sur les micrographies de la figure I.20.

**Question I.4.7** Déterminez l'indice de grosseur de grain l'échantillon de la Figure I.21 à partir de la norme NF A 04-102.

**Question I.4.8** Proposez une ou plusieurs techniques pour mettre en évidence l'orientation cristalline.

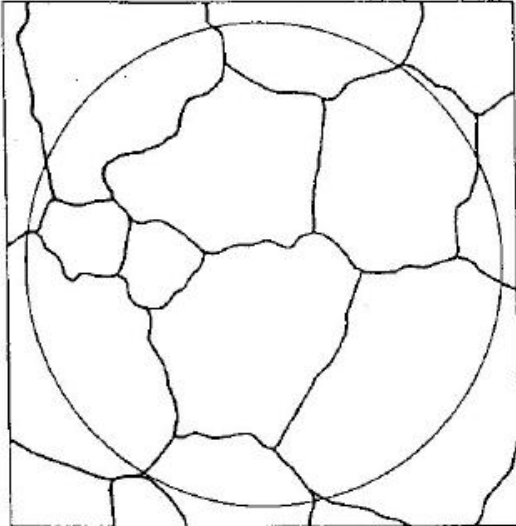
**Question I.4.9** Proposez une ou plusieurs techniques pour mettre en évidence la nature chimique des phases.



**Figure I.21** – Micrographie d'un acier inoxydable 316L (grossissement de  $\times 100$ ).

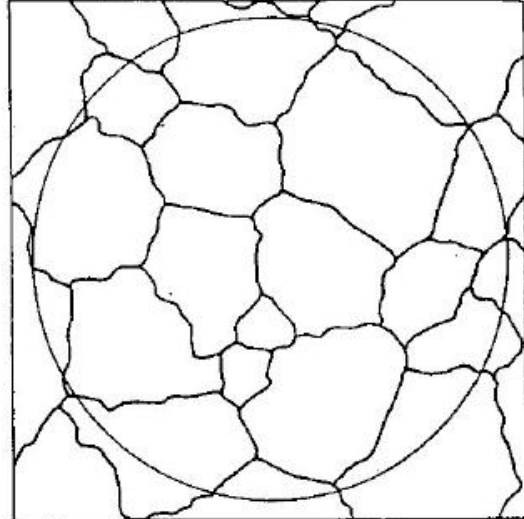
Détermination de l'indice de grosseur de grain : Norme NF A 04 102/-503

**Image-type n° I**



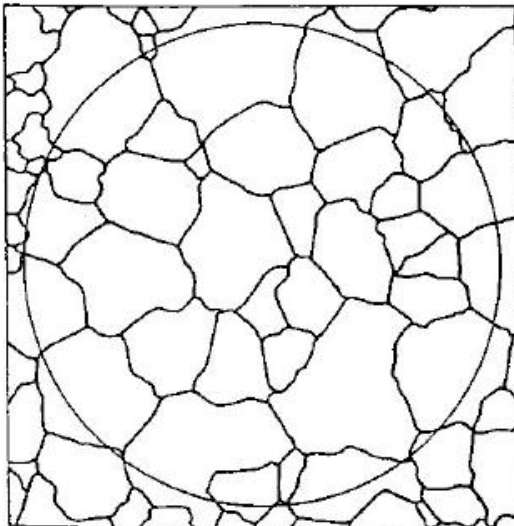
Indice de grain pour un grossissement de	-3	-1	1	3	5	7
	25	50	100	200	400	800

**Image-type n° II**



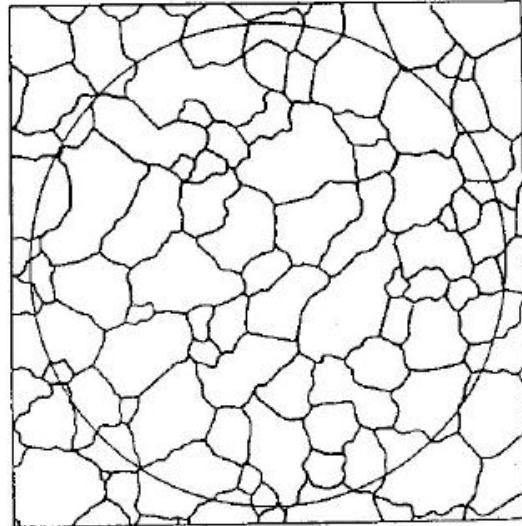
Indice de grain pour un grossissement de	-2	0	2	4	6	8
	25	50	100	200	400	800

**Image-type n° III**



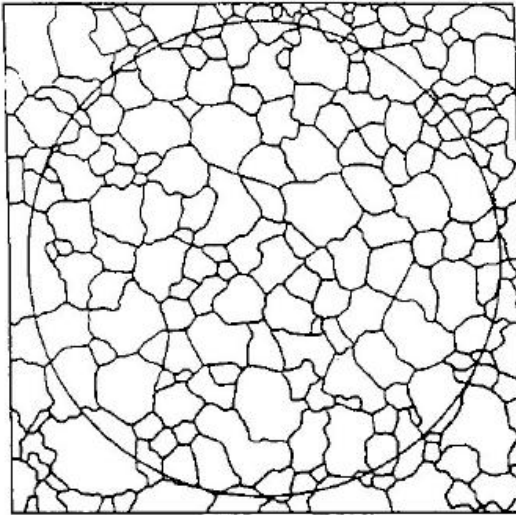
Indice de grain pour un grossissement de	-1	1	3	5	7	9
	25	50	100	200	400	800

**Image-type n° IV**



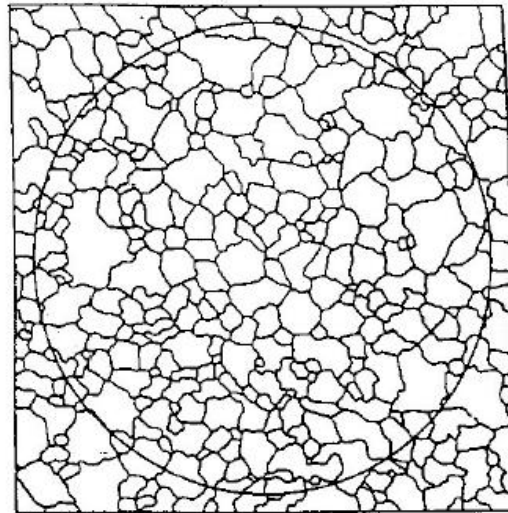
Indice de grain pour un grossissement de	0	2	4	6	8	10
	25	50	100	200	400	800

Image-type n° V



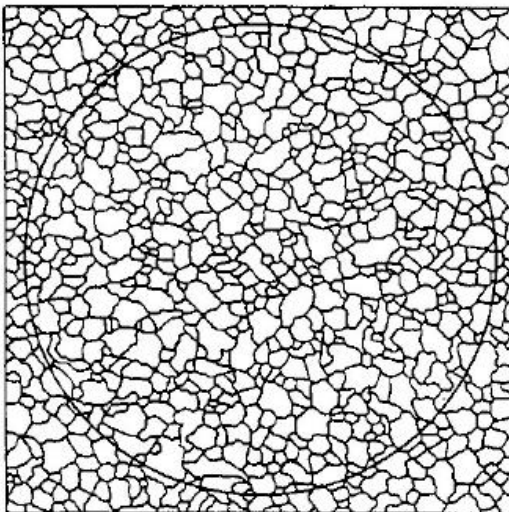
Indice de grain	1	3	5	7	9	11
pour un grossissement de	25	50	100	200	400	800

Image-type n° VI



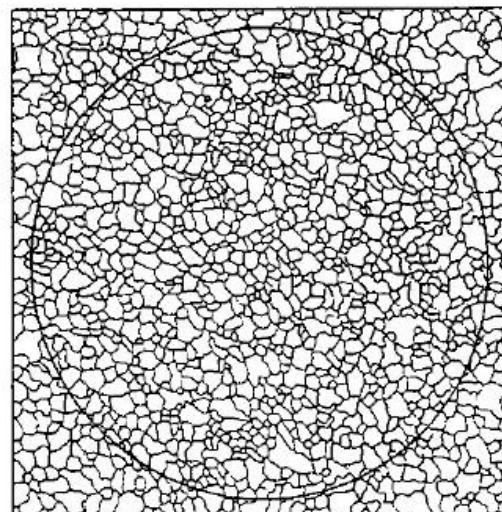
Indice de grain	2	4	6	8	10	12
pour un grossissement de	25	50	100	200	400	800

Image-type n° VII



Indice de grain	3	5	7	9	11	13
pour un grossissement de	25	50	100	200	400	800

Image-type n° VIII



Indice de grain	4	6	8	10	12	14
pour un grossissement de	25	50	100	200	400	800

---

# Chapitre -II-

## Essais mécanique I : Essais de traction

---

### Table des Matières

---

<b>II.1</b>	<b>L'essai de traction</b> . . . . .	<b>41</b>
II.1.1	Principe . . . . .	41
II.1.2	Courbe contrainte déformation nominale . . . . .	43
II.1.3	Courbe contrainte déformation vraie . . . . .	47
II.1.4	Ductilité et ténacité d'un matériau . . . . .	49
<b>II.2</b>	<b>Equipements</b> . . . . .	<b>49</b>
II.2.1	Type de machine . . . . .	49
II.2.2	Capteurs . . . . .	53
II.2.3	Eprouvettes . . . . .	57
II.2.4	Enceintes . . . . .	63
<b>II.3</b>	<b>Type de chargement</b> . . . . .	<b>64</b>
II.3.1	Choix de la vitesse de chargement . . . . .	64
II.3.2	Essais d'érouissage . . . . .	65
II.3.3	Essais de fluage - Essai de recouvrance . . . . .	66
II.3.4	Essais de relaxation . . . . .	66
II.3.5	Essai d'érouissage et de relaxation multiple . . . . .	67
II.3.6	Essais cycliques . . . . .	67
<b>II.4</b>	<b>Essais spéciaux</b> . . . . .	<b>69</b>
II.4.1	Essais de compression . . . . .	69
II.4.2	Essais de flexion . . . . .	71
II.4.3	Essais traction-pression interne et/ou externe . . . . .	72
II.4.4	Essais traction-compression-torsion . . . . .	73
II.4.5	Essais de traction biaxiale . . . . .	74
II.4.6	Essais grande vitesse . . . . .	75

---

**Objectifs**

- Interpréter les résultats d'un essai de traction.
- Connaître les technologies classiques de machine de traction.
- Choisir un protocole d'essais adapté au cahier des charges.

## Exercice type

### Interprétation des résultats d'un essai de traction

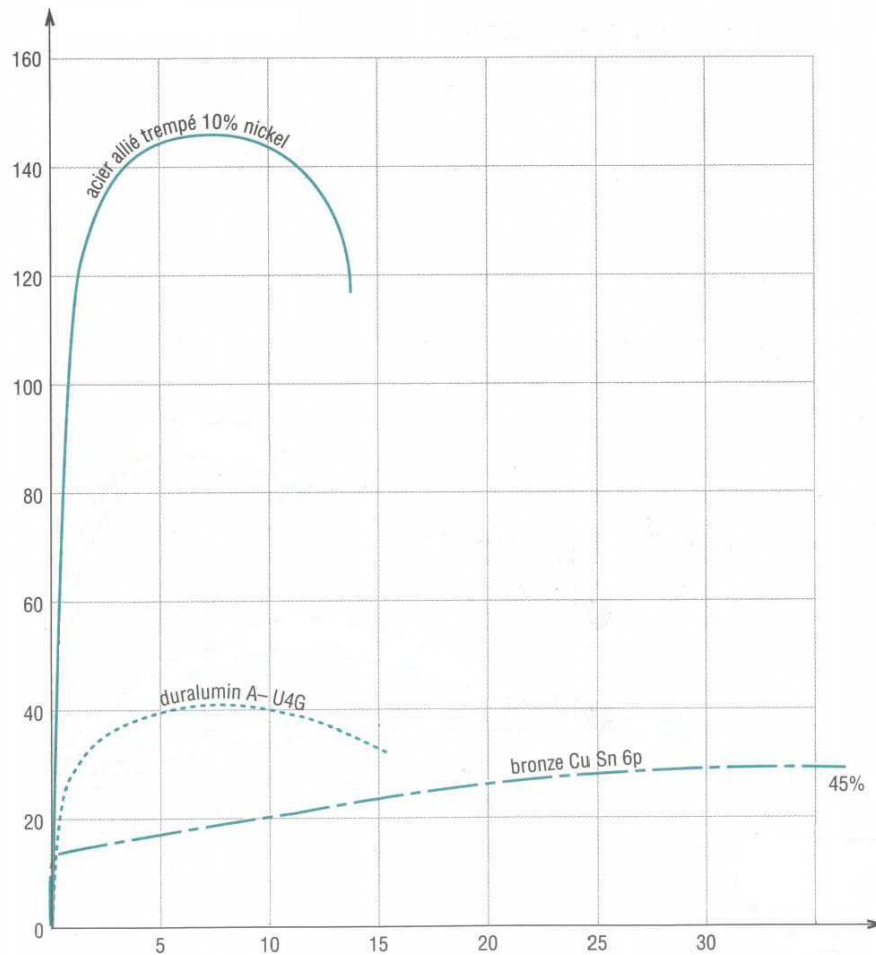


Figure II.1 – Courbes de traction.

**Question II.0.10** Donner la nature des axes sur la courbe de traction conventionnel de la figure II.1.

**Question II.0.11** Rappeler les trois domaines de déformation observables sur une courbe traction. Placer les sur un schéma représentant une courbe de traction.

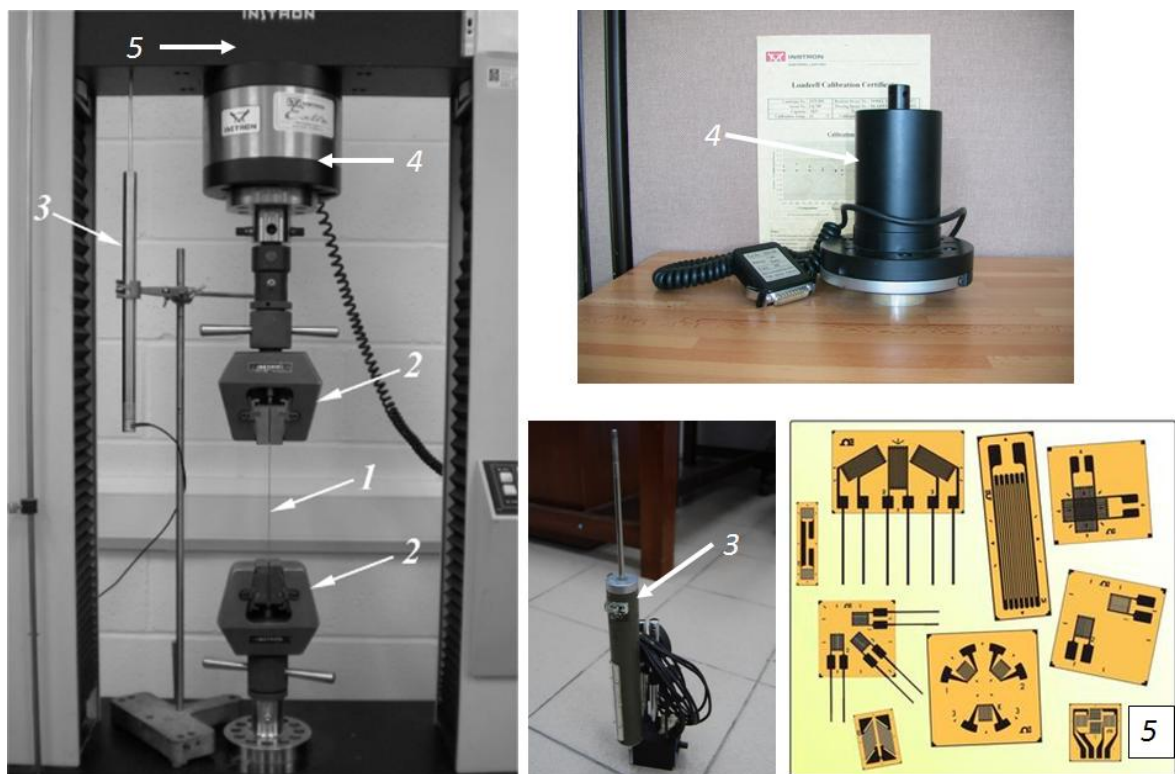
**Question II.0.12** Déterminer le module d'Young, la limite conventionnelle d'élasticité, la résistance à la rupture et l'allongement à la rupture pour tous les matériaux de la figure II.1.

**Question II.0.13** Classer les matériaux de la figure II.1 par ordre croissant de rigidité.

**Question II.0.14** Classer les matériaux de la figure II.1 par ordre croissant de ténacité.

**Question II.0.15** Classer les matériaux de la figure II.1 par ordre croissant de ductilité.

## Essais de traction



**Figure II.2** – Photos d'équipements nécessaires à un essai de traction.

**Question II.0.16** Rappelez le nom et la fonction des éléments numérotés de 1 à 5 sur la figure II.2. S'agit-il d'une machine électrohydraulique ou électromécanique ?

**Question II.0.17** Quel doit-être la longueur  $L_0$  d'une éprouvette de section rectangulaire ( $1 \times 10$  mm).

**Question II.0.18** Quelle précaution doit-on prendre pour éviter la flexion de l'éprouvette lors d'un essai de traction.

**Question II.0.19** Donner le taux de triaxialité maximal pour une éprouvette lisse et pour les éprouvettes AE2, AE4 et AE10.

**Question II.0.20** A quoi sert une éprouvette CT.

## Types de chargement

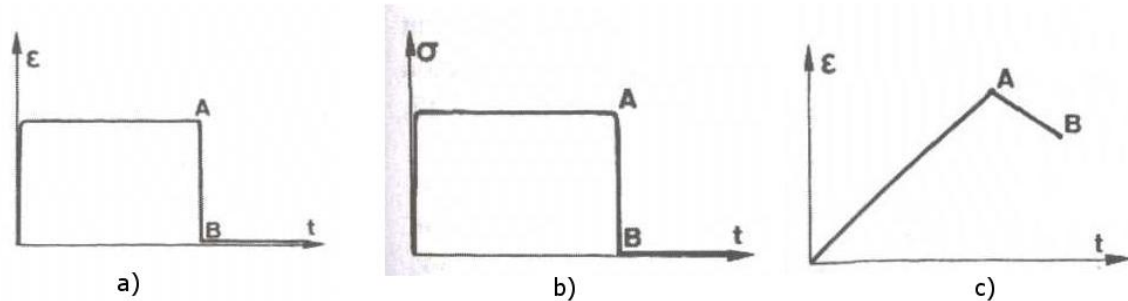


Figure II.3 – Exemple de chargements.

**Question II.0.21** *Quelle est la gamme de vitesse d'un essai quasistatique.*

**Question II.0.22** *Identifier les chargements de la figure II.3. Préciser la ou les grandeurs asservies et celles qui sont observées.*

**Question II.0.23** *Pour chacun des chargements de la figure II.3, représenter la réponse type d'un métal.*

L'ingénieur a besoin de connaître les caractéristiques mécaniques du matériau qu'il compte utiliser. Il doit notamment savoir à partir de quelle charge la structure qu'il calcule commence à se déformer de façon irréversible et à partir de quel chargement il y a risque de rupture. Il doit, par conséquent, disposer de résultats d'essais mécaniques utilisables dans les calculs de résistance des matériaux et de conception des composants. En règle générale, les essais mécaniques réalisés dans cette perspective sont simples dans leur conception et leur interprétation. Les résultats obtenus doivent être reproductibles. C'est pourquoi les essais sont normalisés par des organismes nationaux ou internationaux, comme l'AFNOR (Association Française de Normalisation), l'ISO (International Standardisation Organisation) et l'ASTM (American Society for Testing and Materials).

L'essai de traction est défini dans la norme NF EN 10002-1.

## II.1 L'essai de traction

### II.1.1 Principe

L'essai de traction est l'essai mécanique le plus fréquent (Figure II.4). Il consiste à soumettre une éprouvette du matériau à étudier à une force de traction  $F$  et à mesurer l'allongement,  $\Delta l$ , correspondant.

L'éprouvette cylindrique ou prismatique a une section initiale  $S_0$  (Figure II.5). On place deux repères sur l'éprouvette distant d'une longueur  $l_0$ . En règle générale, on utilise des éprouvettes vérifiant la relation :

$$l_0 = k\sqrt{S_0} \quad \text{avec } k = 5.65 \quad (\text{II.1})$$

Un extensomètre permet de mesurer l'allongement  $\Delta l$  de l'éprouvette.

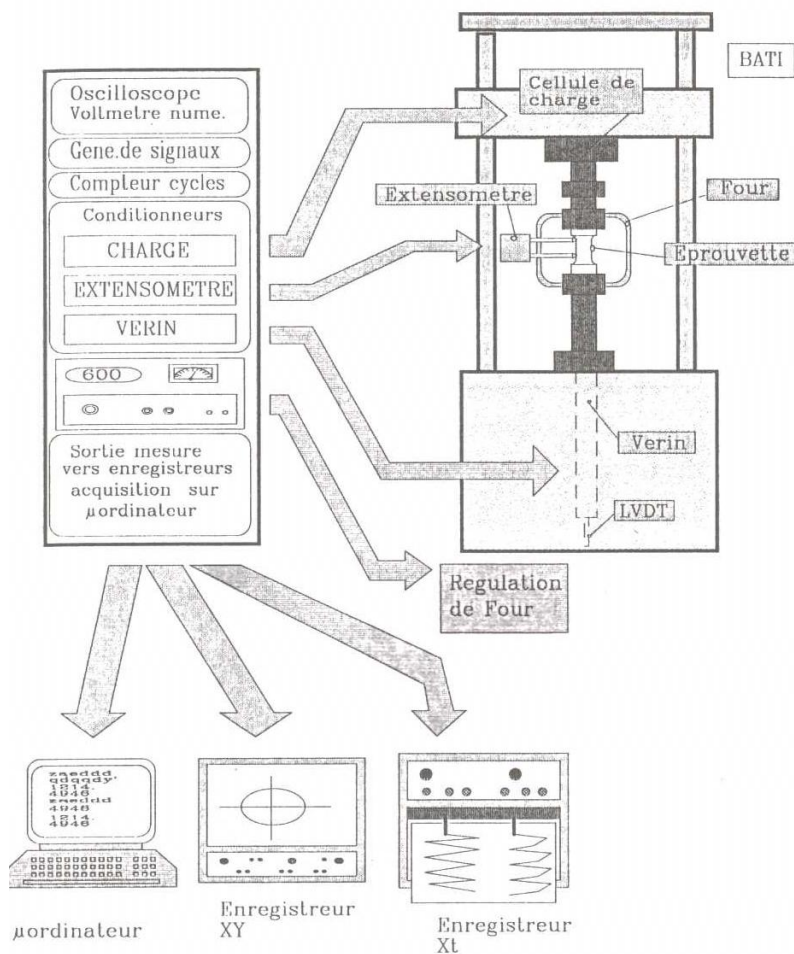


Figure II.4 – Schéma de principe d'une machine de traction.

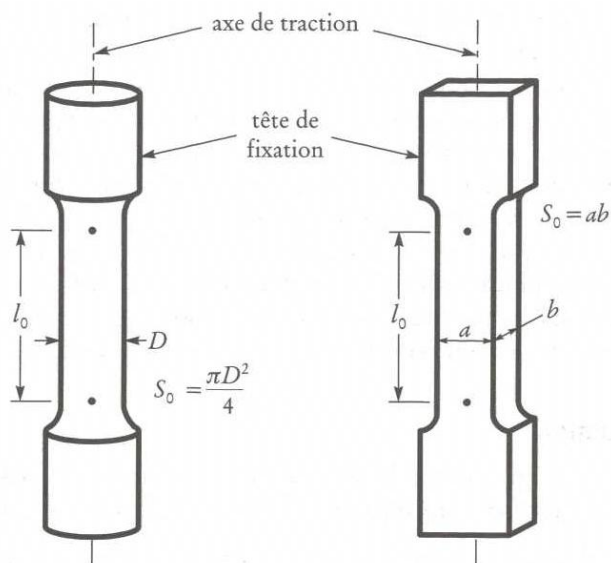


Figure II.5 – Exemple d'éprouvettes de traction.

## II.1.2 Courbe contrainte déformation nominale

Afin de pouvoir utiliser les données brutes de l'essai de traction (force  $F$  et allongement  $\Delta l$ ), on doit les normaliser pour que le résultat obtenu ne soit fonction que du matériau étudié et non de la géométrie de l'éprouvette. Pour ce faire, on rapporte la charge  $F$  à la section initiale  $S_0$  de l'éprouvette en vue d'obtenir la contrainte nominale  $\sigma_{nom}$  et rapporte l'allongement  $\Delta l$  à la longueur initiale entre les repères,  $l_0$ , pour obtenir la déformation nominale  $\varepsilon$ .

**Définition II.1** *Contrainte nominale*

$$\sigma_{nom} = \frac{F}{S_0} \quad (\text{II.2})$$

unité [ $\text{N} \cdot \text{m}^{-2} = \text{Pa}$ ], l'ingénieur utilise couramment le mega Pascal [ $\text{MPa} = \text{N} \cdot \text{mm}^{-2}$ ]

**Définition II.2** *Déformation nominale*

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (\text{II.3})$$

sans unité, exprimé la plus part du temps pour les métaux en pourcent %.



**Figure II.6** – Représentation d'une courbe de traction (matériau ductile).

La figure II.6 présente une courbe de traction d'un matériau ductile, qui peut être décomposée en trois domaines :

**Domaine élastique :** Pendant la première partie de l'essai, l'éprouvette a un comportement élastique linéaire et obéit à la loi de Hooke :

$$\sigma_{nom} = E\varepsilon \quad (\text{II.4})$$

Théoriquement, la pente de la droite est égale au module d'Young  $E$  (unité [MPa = N.mm<sup>2</sup>]); en pratique, le module d'élasticité est rarement mesuré de cette façon, car, dans le domaine élastique, les déformations sont très faibles, et la précision des mesures laisse alors à désirer. Le module d'Young  $E$  d'un matériau est généralement mesuré de façon plus précise grâce à des techniques d'ultrasons.

**Domaine de déformation plastique homogène** La déformation élastique est suivie de la déformation plastique qui est irréversible. Dans ce domaine la contrainte nominale augmente avec la déformation, on parle d'écrouissage positif. Le taux d'écrouissage ou de consolidation,  $\eta = d\sigma_{nom}/d\varepsilon$  qui correspond à la tangente à la courbe de traction, diminue quand la contrainte augmente. Lorsque  $\eta = 0$ , la contrainte nominale  $\sigma_{nom}$  est maximale.

**Domaine de déformation plastique localisée (striction)** Après avoir passé le maximum, la contrainte nominale diminue  $\eta < 0$  (écrouissage négatif) bien que l'allongement continue à croître. Il y a apparition du phénomène de striction, c'est-à-dire que la déformation n'est plus homogène, mais elle localisée dans la zone de striction. En effet, lorsque la consolidation du matériau ne peut plus compenser l'augmentation de la contrainte, il y a alors instabilité et striction. Finalement, la rupture se produit dans la zone de striction, là où la section est la plus faible.

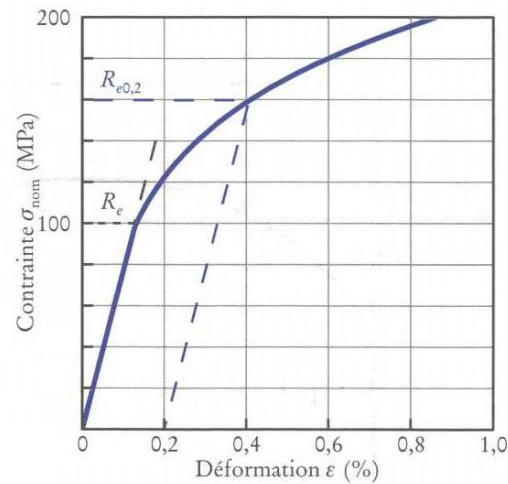
L'exploitation de la courbe de traction nous permet de d'obtenir les valeurs suivantes des caractéristiques mécaniques d'un matériau :

- la limite d'élasticité vraie  $R_e$  et la limite conventionnelle d'élasticité  $R_{e0.2}$  ;
- la résistance à la traction  $R_m$  ;
- l'allongement à la rupture  $A$  ;
- la striction à la rupture  $Z$  ;
- l'énergie de déformation.

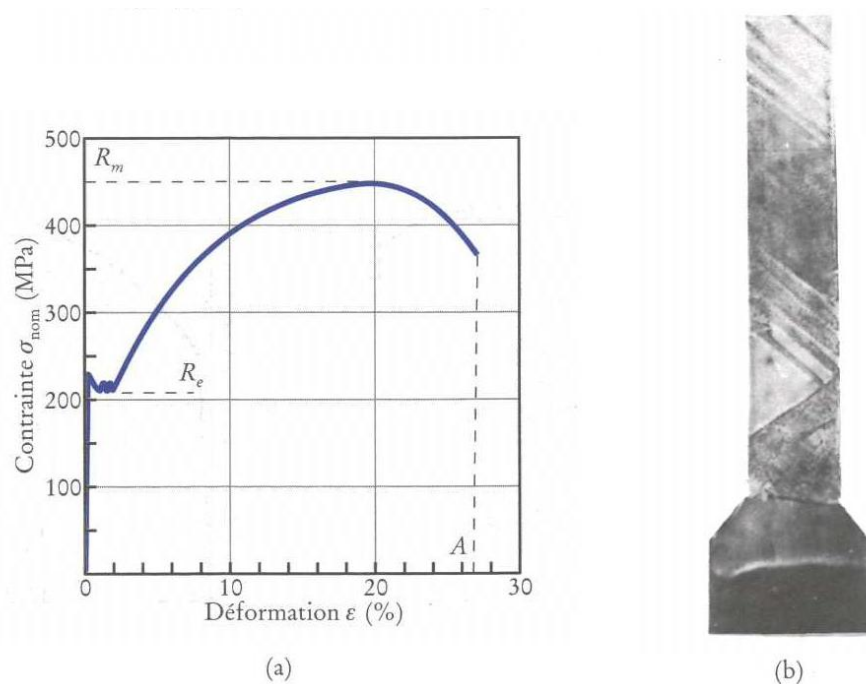
### II.1.2.1 Limite d'élasticité

En toute rigueur, la limite d'élasticité vraie  $R_e$ , correspond à la contrainte à partir de laquelle le comportement du matériau s'écarte de loi de Hooke, c'est-à-dire au moment où apparaît la première déformation plastique irréversible. La limite d'élasticité devrait donc correspondre, sur la courbe de la figure II.7, à la contrainte à partir de laquelle il n'y a plus une telle limite de proportionnalité entre contrainte et déformation. En pratique, même si sa définition est simple, une telle limite de proportionnalité est difficile à apprécier, car le passage du domaine élastique au domaine plastique se fait de façon progressive. La limite de proportionnalité, ou limite d'élasticité vraie  $R_e$ , dépend donc de la précision que l'on a sur la mesure de l'allongement.

On lève toute ambiguïté en définissant une limite conventionnelle d'élasticité à 0.2 %, notée  $R_{e0.2}$ . Elle est définie par la contrainte à laquelle correspond une déformation plastique permanente égale à 0.2 %. La construction graphique permettant la mesure de  $R_{e0.2}$  apparaît à la figure II.7.



**Figure II.7** – Détermination de la limite conventionnelle d'élasticité à 0.2 % ( $R_{e0.2}$ ) d'un alliage d'aluminium. La valeur de  $R_{e0.2}$  définie par l'intersection de la courbe de traction et d'une droite parallèle à la pente élastique de la courbe de traction et passant par le point d'abscisse 0.2%; ici,  $R_{e0.2} = 160$  MPa. La limite de proportionnalité  $R_e$  serait de 100 MPa ou moins, selon la précision de la mesure des allongements.



**Figure II.8** – a) Courbe de traction d'un acier doux XC15 présentant une discontinuité à limite d'élasticité ( $R_e = R_{e0.2} = 210$  MPa,  $R_m = 210$  MPa,  $A = 27\%$ ). b) Bandes de Piobert-Lüders dans un acier extra doux XC15 sollicité en traction.

**Remarque II.1** Certains alliages (c'est le cas en particulier des aciers doux) ont un comportement en traction différent de ceux étudiés jusqu'ici : la transition entre le domaine élastique et plastique est discontinue (Figure II.8a). Dans ce cas, la limite d'élasticité  $R_e$  et la limite conventionnelle  $R_{e0,2}$  sont définies comme la valeur inférieure de la discontinuité.

On observe qu'au niveau de ce minimum, la déformation plastique n'est pas homogène, mais localisé dans des bandes traversant l'éprouvette (Figure II.8b). C'est quand l'éprouvette est couverte par ces bandes, dites de Piobert-Lüders, que la déformation continue normalement de façon homogène avec un écrouissage positif.

### II.1.2.2 Résistance à la traction

La résistance à la traction  $R_m$  se définit comme la contrainte maximale atteinte durant l'essai de traction. Dans l'exemple de la courbe de traction de la Figure II.8a, la résistance à la traction  $R_m$  est égale à 450 MPa.

Les matériaux fragiles n'ont pas de domaine de déformation plastique (figure II.9) : dans ce cas, la limite d'élasticité et la résistance à la traction sont confondues  $R_e = R_m$ .

### II.1.2.3 Allongement à la rupture

L'allongement à la rupture est l'allongement mesuré sur l'éprouvette rompue reconstituée (surfaces de rupture mises en contact). Si  $l_f$  est la distance entre les repères après rupture, l'allongement après rupture  $A$  est :

$$A = \frac{l_f - l_0}{l_0} \quad (\text{II.5})$$

L'allongement permanent après rupture est une mesure de la ductilité ; il est nul pour les matériaux fragiles

**Remarque II.2** L'allongement rupture peut également être mesuré sur la courbe de traction : en menant la parallèle au domaine élastique passant par le dernier point de la courbe. En effet, l'intersection de cette droite avec l'axe des abscisses donne l'allongement à rupture  $A$ . Dans le cas des métaux ductiles, elle peut être approximée par la valeur de l'abscisse du dernier point de la courbe, car pour les matériaux rigides la déformation élastique à la rupture peut être négligée.

### II.1.2.4 Striction à la rupture

La valeur du coefficient de striction à rupture correspond à la variation de la section à l'endroit où la rupture s'est produite :

$$Z = \frac{S_0 - S_f}{S_0} \quad (\text{II.6})$$

où  $S_0$  est la surface de la section initiale de l'éprouvette et  $S_f$  la surface de la section droite de la surface rompue.

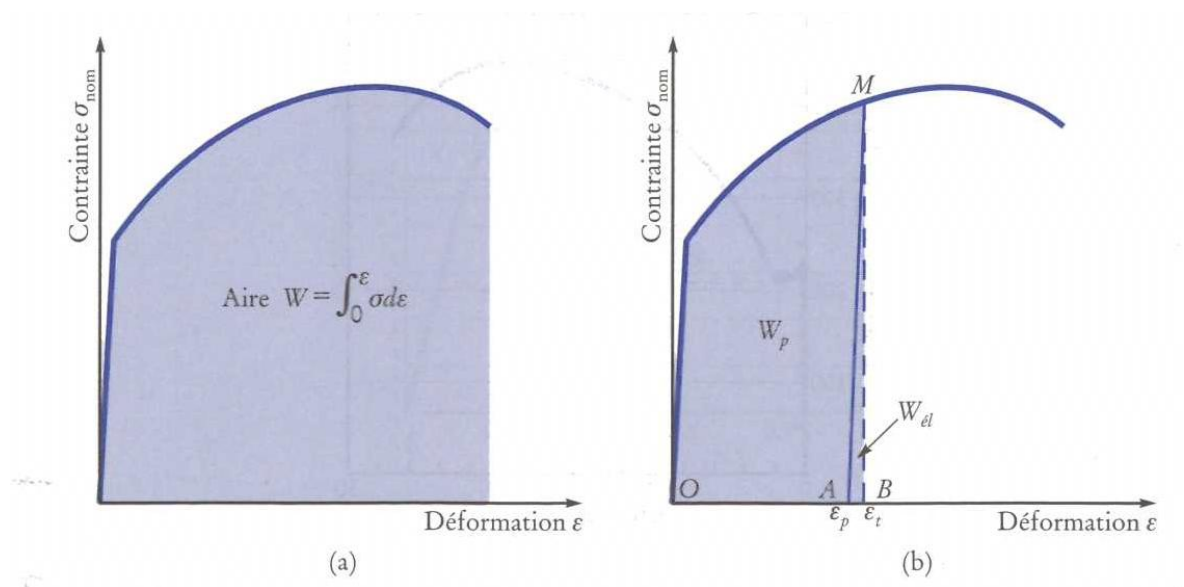
Comme l'allongement à la rupture, le coefficient de striction donne une indication de la ductilité du matériau.

### II.1.2.5 Energie de déformation

L'aire sous la courbe de traction est homogène à une énergie de déformation par unité de volume (Figure II.9) ; en effet, d'après la définition de la contrainte nominale  $\sigma_{nom}$  et de la déformation nominale  $\varepsilon$ , l'aire  $W$  sous la courbe de traction est donnée par :

$$W = \int \sigma_{nom} d\varepsilon = \frac{1}{V_0} \int F d(\Delta l) \quad (\text{II.7})$$

or le terme  $\int F d(\Delta l)$  correspond au travail nécessaire pour déformer l'échantillon au cours de l'essai de traction. Par conséquent le terme  $W$  est la densité d'énergie de déformation à l'intérieur du volume  $V_0$  ; elle s'exprime en Joule par mètre cube [ $\text{J.m}^{-3}$ ].



**Figure II.9** – L'aire sous la courbe de traction est homogène à une énergie par unité de volume du matériau.

### II.1.3 Courbe contrainte déformation vraie

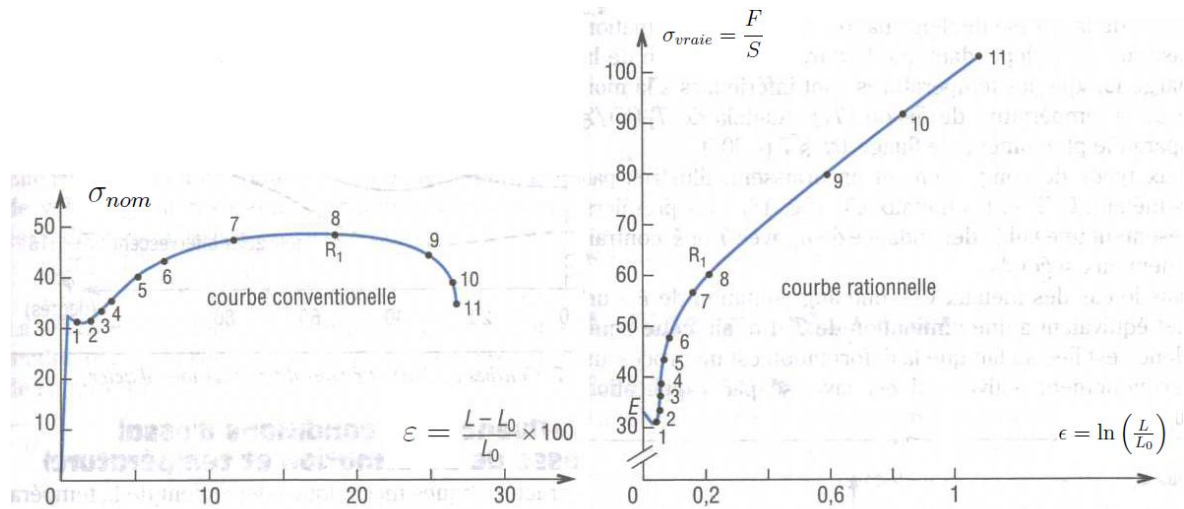
Le diagramme rationnel est la représentation de la courbe de traction avec en ordonnée la contrainte vraie, et en abscisse la déformation rationnelle (Figure II.10).

**Définition II.3 (Contrainte vraie)** La contrainte vraie  $\sigma_{vraie}$  tient compte de la variation de section au cours de l'essai, et est égale à la charge rapportée à la section instantanée :

$$\sigma_{vraie} = \frac{F}{S} \quad (\text{II.8})$$

En admettant que le volume reste constant, on a :

$$S_0 L_0 = S L = S (L_0 + \Delta L) \quad (\text{II.9})$$



**Figure II.10** – Passage d'un diagramme conventionnel de traction à un diagramme rationnel.

et donc

$$S = \frac{S_0}{1 + \frac{\Delta L}{L_0}} = \frac{S_0}{1 + \epsilon} \quad (\text{II.10})$$

d'où

$$\sigma_{vraie} = \sigma_{nom} e^{-\epsilon} \quad (\text{II.11})$$

avec  $\epsilon = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right)$  la déformation rationnelle ou déformation vraie.

**Définition II.4 (Déformation rationnelle)** *L'allongement instantané est égal à  $\Delta L/L$  et, au même instant l'allongement depuis le début de l'essai est, en considérant des allongements infiniment petits  $dL$  :*

$$\epsilon = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) = \ln\left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right) = \ln(1 + \epsilon) \quad (\text{II.12})$$

L'avantage de cette définition est la propriété d'additivité, utile pour les calculs de plasticité.

**Remarque II.3** *La différence entre  $\epsilon$  et  $\epsilon$  devient significative au-delà de 20 % de déformation comme le montre le tableau ci-dessous.*

$\epsilon = \Delta L/L_0$	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5
$\epsilon = \ln(L/L_0)$	0.095	0.182	0.262	0.336	0.405

Sur le diagramme rationnel de traction (courbe  $(\sigma_{vraie}, \epsilon)$ ) de la figure II.10, on constate qu'il n'y a pas de différence avec le tracé conventionnel pour la partie élastique car les déformation élastiques sont très faibles. Dans le domaine de déformation plastique homogène, la courbe prend une allure parabolique. Dans la zone de striction, il faut tenir compte de l'effet de concentration (variation rapide de la section).

### II.1.4 Ductilité et ténacité d'un matériau

**Définition II.5 (Ductilité)** La ductilité d'un matériau peut être appréciée, à partir de son comportement durant la striction, par la valeur du coefficient de striction  $Z$  :

- $Z > 0.5$  est grand, le matériau est ductile ;
- $Z < 0.1$  est faible, le matériau est semi-fragile ;
- pour les matériaux fragiles, la rupture a lieu dans le domaine élastique.

**Remarque II.4** Pour certains matériaux ayant une valeur de  $Z$  moyenne (0.3 par exemple), la ductilité peut devenir très faible ou nulle dès qu'une entaille est introduite.

**Définition II.6 (Ténacité)** Elle peut être définie comme le travail nécessaire par unité de volume pour provoquer la rupture (densité d'énergie de déformation à rupture). Dans le cas d'un essai de traction uniaxiale, elle correspond à :

$$\omega_e = \frac{W_{rup}}{V_0} = \int_0^{\epsilon_r} \sigma \, d\epsilon \quad (\text{II.13})$$

L'unité de la ténacité  $\omega_e$  est le mega Pascal [MPa]. Elle peut être interprétée comme l'aire sous la courbe de traction jusqu'au point de rupture (Figure II.11)

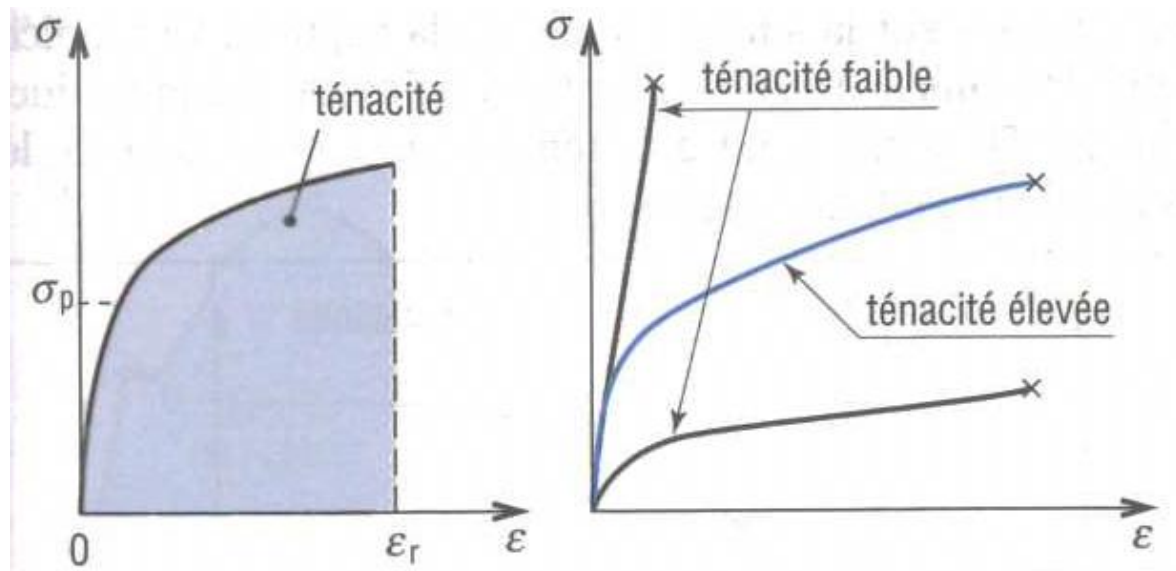


Figure II.11 – Définition de la ténacité.

## II.2 Equipements

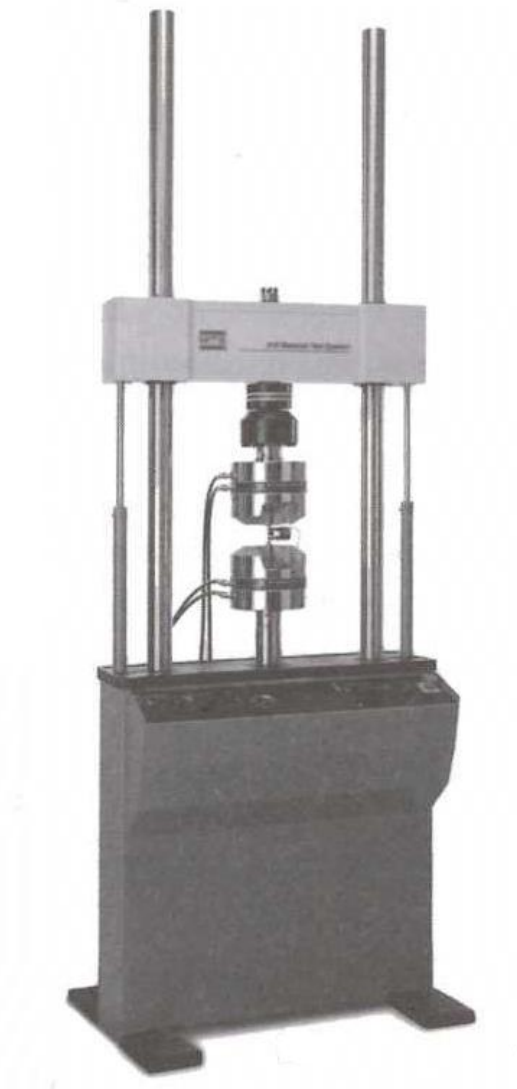
### II.2.1 Type de machine

Les machines d'essai utilisées pour les essais de traction monotone doivent permettre l'application d'une charge uniaxiale dans l'axe de l'éprouvette (traction pure), et

l'enregistrement en continu de la charge appliquée et de l'allongement de l'éprouvette.

Les machines d'essai de traction sont soit des machines électrohydrauliques, soit des machines électromécaniques. Ces machines ne sont pas fondamentalement différentes, le mode de chargement excepté, hydraulique dans le premier cas, mécanique dans le second. La grande majorité des machines actuelles sont asservies.

### II.2.1.1 Machines électrohydrauliques asservies

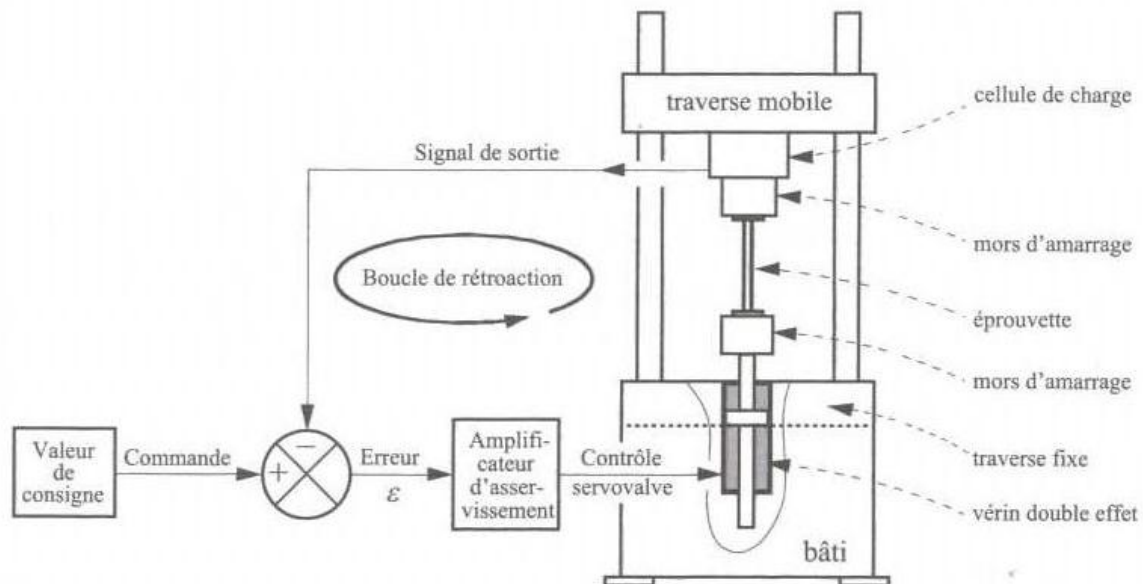


**Figure II.12** – Photo d'une machine d'essai électrohydraulique asservie, MTS Systems.

Ces machines (Figure II.12) comportent en général une traverse fixe liée au bâti, un vérin hydraulique dont le corps est fixé à cette traverse, et une traverse mobile guidée en translation par deux colonnes cylindriques liées au bâti (quatre colonnes pour les machines de forte capacité). Sur ces machines, la mobilité de la traverse ne sert qu'à adapter l'espace utile à la géométrie du système ligne d'amarrage-éprouvette ; la traverse reste fixe durant l'essai. Le vérin est à double effet, permettant

d'effectuer des essais de traction, de compression ou de fatigue (en traction-compression éventuellement). La servovalve doit être adaptée au type d'essai (simple-, double-effet, débit fonction des vitesses visées).

Une cellule à jauges de déformation étalonnée en charge ou cellule de charge est fixée à la traverse mobile ou au vérin, dans l'axe de chargement pour les mesurer la charge. Un capteur de déplacement, le plus souvent de type inductif (dit LVDT pour *Linear Voltage Differential Transducer*) permet de mesurer le déplacement du vérin. Notons que la précision de cette mesure est faible, le capteur LVDT étant adapté à la course totale du vérin, qui peut atteindre 100 à 200 mm. Pour plus de précision sur le déplacement du vérin pendant l'essai lui-même, on peut ajouter un autre capteur de faible course, disposé de manière adéquate.



**Figure II.13** – Schéma de principe d'une machine d'essai électrohydraulique asservie.

Les extrémités de l'éprouvette sont fixées l'une au vérin, l'autre à la traverse mobile, via les lignes d'amarrage adaptées et la cellule de charge. C'est donc le vérin qui exerce l'effort de traction. Ces machines peuvent être asservies en charge, en déplacement du vérin, ou en déformation de l'éprouvette mesurée par un extensomètre. Le principe d'une boucle d'asservissement (dit encore boucle de rétroaction) en charge est donné sur la figure II.12.

### II.2.1.2 Machines électromécaniques

Ces machines (Figure II.14) comportent en général une traverse fixe et une traverse mobile guidée en translation par rapport au bâti grâce à deux vis à billes (quatre pour les machines de forte capacité). Les vis à billes sont souvent précontraintes pour permettre d'effectuer des essais de traction-compression et de fatigue. Une cellule à jauges de déformation, étalonnée en charge, ou cellule de charge est fixée soit à la traverse mobile, soit à la traverse fixe. Les extrémités de l'éprouvette sont fixées, à l'aide de la ligne d'amarrage adéquate, l'une à la traverse fixe, l'autre à la traverse mobile,



**Figure II.14** – Machine électromécanique de traction-compression uniaxiale (INSTRON).

via la cellule de charge pour l'une d'entre elles. Un moteur électrique rotatif commande le déplacement de la traverse mobile grâce à une transmission par système vis-écrou, et c'est le déplacement de la traverse mobile qui assure le chargement de l'éprouvette. Le déplacement de la traverse est mesuré, avec relativement peu de précision, par l'intermédiaire de la rotation du moteur. Pour plus de précision durant l'essai, rien n'empêche de mesurer plus directement le déplacement de la traverse mobile, à l'aide d'un capteur LVDT de plus faible course par exemple. Ces machines peuvent être asservies en déplacement de la traverse mobile, en charge, ou en déformation de l'éprouvette mesurée par un extensomètre.

### II.2.1.3 Mors d'amarrage

Les mors d'amarrage doivent être conçus pour être adaptés à la machine d'essai et à la forme de l'éprouvette.

⚠ La fixation de la ligne d'amarrage à la cellule et au vérin doit être bien étudiée, si on veut réaliser un essai de traction pure et éviter toute flexion parasite. Même soigné, l'alignement ne peut être parfait. Aussi utilise-t-on très souvent des raccords articulés, comme des cardans ou des rotules. De tels dispositifs

peuvent être insuffisants lorsqu'on a à réaliser des essais sur des matériaux très anisotropes (exemple : monocristaux, matériaux composites, tôles fortement texturées) et lorsque la direction de traction ne coïncide pas avec un axe de symétrie du matériau. Ces essais hors axes nécessitent des dispositifs spéciaux.

Le montage de l'éprouvette est généralement assuré par obstacle ou par serrage. Le serrage peut être mécanique ou hydraulique. Le serrage mécanique est initial ou réalisé en début de chargement par des mors autoserrants par friction. Le serrage hydraulique est quant à lui initial. Il conviendra bien sûr de s'assurer que l'éprouvette ne glisse pas dans les mors en cours d'essai.

## II.2.2 Capteurs

Dans l'industrie en contrôle-qualité, on se contente souvent de la mesure de la limite d'élasticité, la résistance à la rupture et l'allongement à la rupture du matériau ; seule la charge et le déplacement de la traverse (ou du vérin) sont alors mesurés et enregistrés. L'évaluation de l'allongement de la partie utile de l'éprouvette est dans ce cas peu précise. Il faut en effet soustraire du déplacement mesuré les allongements sous charge des têtes et des mors d'amarrage, difficilement évaluables. L'allongement à rupture est mesuré *post mortem* sur l'éprouvette rompue, à partir de la distance entre les marquages initiaux de référence de la partie utile.

En revanche, en recherche-développement et en recherche, on désire le plus souvent effectuer une mesure précise de l'allongement de la partie utile de l'éprouvette, afin d'obtenir la courbe complète contrainte-déformation du matériau ; il est alors indispensable d'utiliser un extensomètre. Il est également possible de placer des capteurs de température et d'humidité, si l'on veut effectuer des essais en atmosphère contrôlée. Dans la suite de cette section, nous présenterons uniquement le principe d'une jauge de charge et les technologies d'extensométrie usuelles.

### II.2.2.1 Mesure des déplacements

Différents types de capteurs sont utilisés pour mesurer les déformations d'une éprouvette soumise à la traction monotone :

**les allongements :** peuvent être mesurés par des jauges de déformation, des extensomètres à lames et jauges de déformation ou des extensomètres à capteur LVDT ;

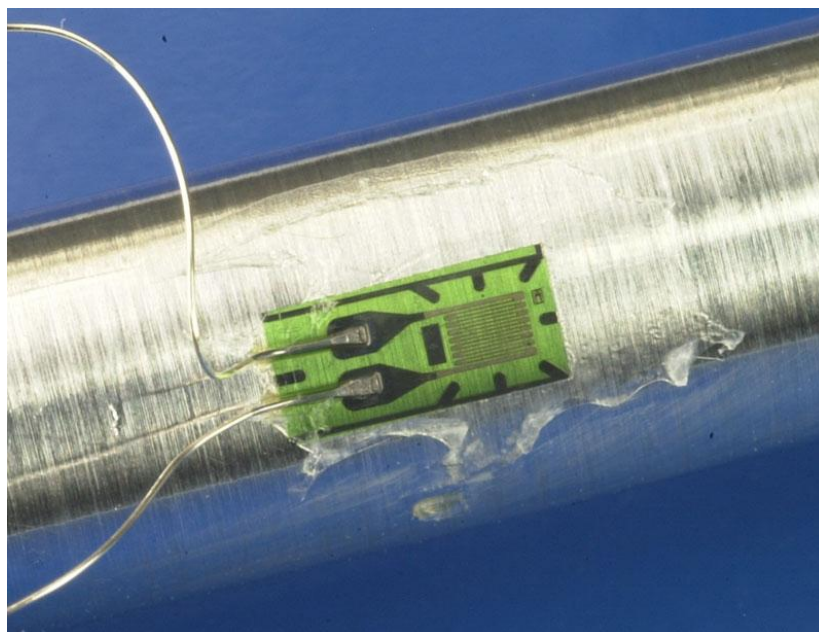
**les déformations transversales :** sont quant à elles mesurées par des jauges de déformation (contractions transverses) ou par des extensomètres diamétraux (striction).

Les techniques d'extensométrie optique et de corrélation d'image permettent de mesurer simultanément les allongements et les déformations transverses même pour des allongements importants.

#### a) Jauges de déformations

Les jauges de déformation sont des petits éléments linéaires résistifs que l'on colle sur l'éprouvette et qui subissent la même déformation que celle-ci ; la mesure de l'allongement, ou déformation, s'effectue par mesure de la variation relative de

résistance de la jauge, grâce à un pont de Wheatstone alimenté par un conditionneur qui réalise également le traitement du signal de sortie (généralement délivré en  $\pm 10$  V continu, proportionnellement à la déformation). Les jauges de déformation sont utilisées dans le domaine des déformations élastiques et des faibles déformations plastiques, en raison de leur grande sensibilité et de leur faible capacité d'allongement. Elles ne sont bien sûr pas réutilisables pour un second essai.

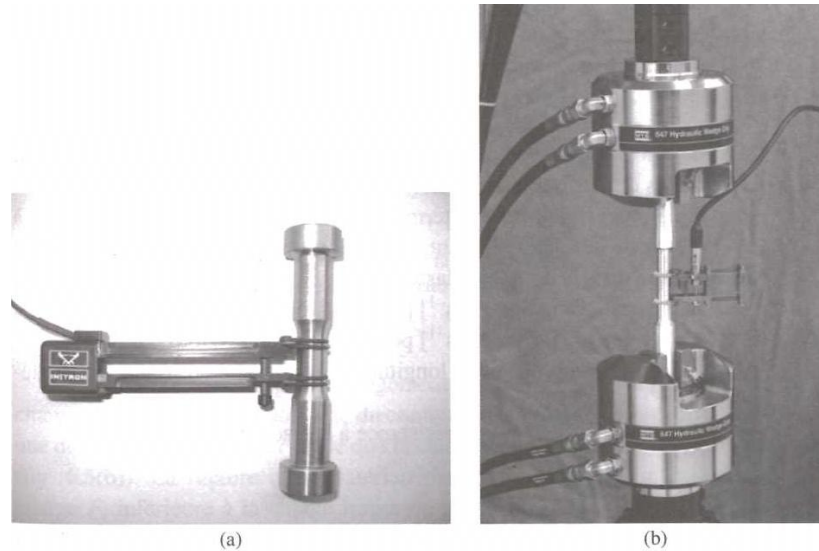


**Figure II.15** – Jauge de déformation collée sur une éprouvette axisymétrique.

### b) Extensomètres à lames

Les extensomètres à lames et jauges de déformation (Figure II.16a) sont généralement de petites dimensions, légers et précis, mais coûteux ; ils se montent directement sur la partie utile de l'éprouvette : les extrémités acérées des lames sont maintenues en contact avec l'éprouvette, sur sa partie utile, à l'aide de système à ressort. Ce type d'extensomètres est utilisé dans le domaine élastique et plastique. Un conditionneur permet l'alimentation du pont de jauges et le traitement du signal de sortie (en  $\pm 10$  V continu, proportionnellement à la déformation). Mais la capacité de ces extensomètres est limitée par l'ouverture maximale admissible entre les deux lames ; des précautions doivent être prises pour ne pas dépasser cette limite. Pour ces raisons, on préfère en général ne pas utiliser ces extensomètres jusqu'à la rupture complète de l'éprouvette, au moins pour les matériaux ductiles. Il convient ainsi d'arrêter l'essai avant d'atteindre cette limite, et de démonter l'extensomètre avant de poursuivre l'essai jusqu'à rupture. Des systèmes automatisés de mises en place de retrait de l'extensomètre sont aujourd'hui utilisés industriellement, quand une utilisation intensive l'exige. Après retrait de l'extensomètre, l'allongement n'est plus alors mesuré que par le capteur de déplacement de la traverse pour une machine électromécanique, du vérin pour une machine électrohydraulique. Il convient d'effectuer une correction afin d'obtenir la courbe contrainte-déformation complète du matériau. Ces extensomètres

sont préférés aujourd’hui aux extensomètres à capteurs LVDT décrits ci-dessous, au moins en recherche et en recherche-développement.

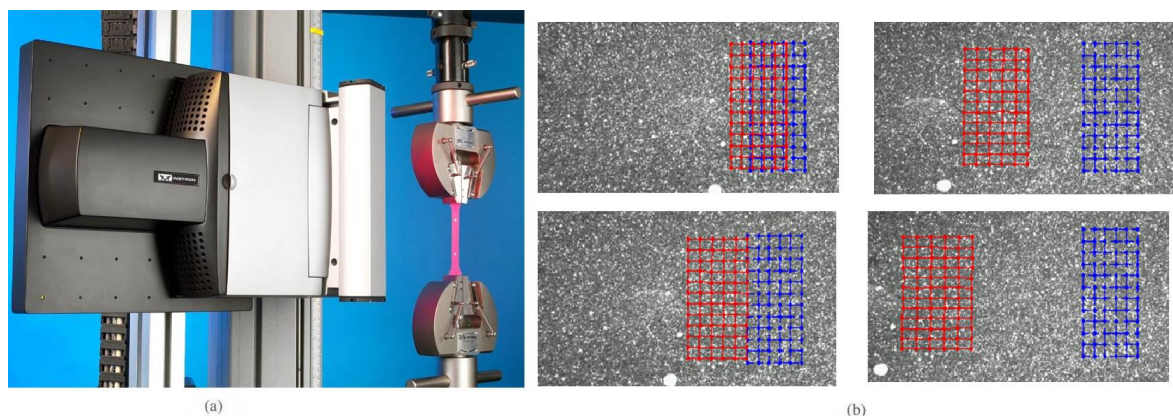


**Figure II.16** – Extensomètres longitudinaux : a) à lames et jauges de déformation (INSTRON); b) à capteur LVDT, monté sur la partie utile de l’éprouvette (MTS Systems).

### c) Extensomètre à capteur LVDT

Les extensomètres à capteur LVDT (Figure II.16b), moins répandus aujourd’hui, sont moins précis et moins coûteux, mais présentent souvent l’avantage d’autoriser un allongement “infini” de l’éprouvette, la mesure s’arrêtant néanmoins lorsque le contact du capteur LVDT avec la surface de référence est rompu. Ils peuvent alors être utilisés sans danger jusqu’à rupture complète de l’éprouvette.

### d) Extensométrie optique



**Figure II.17** – a) Système d’extensométrie optique à nappe laser et pastilles réfléchissantes; b) Suivi d’un champ de déplacement par corrélation d’images.

Le problème des techniques d'extensométrie classiques est qu'il faut fixer la jauge ou le capteur LVDT à l'éprouvette ce qui modifie légèrement sa rigidité. Dans le cas des métaux et des céramiques qui sont très rigides le résultat de la mesure n'est pas bouleversé ; par contre dans le cas des matériaux "mous" tels que les polymères et les élastomères cela pose un problème. Une solution est de suivre la déformation à l'aide d'un marquage, de 2 ou 4 tâches sur l'éprouvette, que l'on peut suivre à l'aide d'une caméra numérique ou d'une nappe laser (Figure II.17).

### e) Corrélation d'image

La technique de corrélation d'images permet de déterminer le champ de déplacement sur toute une zone plane de l'échantillon en comparant l'image de la surface déformée avec celles de l'image de la surface non déformée. Elle requiert un matériel simple : une ou deux caméras numériques et un logiciel d'analyse suffisent. Pour réaliser une mesure, il faut déposer préalablement un mouchetis aléatoire et c'est le déplacement des points de ce mouchetis qui permet de construire une cartographie des déplacements et des déformations. La qualité de l'éclairage est un élément primordial pour effectuer de bonne mesure. Contrairement aux technique d'extensométrie classique, la mesure de déformation ne se fait pas en temps réel, il est donc impossible de piloter l'essai avec les mesures de déformation obtenues par corrélation d'image.

#### II.2.2.2 Mesure de la charge

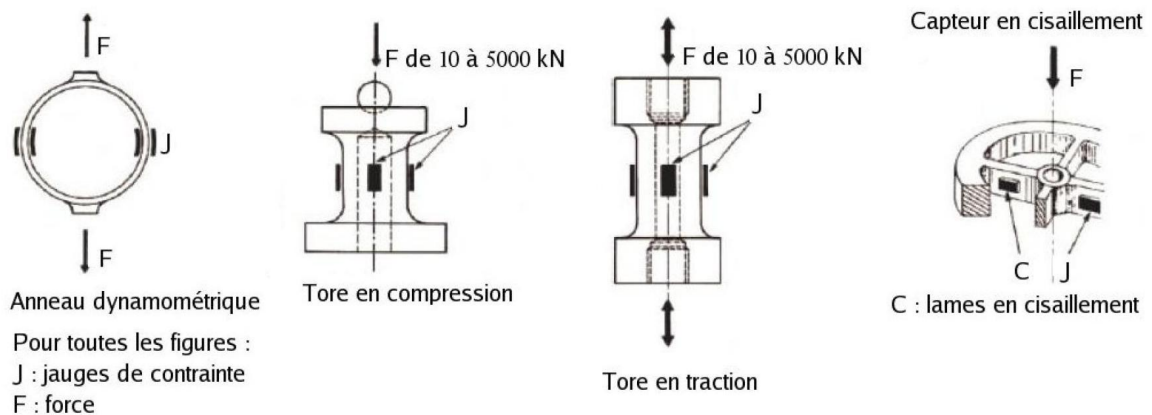


Figure II.18 – Différents types de cellules de charge.

Un jauge de charge se compose d'un bloc métallique sur lequel sont collées des jauges de déformation (Figure II.18). Sous l'action d'un effort la partie métallique se déforme et fait donc varier le signal de sortie sur les jauges. Un étalonnage précis de la raideur du bloc métallique permet de convertir la mesure de déformation en contrainte. Il est important de ne pas dépasser de la charge limite pour éviter d'endommager la jauge de déformation ou de plastifier le bloc métallique.

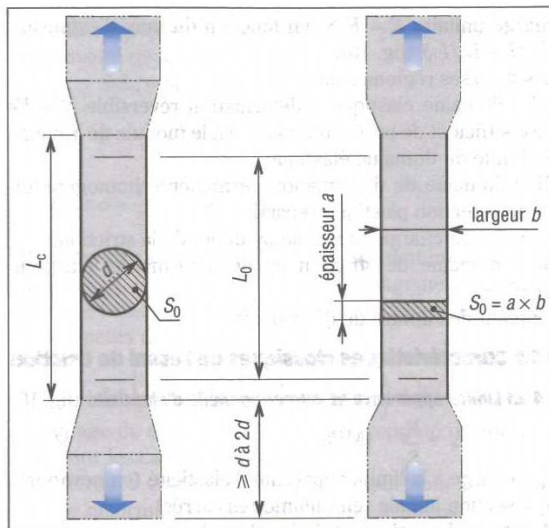
### II.2.3 Eprouvettes

#### II.2.3.1 Eprouvettes standards

##### a) Forme et dimensions

L'éprouvette est généralement obtenue par usinage d'un prélèvement d'un produit ou d'une ébauche moulée. Cependant, les produits de section constante (profilés, barres, fils...), ainsi que les éprouvettes brutes de fonderie (fontes, alliages non ferreux) peuvent être soumis à l'essai sans être usinés. La section droite des éprouvettes peut être circulaire, carrée, rectangulaire, annulaire, ou, dans des cas particuliers, d'une autre forme. Elles comportent une partie calibrée de longueur  $L_c$  qui est raccordée par un congé de raccordement aux têtes d'amarrage dans le cas d'éprouvettes usinées.

Des repères définissent la longueur initiale  $L_0$  (Figure II.19). Dans le cas d'éprouvettes non usinées, la longueur libre entre mâchoires doit être suffisante pour que les repères soient à une distance raisonnable de ces mâchoires.



Tôles - Plats dont l'épaisseur, en millimètres, est	Fils - Barres - Profilés dont le diamètre ou le côté, en millimètres, est	Annexe correspondante de la norme NF EN 10002
$0,1 \leq \text{épaisseur} < 3$	-	A
-	$< 4$	B
$\geq 3$	$\geq 4$	C
Tubes		D

##### Types de produits

$d$	$S_0$	$L_0 = 5,65\sqrt{S_0}$	$L_c$	$L_t$
20	314,2	100	110	$L_t \geq L_c + 2d$
10	78,5	50	55	
$a$ (mm)	$b$ (mm)	$L_0$ (mm)	$L_c$ (mm)	$L_t$ (mm)
0,5-3,0	12,5	50	75	87,5
0,5-3,0	20	80	120	140

Exemples de dimensions d'éprouvettes

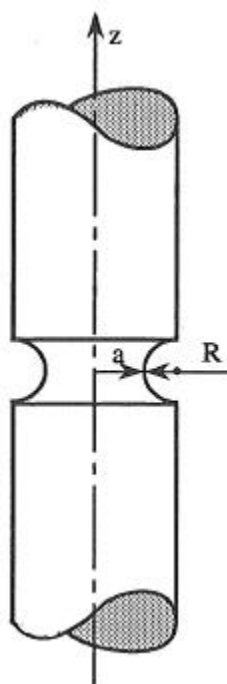
Figure II.19 – Géométrie des éprouvettes de traction.

##### b) Longueur entre repères

Les éprouvettes pour lesquelles la longueur initiale entre repères est liée à l'aire de la section initiale selon la relation  $L_0 = k\sqrt{S_0}$ , sont dites proportionnelles ( $k = 5.65$  avec  $L_0 \geq 20$  mm). Si l'aire de la section droite est trop faible pour répondre à la condition  $L_0 \geq 20$  mm, on peut utiliser une valeur de  $k$  supérieure ( $k = 11.3$  de préférence). Dans le cas d'éprouvettes non proportionnelles, la longueur initiale entre repères  $L_0$  est prise indépendamment de la valeur de  $S_0$ .

#### II.2.3.2 Epreuve entaillé

Les essais en traction monotone ne sont pas toujours pratiqués sur des éprouvettes lisses. Pour certaines applications spécifiques, ils sont pratiqués sur des éprouvettes entaillées.



**Figure II.20** – Géométrie d’une éprouvette axisymétrique entaillée.

L’intérêt des essais de traction monotone sur des éprouvettes entaillées est qu’ils restent simples d’un point de vue mise en œuvre, mais leur exploitation est relativement complexe. L’éprouvette constitue en fait une “quasi-structure”. L’état des contraintes dans la section entaillée est triaxial par effet géométrique.

### a) Taux de triaxialité

Les conditions de rupture d’un matériau sont quant à elles sensible à l’état de contraintes en termes de niveau de triaxialité. En effet, l’état de contrainte en fond d’entaille est multiaxial. On caractérise un état de contraintes multiaxial en un point par le rapport de triaxialité,  $r_t$ , défini comme le rapport de la contrainte hydrostatique (opposée de la pression),  $\sigma_m = -p$ , sur la contrainte de von Mises  $\sigma_{eq}$  :

$$r_t = \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} = \frac{-p}{\sigma_{eq}} \quad (\text{II.14})$$

Il y a un signe – devant la pression  $p$  car la pression hydrostatique est négative dans une éprouvette sollicitée en traction.

## b) Caractérisation à l'emboutissage des tôles minces

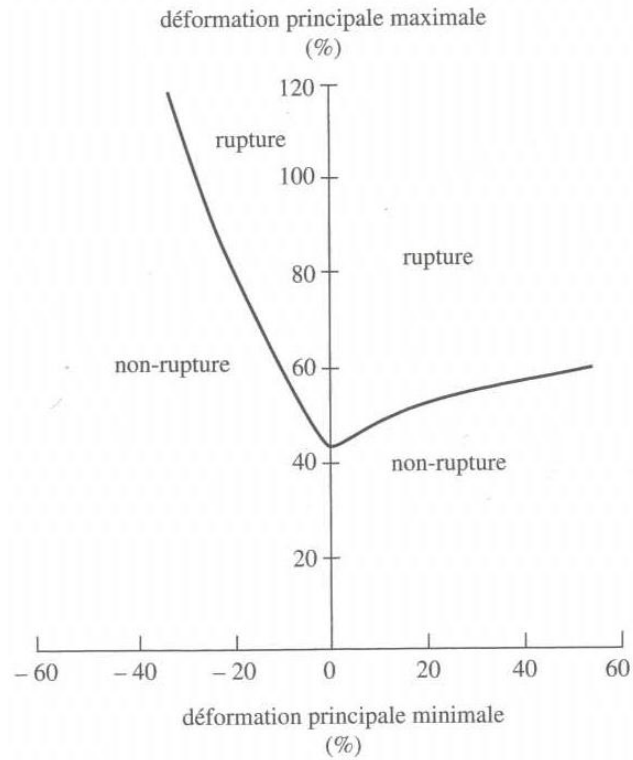


Figure II.21 – Courbe limite d'emboutissage à la rupture.

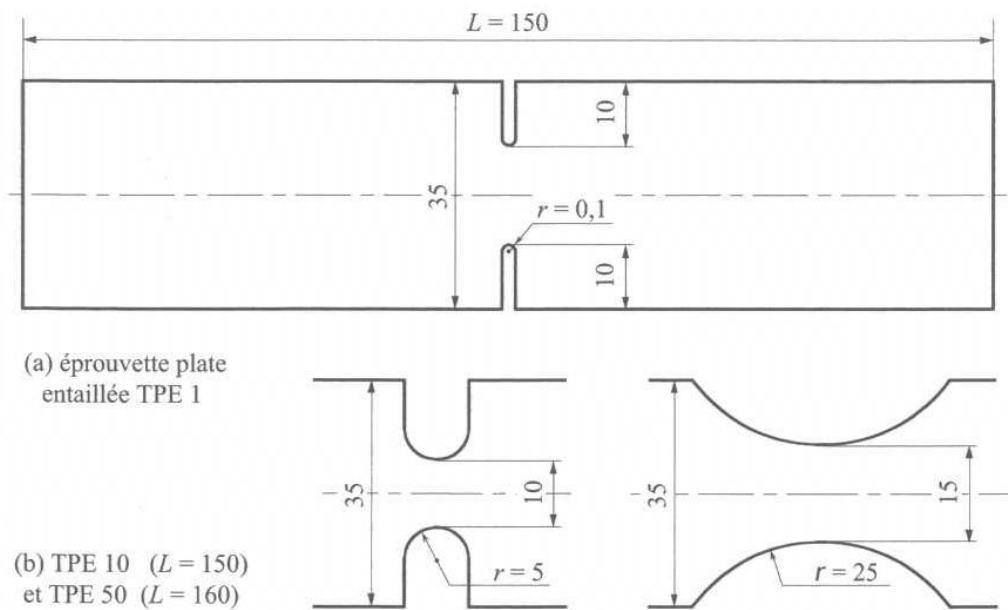
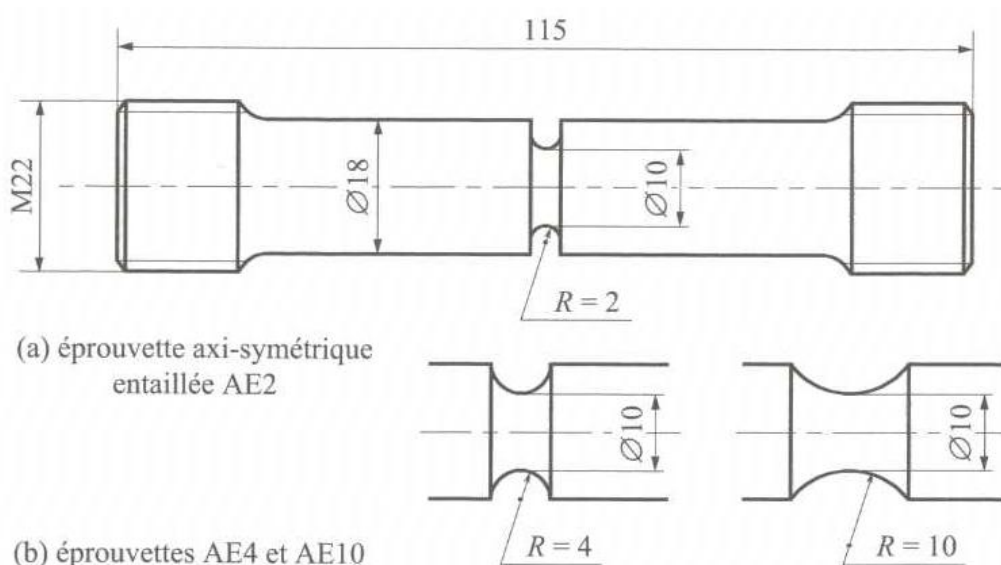


Figure II.22 – Géométries des éprouvettes entaillées utilisées pour tracer les courbes limites d'emboutissage.

La caractérisation de l'anisotropie d'une tôle est utile pour qualifier les tôles destinées à la mise en forme par emboutissage. Mais pour connaître les capacités d'emboutissage d'une tôle, il est nécessaire de disposer d'une courbe définissant la limite, dans l'espace  $(\epsilon_{xx}, \epsilon_{yy})$  des déformations rationnelles dans le plan de la tôle, entre le domaine où l'emboutissage a réussi et celui où l'emboutissage a échoué. L'emboutissage a réussi si, en aucun point de l'embouti, la striction, voire la rupture, n'ont été atteintes au cours du processus. Une telle courbe est appelé courbe limite d'emboutissage. On peut définir une limite d'emboutissage à la striction, et une courbe limite d'emboutissage à la rupture (Figure II.21). Différents types d'essais ont été proposés pour tracer ces courbes. Parmi ceux-ci figurent les essais de traction monotone sur des éprouvettes plates entaillées symétriquement, dites TPE50, TPE10 et TPE1 (Figure II.22) pour des rayons de 50, 10 et 1 mm à fond d'entaille respectivement.

### c) Caractérisation d'un matériau à la rupture (approche locale)



**Figure II.23** – Géométries des éprouvettes axisymétriques entaillées (éprouvettes AE2, AE4, AE10) utilisées pour l'identification de modèles rupture.

Les éprouvettes axisymétriques entaillées (dites éprouvette AE) sont des éprouvettes de laboratoire utilisées pour caractériser les matériaux à la rupture ductile, fragile ou par fluage, par l'approche locale de la rupture, par opposition à l'approche globale. La rupture fragile est contrôlée par triaxialité des contraintes. La géométrie des éprouvettes axisymétriques entaillées est définie par la figure II.23. Elles sont appelées éprouvettes  $AE\chi$  avec  $\chi = 10 \times (R/\Phi_0)$  où  $R$  est le rayon et  $\Phi_0$  le diamètre à fond d'entaille. L'état de contrainte en fond d'entaille est triaxial. Aucune expression analytique de cet état de contrainte n'existe. Seul un calcul de structure par la méthode des éléments finis permet de l'obtenir. Le rapport de triaxialité  $r_t$  augmente avec  $\chi$  et varie en cours d'essai. Il est maximum au centre de la section minimale pour  $0 \geq \Phi/R \geq 7$ , où  $\Phi$  est le diamètre à fond d'entaille en cours d'essai. Au-delà, le maximum de triaxialité se rapproche du fond de l'entaille.

Dans le cas  $0 \geq \Phi/R \geq 7$ , le rapport de triaxialité maximal peut être approximé par la formule de Bridgman

$$r_t^{max} \approx \frac{1}{3} + \ln \left( 1 + \frac{\chi}{10} \right) \quad (\text{II.15})$$

Dans le cas d'une éprouvette lisse  $R = \infty$  donc on a  $r_t^{max} = \frac{1}{3}$ , la triaxialité est minimale.

**Remarque II.5** *Lors d'un essai de traction, l'apparition de la striction induit un changement du taux de triaxialité. Or le fait que le taux de triaxialité soit maximal au centre l'éprouvette traduit le fait que la partie centrale de l'éprouvette tend à se dilater. Cet état de contrainte explique simplement pourquoi la rupture ductile s'amorce préférentiellement au centre de la zone de striction (Figure II.24).*



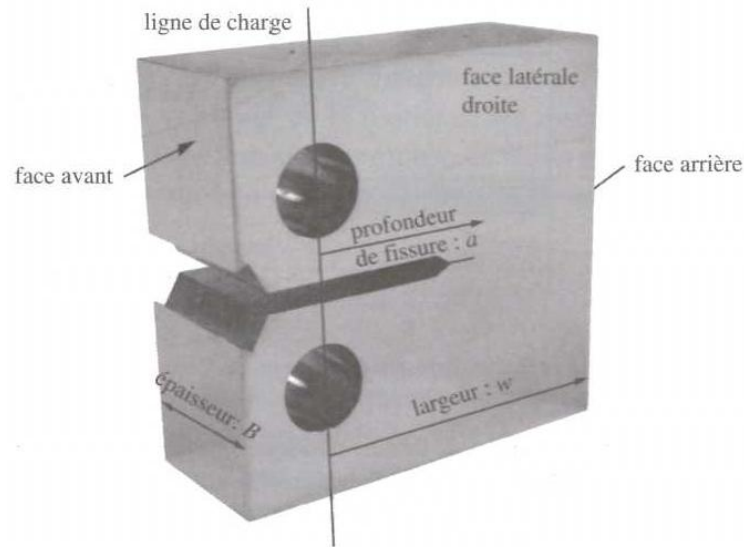
**Figure II.24** – Coupe métallographique longitudinale d'une éprouvette de traction dont l'épreuve a été interrompue juste avant la rupture. Mise en évidence d'une fissure en son centre.

#### d) Caractérisation d'un matériau à la rupture (approche globale)

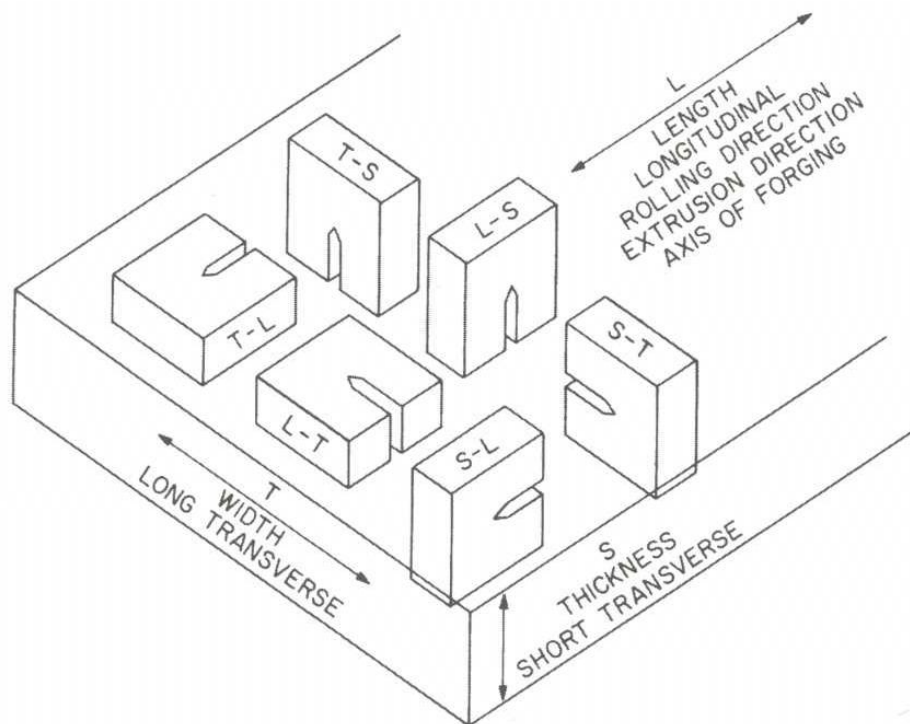
La caractérisation de la résistance à l'amorçage et à la propagation des fissures est réalisée à l'aide d'éprouvettes pré-fissurées. Les plus utilisées sont les éprouvettes de traction de type CT (*Compact Tension*) (Figure II.25). Le ligament non fissuré de ces éprouvettes est en flexion, ce qui permet d'assurer un bon confinement de la plasticité, et donc un domaine de validité des mesures important.

Le prélèvement des éprouvettes doit être organisé en prenant en compte le procédé de fabrication, les conditions de fonctionnement en service des pièces ou composants, et les défauts et fissures potentiels. Le repérage du sens de prélèvement est réalisé à l'aide de deux lettres : la première est la normale au plan de la fissure et la deuxième la direction de propagation de la fissure (Figure II.26).

Les fissures sont amorcées lors d'une étape de pré-fissuration en fatigue dont l'objectif est de créer une fissure droite et possédant une extrémité aiguë. La pré-



**Figure II.25** – Eprouvette de type CT. La ligne de charge selon laquelle l’effort est appliqué sert de référence pour la profondeur de la fissure  $a$ . Les couteaux usinés en face avant servent à fixer un extensomètre de type “clip gage” pour la mesure de l’ouverture de fissure.



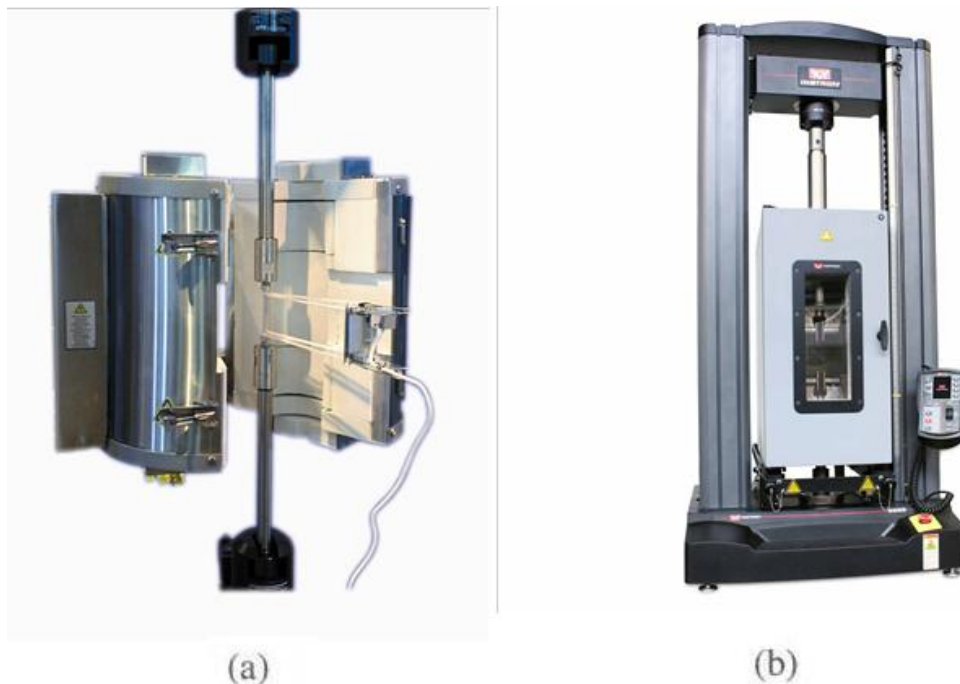
**Figure II.26** – Système de notation relatif à l’orientation de la propagation des fissures par rapport aux directions principales liées à la fabrication.

fissuration doit être réalisée de façon à dégager l’extrémité de la fissure de la zone d’influence de l’entaille mécanique sur laquelle cette dernière s’est amorcée. Elle doit également être réalisée à un niveau de chargement relativement faible, tel que les

déformations plastiques et les contraintes résiduelles induites par la pré-fissuration n'affectent pas les mesures.

## II.2.4 Enceintes

Pour certaines applications la température ou l'environnement (pression partielle d'oxygène ou d'hydrogène par exemple) sont des paramètres importants. Il existe des enceintes et des fours adaptés aux machines de traction permettant de contrôler ces paramètres (Figure II.27). L'utilisation de ces équipements peut rendre l'emploi de jauge de déformation ou de l'extensométrie optique délicate.



**Figure II.27** – a) Four (INSTRON); b) Enceinte environnementale chauffante (INSTRON).

Les fours utilisés sont en général des fours tubulaires à résistance électrique qui chauffe par radiation (Figure II.27a). Les variations de température ayant un impact fort sur les résultats, il est important d'assurer un contrôle précis de la température (la norme fixe une variation maximale de  $\pm 1.7$  °C au-dessous de 980 °C et  $\pm 2.8$  °C au-dessus). La montée en température à elle seule peut durer plusieurs heures pour éviter de dépasser la température d'essai, ce qui invaliderait les résultats. La mesure de température est généralement effectuée par un thermocouple fixé sur l'échantillon. Les éprouvettes longues peuvent imposer d'utiliser plusieurs thermocouples afin de s'assurer de l'homogénéité de la température.

## II.3 Type de chargement

### II.3.1 Choix de la vitesse de chargement

La caractérisation des matériaux sur une plage de vitesses de déformation  $\dot{\epsilon}$  dépend de l'application visée.

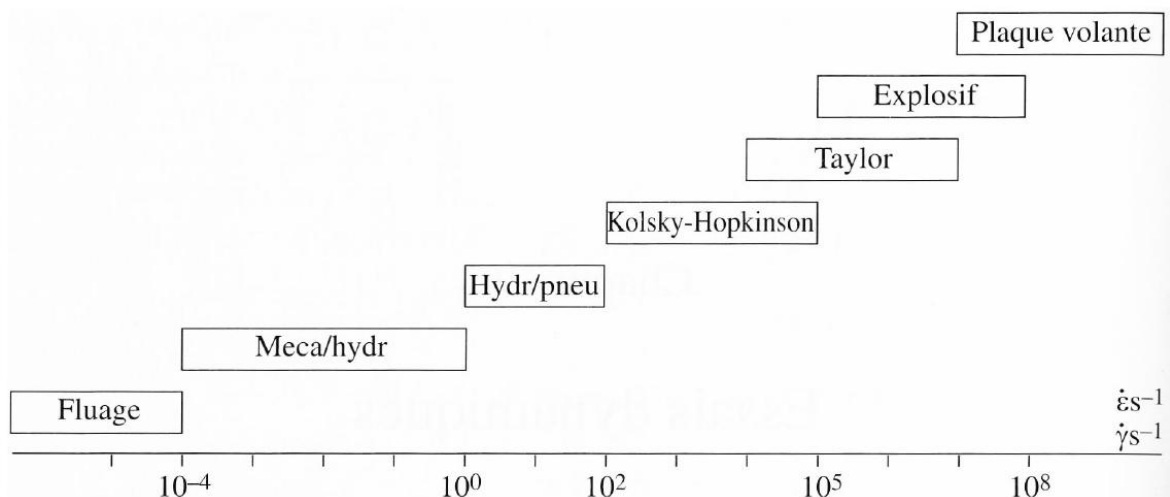
$\dot{\epsilon} < 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  Essais de fluage : pièces chaude, béton, polymères.

$10^{-4} \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 10 \text{ s}^{-1}$  Essais quasistatiques : tous types de structures.

$\dot{\epsilon} > 10 \text{ s}^{-1}$  Essais dynamiques :

- $\dot{\epsilon} < 10^2 \text{ s}^{-1}$  : protection anti-sismique
- $\dot{\epsilon} < 10^3 \text{ s}^{-1}$  : crash test (et accidents...)
- $\dot{\epsilon} < 10^4 \text{ s}^{-1}$  : mise en forme (usinage)
- $\dot{\epsilon} > 10^7 \text{ s}^{-1}$  : militaire (perforation de blindage)

Il est clair que les techniques expérimentales de caractérisation vont varier en fonction de la vitesse de sollicitation visée. Les résultats obtenus sont d'exploitation plus ou moins aisée, et l'on distinguera les essais quasistatiques des essais dynamiques. Les premiers permettent une exploitation relativement directe des résultats, alors que les seconds, qui impliquent des vitesses de déformation élevées, imposent une modélisation qui prend en compte la propagation des ondes élastiques dans les matériaux et pourront imposer l'utilisation de modélisation par la méthode des éléments finis afin d'être "proprement" compris. La Figure II.28 présente les techniques à utiliser en fonction de la vitesse de déformation désirée.



**Figure II.28** – Techniques à utiliser en fonction de la plage de vitesse de déformation visée.

L'essai de traction doit être pratiqué à vitesse constante. Dans le cas des essais quasistatiques, la norme ne définit que des intervalles de vitesses à respecter. Pour déterminer la limite d'élasticité, la vitesse de chargement est :

- Pour  $E \leq 150\,000 \text{ MPa}$  :  $\dot{F}/S_0 \in [2; 10 \text{ MPa.s}^{-1}]$
- Pour  $E > 150\,000 \text{ MPa}$  :  $\dot{F}/S_0 \in [6; 30 \text{ MPa.s}^{-1}]$

où  $E$  est le module d'Young du matériau testé. Il est à noter que cette vitesse est équivalente à une vitesse de déformation étant donné la proportionnalité entre charge et déformation dans le domaine élastique.

Dans le domaine plastique, la vitesse de déformation est limitée donc pour déterminer la limite à la rupture on a :

$$\frac{\Delta \dot{L}}{L_0} < 0.008/\text{s}^{-1} \quad (\text{II.16})$$

Les machines de traction actuelles qui sont asservies permettent de conduire les essais selon ces deux modes de chargement.

### II.3.2 Essais d'écouissage

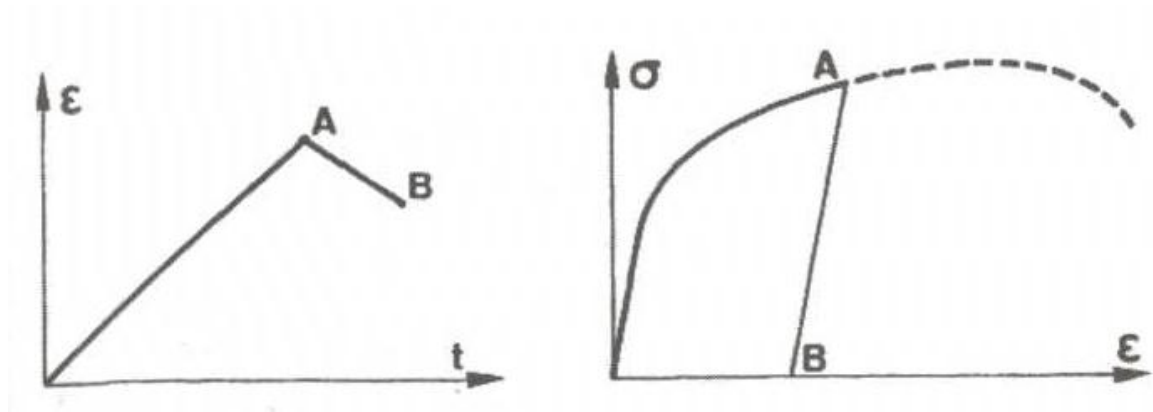


Figure II.29 – Essai d'écouissage.

C'est l'essai le plus courant. Il est contrôlé en déformation  $\varepsilon$ , à vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon}$  constante. La réponse est constituée par la variation de la contrainte nominale  $\sigma_{nom}$  en fonction de la déformation  $\varepsilon$  qui met en évidence l'écouissage du matériau (Figure II.29). Des décharges élastiques peuvent être effectuées, permettant la mesure des déformations permanentes et la perte de rigidité (endommagement).

Il est également possible, grâce aux machines asservies, de piloter les essais en déformation rationnelle  $\epsilon$ , avec une vitesse de déformation rationnelle constante  $\dot{\epsilon}$ . Dans ce cas, la réponse est constituée par la variation de la contrainte vraie  $\sigma_{vraie}$  en fonction de la déformation rationnelle  $\epsilon$ .

### II.3.3 Essais de fluage - Essai de recouvrance

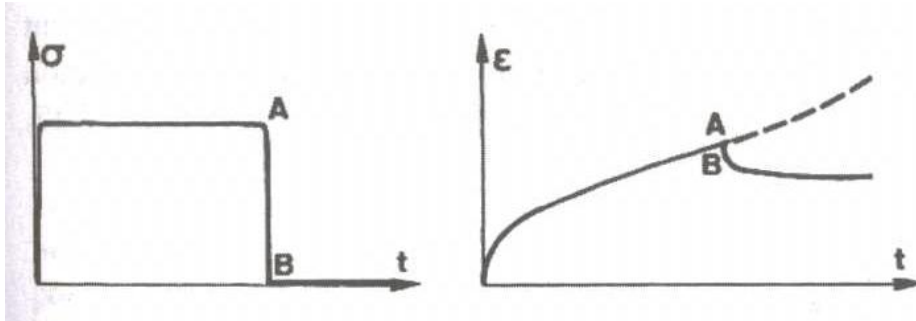


Figure II.30 – Essai de fluage puis de recouvrance.

L'éprouvette est d'abord soumise à une montée en charge (à vitesse de contrainte  $\dot{\sigma}_0$  imposée) jusqu'à atteindre la contrainte d'essai  $\sigma$  qui demeure constante durant l'essai. On étudie alors comment varie la déformation  $\varepsilon$  en fonction du temps, ce qui caractérise l'écrouissage et la viscosité du matériau (Figure II.30). Une décharge du matériau et attente à contrainte nulle (point B sur la Figure II.30) correspond à l'essai de recouvrance. La recouvrance partielle de la déformation est schématisée sur la partie droite de la Figure II.30.

### II.3.4 Essais de relaxation

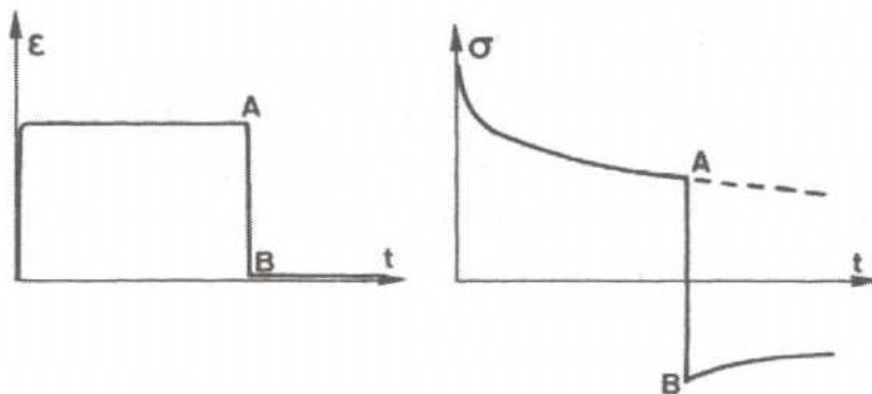
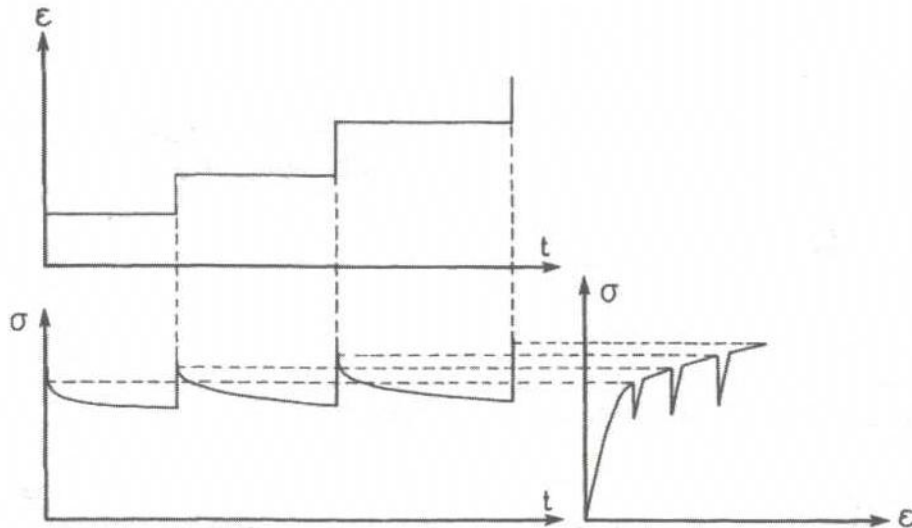


Figure II.31 – Essai de relaxation.

C'est l'essai dual du précédent. On charge l'éprouvette à une vitesse de déformation donnée  $\dot{\varepsilon}_0$  jusqu'à la déformation d'essai  $\varepsilon$  qui demeure constante par la suite. On étudie dans ce cas l'évolution de la contrainte en fonction du temps qui est gouvernée par la viscosité du matériau, mais aussi par son écrouissage lors du chargement initial (Figure II.31)

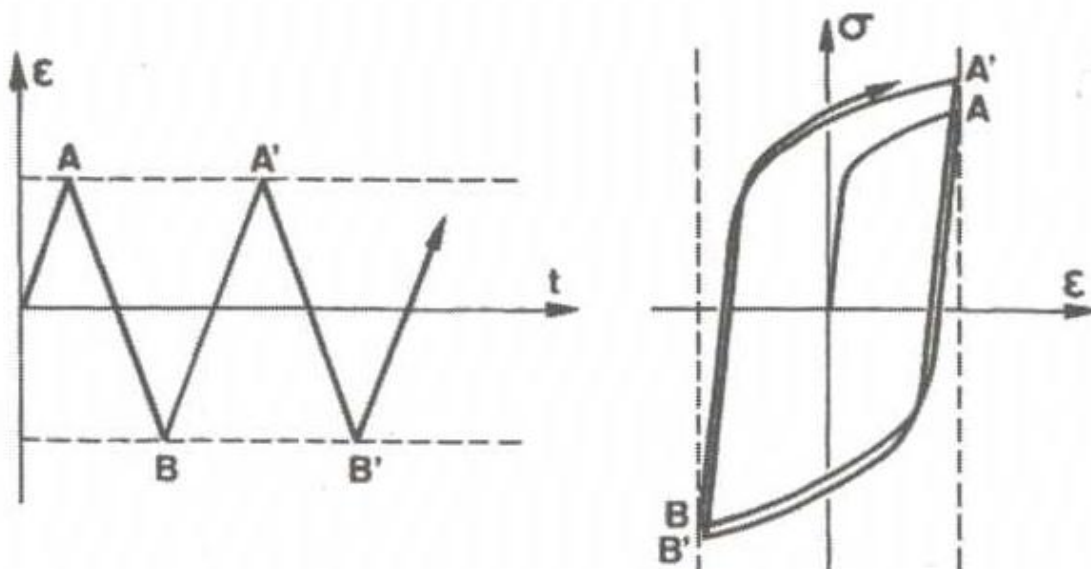
### II.3.5 Essai d'écouissage et de relaxation multiple



**Figure II.32** – Essai d'écouissage et de relaxation multiple.

Comme son nom l'indique, il combine deux types d'essais et permet de caractériser par un seul essai sur une seule éprouvette l'écouissage du matériau et sa viscosité par des relaxations effectuées successivement à différentes valeurs de la déformation, comme schématisé en Figure II.32.

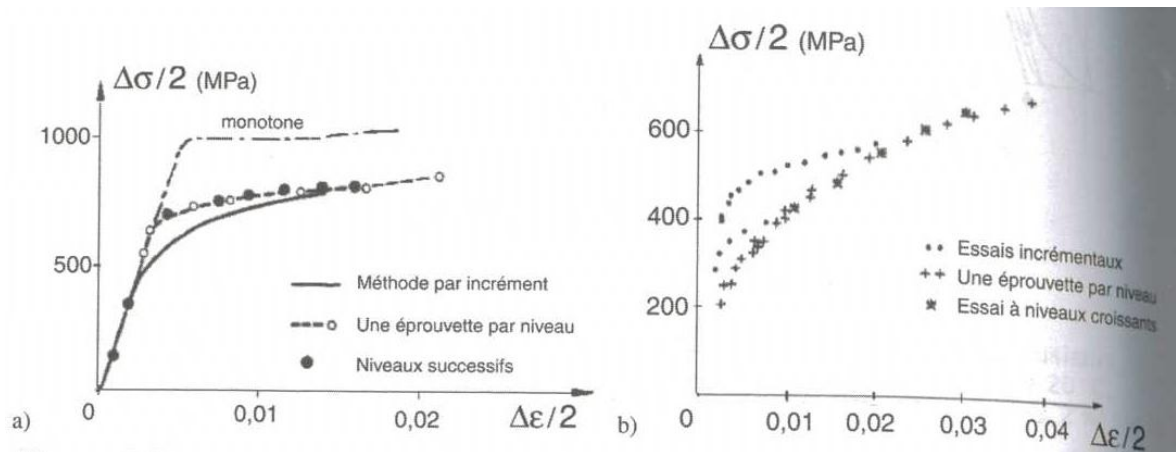
### II.3.6 Essais cycliques



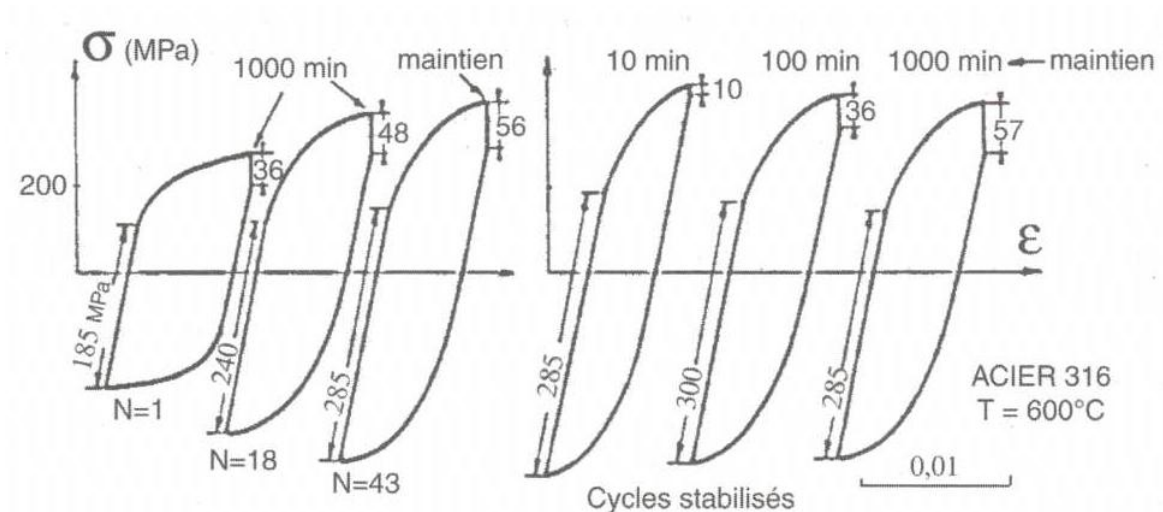
**Figure II.33** – Essai cyclique à déformation imposée.

Les essais d'écouissage cyclique sont conduits à vitesse de déformation ou de contrainte contrôlée. La sollicitation est généralement périodique et l'on analyse

l'évolution des cycles contrainte  $\sigma$  / déformation  $\varepsilon$  comme indiqué sur la figure II.33. A déformation imposée, ces essais permettent de déterminer la courbe d'érouissage cyclique, définie par le lieu des sommets des boucles stabilisées et représentée en figure II.34. Mais les essais cycliques peuvent aussi comporter des paliers de maintien, soit à contrainte constante (fluage), soit à déformation constante (relaxation) aussi bien en traction qu'en compression (Figure II.35)



**Figure II.34** – Courbe d'érouissage cyclique obtenue par différentes méthodes. a) Acier 35 CD 4, b) Acier inoxydable 316.



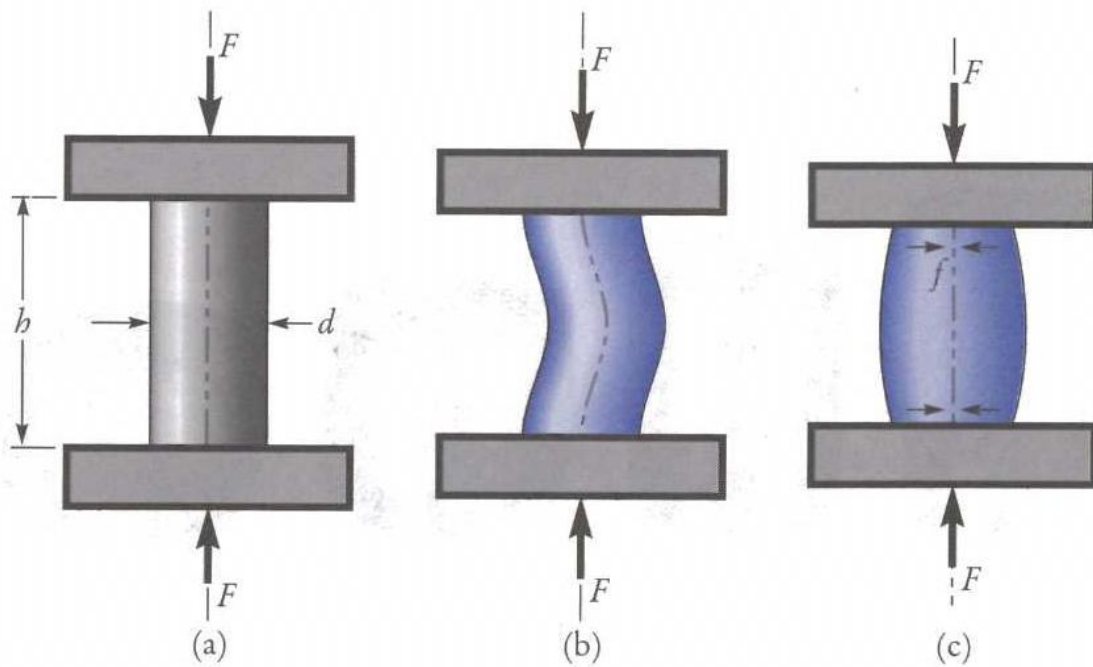
**Figure II.35** – Essai de relaxation cyclique sur l'acier inoxydable 316 à 600 °C. a) Evolution entre le premier cycle et le cycle stabilisé. b) Influence du temps de maintien sur le cycle stabilisé.

## II.4 Essais spéciaux

### II.4.1 Essais de compression

L'essai de compression consiste à soumettre une éprouvette de forme cylindrique à deux forces axiales opposées en la plaçant entre les plateaux d'une presse (Figure II.36a). Bien que l'essai paraisse assez simple, sa réalisation n'en comporte pas moins deux difficultés qui limitent son emploi et l'exploitation des résultats expérimentaux.

- Si l'éprouvette est trop haute par rapport à son diamètre, il y a risque d'apparition d'une instabilité élastique, le flambage (Figure II.36b). En résistance des matériaux, on montre que la charge de flambage n'est fonction que la géométrie de l'éprouvette et du module d'Young du matériau testé. Pour éviter ce problème, le rapport  $h/d$  est maintenu inférieur à 3.
- La seconde difficulté provient du frottement qui s'exerce entre les faces d'appui de l'éprouvette et les plateaux de la machine d'essai. Ce frottement s'oppose à l'augmentation du diamètre de l'éprouvette quand sa hauteur diminue. Il en résulte des déformations hétérogènes qui confèrent à l'éprouvette une forme de tonneau (déformation en barillet, Figure II.36c).



**Figure II.36** – a) essai de compression ; b) flambage de l'éprouvette ; c) déformation hétérogène causée par les forces de frottement  $f$ .

L'essai de compression ne permet pas d'atteindre la rupture si le matériau étudié est ductile. La figure II.37 montre la rupture fragile d'une éprouvette de béton et la déformation plastique importante d'une éprouvette de laiton (alliage Cu-Zn) essayées en compression.

Les essais de compression sont surtout utilisés pour déterminer la contrainte de rupture des matériaux fragiles (bétons, céramiques), qui, du fait des défauts qu'ils comportent, résistent mal à la traction. Ces matériaux sont souvent très durs, et il

est très difficile, voire impossible, de les usiner. Il est donc plus facile d'obtenir des éprouvettes de géométrie simple, à section constante, qui se prêtent bien aux essais de compression, plutôt que de réaliser des essais de tractions pour lesquels des risques de rupture fragile des têtes de l'éprouvette dans les mors.



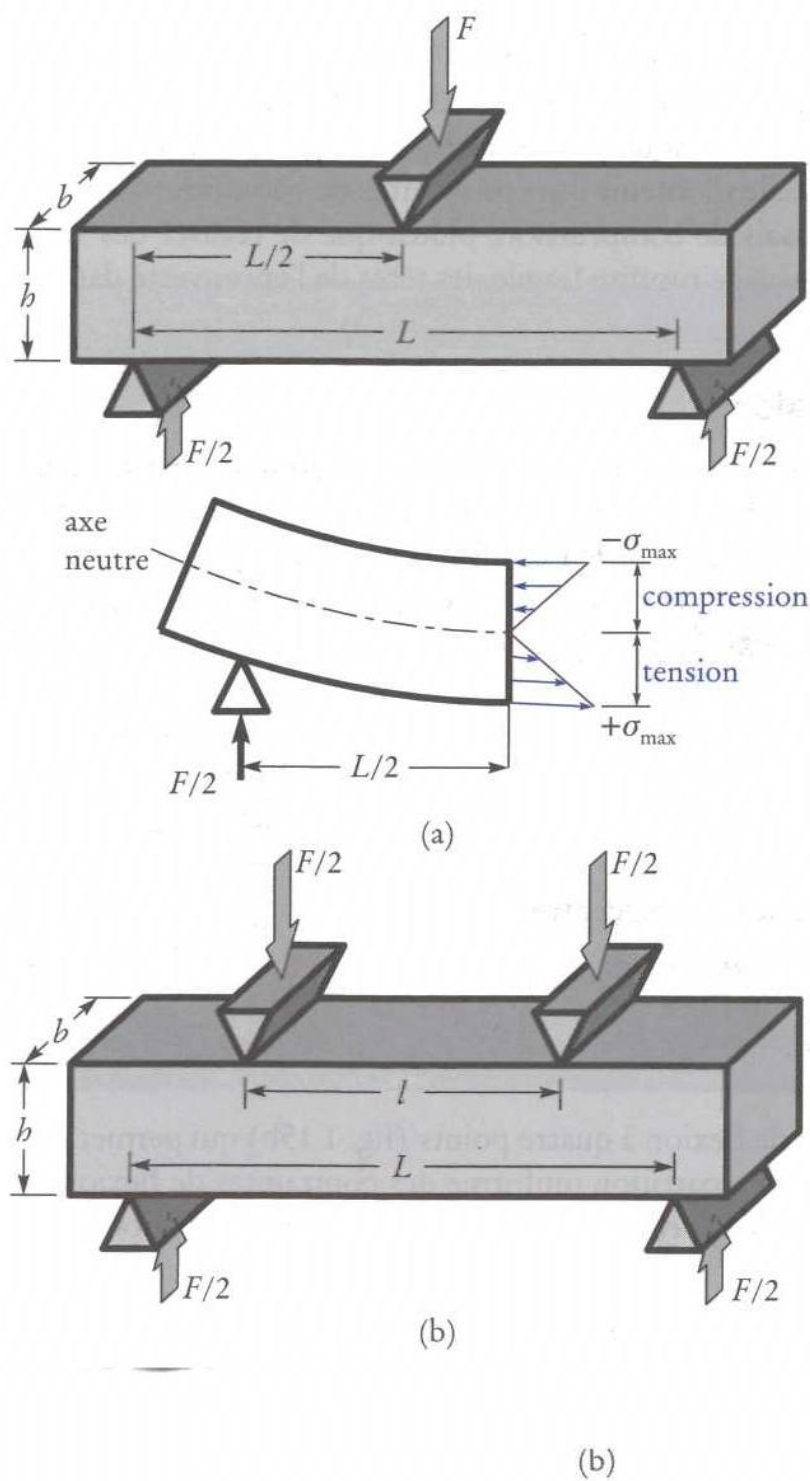
(a)



(b)

**Figure II.37** – a) Eprouvette de béton rompue en compression ; b) éprouvette de laiton déformées plastiquement compression.

## II.4.2 Essais de flexion



**Figure II.38** – a) Représentation schématique de l'essai de flexion à trois points et répartition des contraintes ; b) essai de flexion à quatre points.

L'essai de flexion à trois points et la distribution des contraintes dans le plan où le moment fléchissant est maximal sont schématisés sur la figure II.38a. Les contraintes varient de façon continue de part et d'autre de l'axe neutre, sur lequel elles sont nulles : du côté concave de l'éprouvette, elles sont en compression alors que du côté convexe, elles sont en tension. La valeur maximale de la contrainte sur les faces extérieures d'une éprouvette à section rectangulaire est donnée, en valeur absolue, par l'équation :

$$|\sigma_{max}| = \frac{3}{2} \left( \frac{FL}{bh^2} \right) \quad (\text{II.17})$$

où  $F$  est la charge appliquée en son centre,  $b$  la largeur de l'éprouvette,  $h$  la hauteur de l'éprouvette et  $L$  la distance entre les appuis.

On utilise aussi l'essai de flexion à quatre points (Figure II.38b) qui permet d'avoir une répartition uniforme des contraintes de flexion, entre les deux appuis centraux, distant de  $l$ . La valeur maximale de la contrainte sur les faces externes de l'éprouvette est alors donnée par l'équation suivante :

$$|\sigma_{max}| = \frac{3}{2} \left( \frac{F(L-l)}{bh^2} \right) \quad (\text{II.18})$$

Tout comme l'essai de compression, l'essai de flexion ne permet généralement pas d'atteindre la rupture des matériaux ductiles. Les essais de flexion sont normalisés et sont couramment utilisés pour effectuer des contrôles de qualité ou pour déterminer la contrainte de rupture (résistance à la flexion) des matériaux fragiles. La simplicité du montage de l'éprouvette (absence de problèmes de fixation) et celle de sa géométrie (peu ou pas d'usinage) constituent les principaux avantages de cet essai.

### II.4.3 Essais traction-pression interne et/ou externe

On réalise des essais en traction-compression-pression interne ou externe sur des éprouvettes cylindriques creuses. Cette technique est intéressante car elle ne nécessite pas de machines spéciales. Les dispositifs de pressurisation hydraulique (à température ambiante) ou à gaz (à température élevée) s'adaptent sur la plupart des machines de traction. Avec la pression interne appliquée par gaz neutre deux difficultés apparaissent :

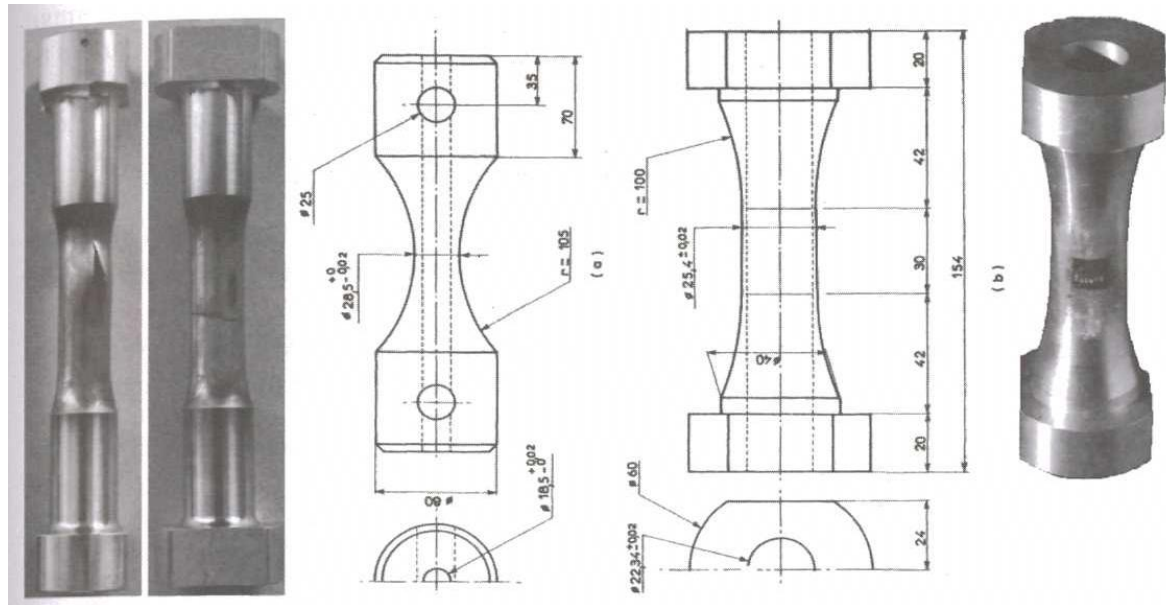
- nécessité d'un volume de gaz le plus faible possible (risque d'explosion lors de la rupture) ;
- limitation en fréquence pour les essais de fatigue à cause de la compressibilité des gaz.

Si l'épaisseur  $e$  des parois de l'éprouvette est suffisamment petite par rapport au rayon  $R$ , sa section est  $S \approx 2\pi R_e$  et on obtient des états biaxés quelconques, on peut même simuler un cisaillement pur ( $\sigma_2 = -\sigma_1$ ) mais les directions principales des contraintes restent fixes. Dans le cas d'un effort axial  $F$  et d'une pression interne  $P$  l'état de contrainte prend la forme :

$$\underline{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_{rr} \approx \frac{P}{2} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{\theta\theta} \approx \frac{PR}{e} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{zz} \approx \frac{F}{S} + \frac{PR}{2e} \end{pmatrix} \quad (\text{II.19})$$

où  $S$  est la section de l'éprouvette. En mécanique des sols et des roches on pratique beaucoup ce type d'essai mais sur des éprouvettes pleines avec pression externe produite par une cellule de pression.

#### II.4.4 Essais traction-compression-torsion



**Figure II.39** – a) Photos d'éprouvettes de traction-torsion-pression interne rompues après chargement thermomécanique jusqu'à 1 100 °C; b) Eprouvette de traction-torsion, fixation par goupille; c) Eprouvette de traction-torsion, fixation par serrage; d) photo d'une éprouvette de traction-compression-torsion équipé d'une jauge.

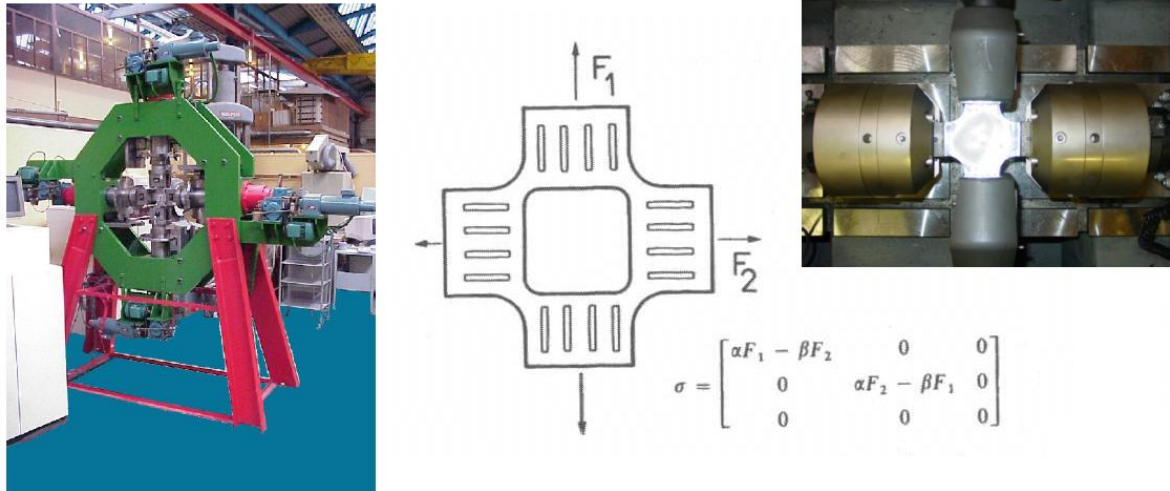
On utilise généralement des éprouvettes tubulaires creuses et minces, comme celles de la photo Figure II.39. Dans ce cas, deux faces planes et parallèles sont usinées sur les têtes de l'éprouvette pour transmettre le couple de torsion. Des schémas côtés de ce type d'éprouvette de d'autres éprouvettes de traction-torsion sont fournis sur la même figure. Les états de contraintes possibles sont plus limités mais on peut étudier des trajets de chargement avec variation des directions principales des contraintes. La machine est constituée d'un vérin linéaire et d'un vérin torique avec dispositif de découplage.

Dans l'essai de traction-compression-torsion, l'éprouvette est soumise à un effort de traction axiale  $F$  et à un couple de torsion  $C$ . L'état de contrainte associé, quasi-homogène (moyennant l'hypothèse de tube mince) est de la forme

$$\tilde{\sigma} = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{\theta z} = \frac{C}{Y} \\ 0 & \sigma_{z\theta} = \frac{C}{Y} & \sigma_{zz} = \frac{F}{S} \end{pmatrix} \quad (\text{II.20})$$

en notant  $J$  le moment d'inertie de torsion de l'éprouvette tubulaire.

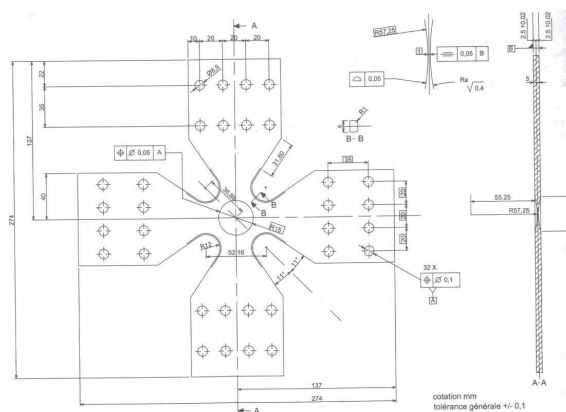
### II.4.5 Essais de traction biaxiale



**Figure II.40** – Photo d’une machine de traction biaxiale (à gauche); schéma d’une éprouvette de bitraction avec évidements (au centre); photo d’une éprouvette montée sur la machine.

La machine nécessite deux ou quatre vérins linéaire placés à  $90^\circ$  (Figure II.40). Pour réaliser des états de contrainte uniformes, il faut que les bras de l’éprouvette en crois aient une rigidité transversale assez faible. On peut par exemple pratiquer des évidements (Figure II.40). Les chargements possibles sont tels que les contraintes principales soient positives afin d’éviter le flambage, leur direction étant constante.

La figure II.41 donne un exemple d’éprouvette en crois amincie en son centre avec un état de contrainte non homogène pour l’étude des conditions d’amorçage de fissure à cœur.

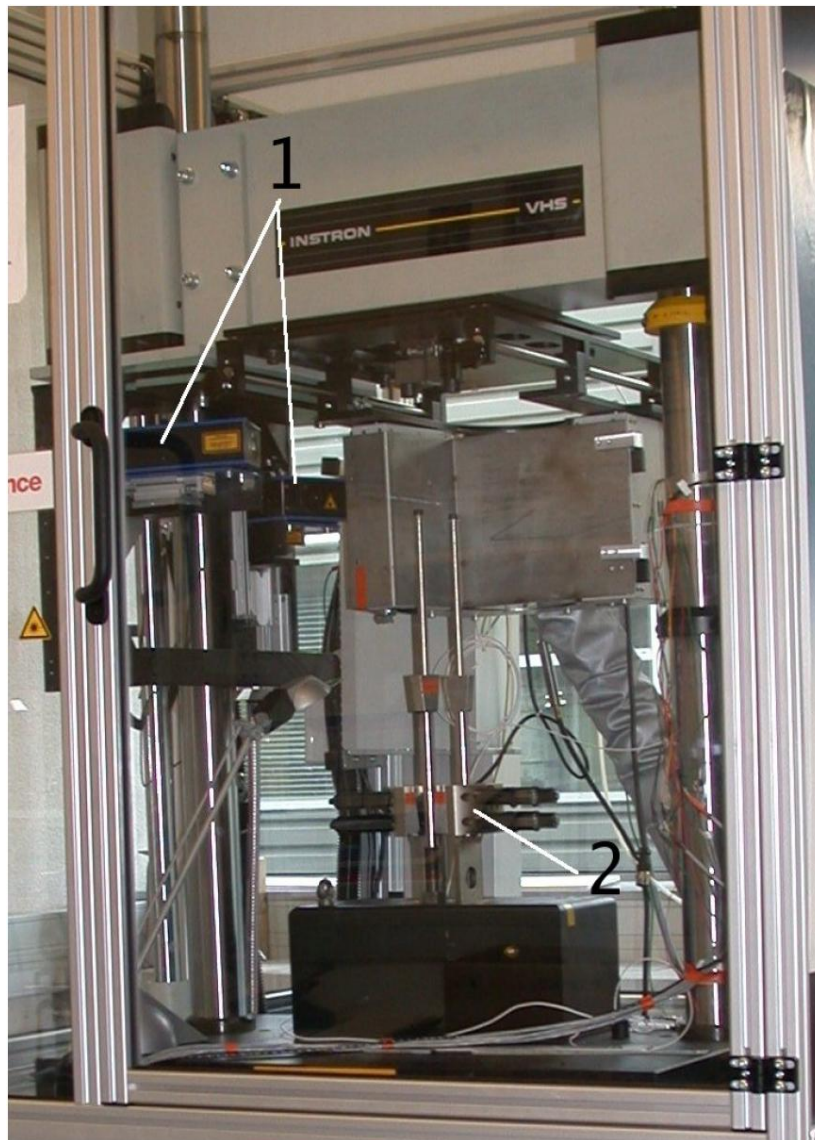


**Figure II.41** – Eprouvette en forme de croix de Malte amincie en son centre.

On peut également réaliser des cas de traction biaxée sur des éprouvettes en tôles planes ou sur des membranes en caoutchouc (en forme de calottes sphérique sollicitées par une pression), mais on ne peut décrire que des chemins de chargement proportionnels.

### II.4.6 Essais grande vitesse

Les essais de traction “grande vitesse” se distinguent des essais quasi-statiques, d’une part par la nécessité d’obtenir des vitesses de vérin très élevées (jusqu’à  $25 \text{ m.s}^{-1}$ ), et d’autre part par la mise en œuvre de techniques de mesure spécifiques que ce soit pour la mesure de la charge ou pour la mesure de l’allongement de l’éprouvette. Pour cette dernière, l’extensométrie sans contact est une des techniques les plus utilisées.



**Figure II.42** – Dispositif de traction grande vitesse (TGV) du CdM. 1) Cellules laser à effet Doppler pour la mesure de déformation. 2) Dispositif de mors enserrant l’éprouvette “à la volée” lorsque la vitesse de déplacement désirée est atteinte. La vitesse de déplacement maximale de la traverse est de  $25 \text{ m.s}^{-1}$ , la charge maximale de  $80 \text{ kN}$ , l’énergie d’environ  $6 \text{ kJ}$ ; il est possible de réaliser des essais en température, entre  $-135$  et  $+250 \text{ °C}$ . (Crédit photo : B. Tanguy, ENSMP, CdM).

## Déplacement et échantillon

Pour atteindre des vitesses de déplacement élevées (de l'ordre de  $20 \text{ m.s}^{-1}$ ), il est nécessaire d'utiliser des systèmes servo-hydrauliques; en outre, afin d'obtenir des vitesses de déformation aussi constantes que possible, il est nécessaire de démarrer le déplacement de la partie mobile sans entraîner l'éprouvette avant que la vitesse désirée ait été atteinte, que ce soit par des systèmes qui permettent de serrer les mors "à la volée" ou bien par un dispositif qui entraîne la traverse avec un retard suffisant.

## Mesure de contrainte et de déformation

A de telles vitesses de déformation, il s'avère nécessaire de disposer de systèmes d'acquisition travaillant à des fréquences très élevées, de l'ordre de quelques MHz. En outre, la cellule de force montée sur le bâti va recevoir un signal fortement bruité par les ondes mécaniques se propageant dans le dispositif, ce qui peut nécessiter de réaliser les mesures de contrainte directement sur l'éprouvette, à l'aide de jauges de déformation appliquées sur les parties de l'éprouvette déformées de manière purement élastique (hors de la section utile, donc). Les mesures de déformation doivent également être effectuées directement sur l'éprouvette, par un système d'extensométrie adapté. Les extensomètres laser à effet Doppler peuvent être utilisés dans ce cas. La Figure II.42 présente le dispositif de traction à grande vitesse du Centre des Matériaux (CdM) de l'Ecole des Mines de Paris.

Pour ce type d'essais, l'exploitation des résultats nécessite l'utilisation d'outils numériques (modèles éléments finis).

## Pour en savoir plus

### Les normes

**Française** NF EN 10002-1 (1990) : Matériaux métalliques - Essai de traction monotone.

**Européennes** EN ISO 6892 (1998) : Matériaux non métalliques - Essai de traction monotone.

### Les ouvrages de références

- Pour en savoir plus sur l'essai de traction, consulter les ouvrages de référence :
- J.-P. Bailon & J.-M. Dorlot (2000) *Des Matériaux (3<sup>e</sup> édition)* (620.112 BAI)
  - J. Barralis & G. Maeder (2002) *Précis : Métallurgie*. Nathan (669 BAR)
  - S. Degallaix & B. Ilschner (2007) *Traité des matériaux 2 : Caractérisation expérimentale des matériaux I*. Presses Polytechnique et Universitaires Romandes (620.11 TRA)
  - J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, A. Benallal & R. Desmorat (2009) *Mécanique des matériaux solides (3<sup>e</sup> édition)* (531 LEM)
  - C. Lemaignan (2003) *La rupture des matériaux*. EDP Science (620.112 LEM)

## Vocabulaire anglais

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

## Vocabulaire anglais technique

Français	Anglais
allongement à la rupture	ultimate elongation
capteur	sensor
contrainte nominale	nominal stress
contrainte vraie	true stress
corrélation d'images	digital image correlation
déformation nominale	nominal strain
déformation rationnelle	rational strain
domaine élastique	elastic domain
domaine plastique	plastic domain
énergie de déformation	strain energy
éprouvette	test specimen, test bar, éprouvette
éprouvette entaillée	notched bar
essai de compression	compression test
essai de flexion	bending test
essai de torsion	torsion test
essai de traction	tensile test
jauge de déformation	strain gage (US), strain gauge (UK)
ligne d'amarrage	mooring line
limite conventionnelle d'élasticité à 0.2%	0.2 % proof stress
limite d'élasticité vraie	yield strength (US), proof stress (UK)
machine de traction	tensile machine
mors	grips
résistance à la traction	tensile strength, ultimate tensile strength
rupture	fracture
striction	necking
striction à la rupture	percentage reduction in area

## Exercices

### Exercice 1 : Essai de traction

Au cours d'un essai de traction sur une éprouvette de section  $150 \text{ mm}^2$  et de longueur  $100 \text{ mm}$  ( $L_0 = 100 \text{ mm}$ ), on a enregistré les résultats suivants :

- Charge de limite élastique  $F_e = 3800 \text{ daN}$
- Charge limite de rupture  $F_r = 6000 \text{ daN}$
- Longueur après rupture  $L_u = 127 \text{ mm}$

**Question II.4.1** Calculer la limite d'élasticité et la limite à la rupture et  $A\%$ .

**Question II.4.2** Calculer l'allongement lorsque le matériau atteint à limite d'élastique, sachant que le module de Young  $E = 210\,000 \text{ MPa}$ .

### Exercice 2 : Essais de traction sur des aciers

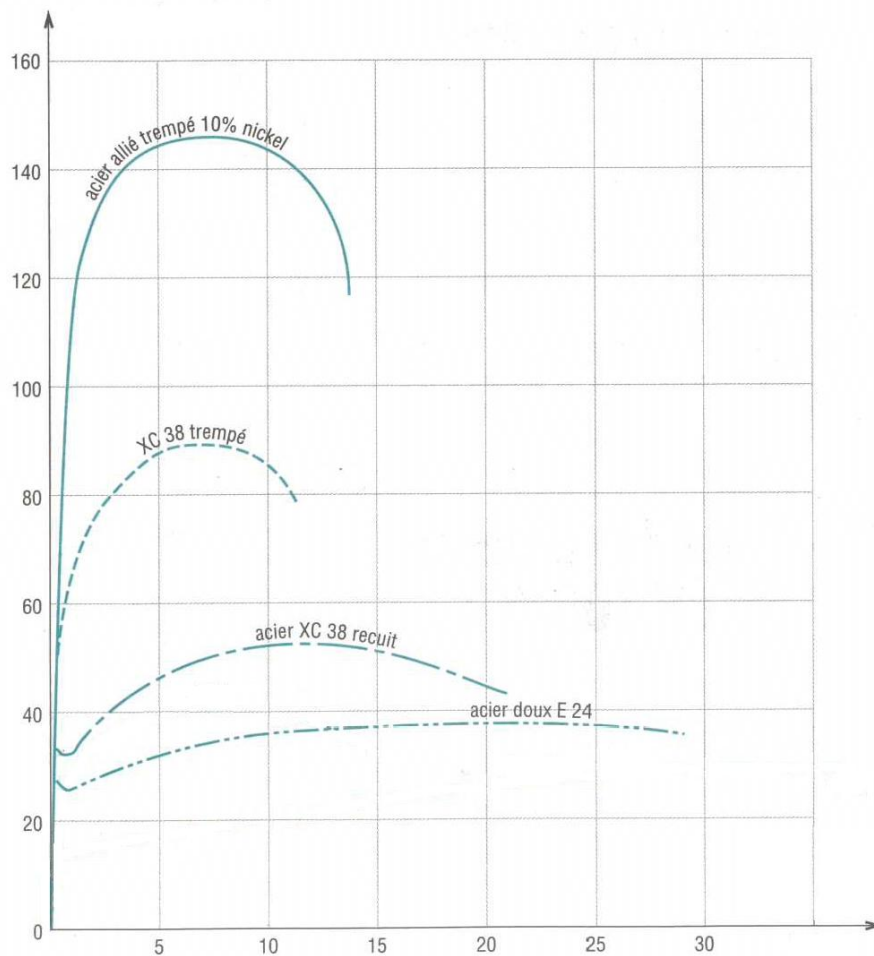


Figure II.43 – Courbes de traction.

**Question II.4.3** Donner la nature des axes sur la courbe de traction conventionnel de la figures II.43.

**Question II.4.4** Déterminer le module d'Young, la limite conventionnelle d'élasticité, la résistance à la rupture et l'allongement à la rupture pour tous les matériaux de la figure II.43.

**Question II.4.5** Classer les matériaux de la figure II.43 par ordre croissant de rigidité.

**Question II.4.6** Classer les matériaux de la figure II.43 par ordre croissant de ténacité.

**Question II.4.7** Classer les matériaux de la figure II.43 par ordre croissant de ductilité.

### Exercice 3 : Equipement



Figure II.44 – Photos d'équipement standard de machines de traction.

**Question II.4.8** Identifier les éléments numérotés de la figures II.44.

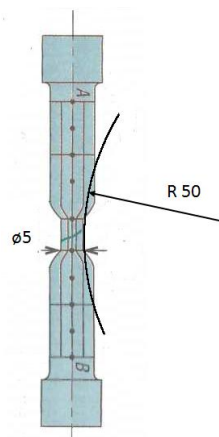


Figure II.45 – Schéma de l'éprouvette en fin d'essai.

**Question II.4.9** *A la fin de l'essai l'éprouvette cylindrique de diamètre initial  $\varnothing 10$  mm présente une striction caractérisée sur la figure II.45. Calculer le taux de triaxialité des contraintes maximal dans l'éprouvette. En déduire la zone d'apparition de la fissure à l'origine de la rupture.*

#### Exercice 4 : Types de chargements

**Question II.4.10** *Tracer la consigne et la réponse d'un métal pour :*

- un essai d'écroutissage,  $\varepsilon_{max} = 5\%$  et  $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  ;
- un essai de fluage à 100 MPa ;
- un essai de relaxation multiple de 1000 s tous les 3%.

---

# Chapitre -III-

## Essais mécanique II : Dureté et Résistance au chocs

---

### Table des Matières

---

<b>III.1</b>	<b>Caractérisation de la dureté . . . . .</b>	<b>84</b>
III.1.1	Un peu d'histoire . . . . .	84
III.1.2	Essai de dureté Brinell . . . . .	87
III.1.3	Essai de dureté Vickers . . . . .	90
III.1.4	Essai de dureté Rockwell . . . . .	93
III.1.5	Comparaison entre les différentes duretés . . . . .	95
III.1.6	Essai de microdureté . . . . .	96
III.1.7	Essai de nanodureté . . . . .	97
<b>III.2</b>	<b>Résistance aux chocs . . . . .</b>	<b>97</b>
III.2.1	Essai de résilience . . . . .	98
III.2.2	Essais dynamiques . . . . .	104

---

#### Objectifs

- Connaître le principe des essais de dureté.
- Calculer la dureté Brinell et Vickers.
- Calculer la résilience et l'énergie de rupture.
- Déterminer le type de rupture (ductile ou fragile) à partir des essais de résilience.

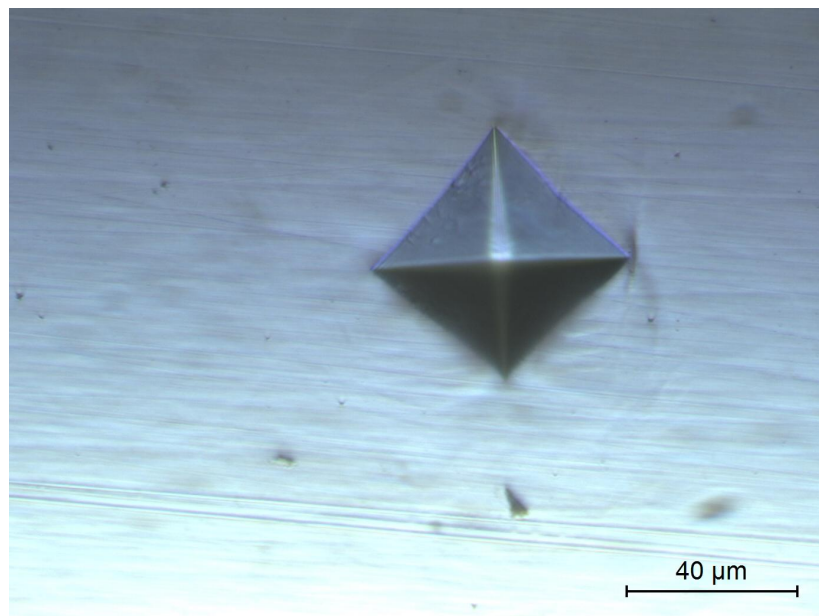
## Exercice type

### Essais de dureté

	1	2	3	4	5	6
Dureté Brinell						
Dureté Vickers						
Dureté Rockwell C						
Dureté Rockwell B						

**Question III.0.11** Pour chacune des méthodes de dureté du tableau ci-dessus, dites quelles sont les caractéristiques qui s'y appliquent en cochant les cases correspondant aux affirmations de la liste suivante :

1. Pénétrateur sphérique.
2. Pénétrateur pyramidale.
3. Pénétrateur conique.
4. La dureté s'exprime en unités de contrainte.
5. La dureté est fonction d'une longueur.
6. L'essai requiert l'application d'une précharge.



**Figure III.1** – Micrographie d'une empreinte de dureté sous charge réduite dans un acier inoxydable 316L.

**Question III.0.12** Déterminer HV correspondant à l'empreinte de la Figure III.1, sachant que la charge  $F = 4.9$  N.

**Question III.0.13** Dans quels cas utilise-t-on l'essai de dureté Brinell ?

## Essai de résilience

**Question III.0.14** *Dessiner les éprouvettes utilisées pour l'essai Charpy U et l'essai Charpy V.*

**Question III.0.15** *Représenter par une flèche la zone d'impact du coteau du mouton pendule sur les dessins des éprouvettes et griser les zones d'appui de l'éprouvette sur la machine. Quel est le type de sollicitation mécanique que subit l'éprouvette.*

**Question III.0.16** *Quelle est la différence entre KV et KVC ? Déterminer KVC pour une éprouvette standard d'un essai Charpy V, sachant que KV = 160 J*

## Essais dynamiques

**Question III.0.17** *Pour quelles d'applications utilise-t-on des essais dynamiques pour concevoir des pièces mécaniques ?*

**Question III.0.18** *Citer toutes les techniques d'essais que vous connaissez pour caractériser le comportement des essais dynamiques.*

**Question III.0.19** *Expliquer le principe de l'essai de compression aux barres de Hopkinson.*

### III.1 Caractérisation de la dureté

La dureté d'un matériau est la mesure de la résistance à la pénétration. La pénétration met en jeu une série de phénomènes dont les principaux sont : les déformations élastique et plastique, le frottement entre le pénétrateur et le matériau, la géométrie du pénétrateur, ses propriétés mécaniques et la charge qui y est appliquée. Toutefois, l'on peut dire la dureté est une caractéristique de la résistance à la déformation plastique localisée d'un matériau. Les mesures de dureté sont fréquemment utilisées, car elles ne nécessitent pas de préparation d'éprouvettes et peuvent être effectuées directement sur des pièces de structure. En plus d'être simple à mettre en œuvre, les mesures de dureté sont d'exécution rapide et leur reproductibilité est élevée. Ce sont des mesures non destructives qui donnent essentiellement des valeurs comparatives ; elles sont également suffisamment sensibles pour détecter et quantifier de faibles modifications de structure. Ces essais sont très souvent utilisés en suivi de fabrication, contrôle de qualité, . . .

La dureté des métaux et alliages peut être profondément modifiée par l'écrouissage ou grâce à un traitement thermique. Inversement on peut, à l'aide de la valeur de dureté, tirer des conclusions relatives à l'état microstructural du matériau (état de précipitation par exemple). Cette section vise à faire comprendre les différentes techniques de pénétration d'un pénétrateur à la surface d'un échantillon et à définir la dureté d'un matériau solide à partir des dimensions de l'empreinte après décharge. On montre que le résultat dépend du soin mis à la pénétration des échantillons. La gamme des méthodes s'étend des très simples appareils de poche comme le scléromètre aux grands appareils couteaux et de haute technologie comme le nanoindenteur (Figure III.2). En conséquence, il convient de respecter rigoureusement les normes établies pour assurer un maximum de reproductibilité sur le plan international. La profondeur de l'empreinte plastique va d'environ 1 mm jusqu'à quelques nm. Bien qu'empiriques, les techniques de mesure de la dureté se révèlent être des outils indispensables pour la caractérisation rapide de l'état mécanique des matériaux.

#### III.1.1 Un peu d'histoire

La première échelle de dureté est l'échelle de Mohs qui fût inventée en 1812, cette échelle empirique classe les minéraux par ordre de dureté croissante allant de 1 à 10 (Figure III.3). Chaque élément de l'échelle est susceptible de rayer tous les éléments qui le précèdent, et ne peut pas être rayé par eux. Cette échelle est encore utilisée par les gemmologues, les diamantaires et les marchands de pierres fines.

Dans les années 1920-1930, trois procédés de mesure statique de la dureté ont été développés successivement et normalisés : les essais de dureté selon Brinell, Vickers et Rockwell. La méthode de mesure est, pour ces trois types d'essais, basée sur la pénétration d'un indenteur ou pénétrateur très dur à la surface d'un matériau. Une valeur de dureté, sans dimension, est déterminée à partir de la mesure de la dimension ou de la profondeur de l'empreinte laissée par le pénétrateur soumis à une charge et une vitesse d'application contrôlées. Les trois procédés se différencient par (Figure III.4 :

- le type de pénétrateur ;
- la force exercée sur celui-ci ;
- la grandeur mesurée ;

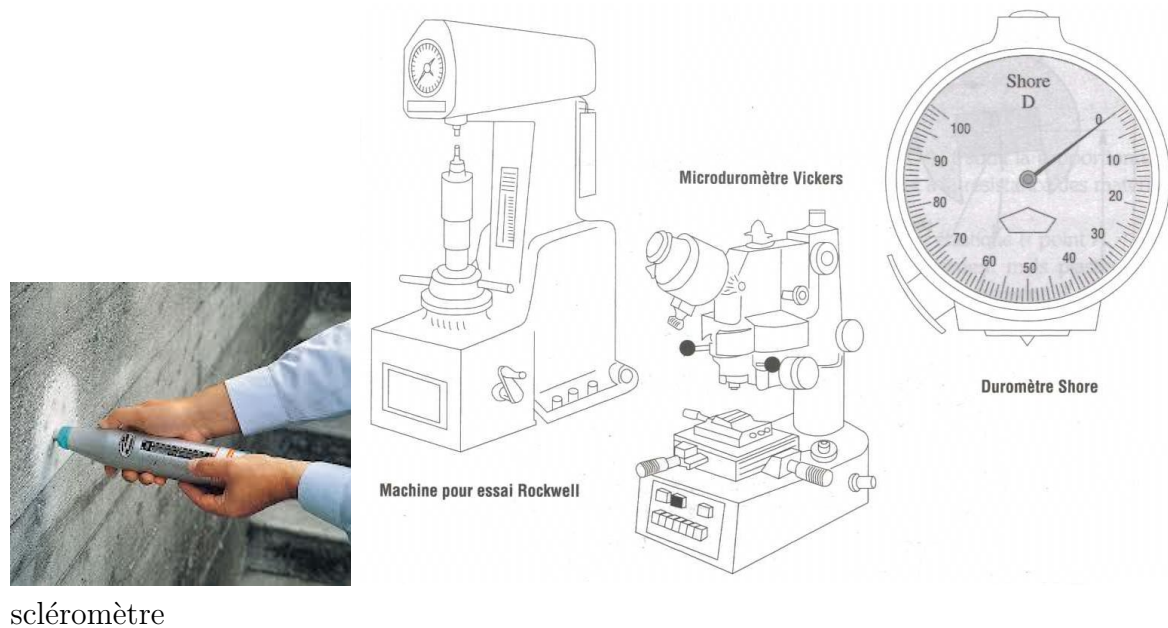


Figure III.2 – Exemple de machine de dureté.

Dureté	Minéral
1	Talc, friable sous l'ongle
2	Gypse, rayable avec l'ongle
3	Calcite, rayable avec une pièce en cuivre
4	Fluorine, rayable (facilement) avec un couteau
5	Apatite, rayable au couteau
6	Orthose, rayable à la lime, par le sable
7	Quartz, raye une vitre
8	Topaze, rayable par le carbure de tungstène
9	Corindon, rayable au carbure de silicium
10	Diamant, rayable avec un autre diamant

Figure III.3 – Echelle de Mohs.

– le mode de détermination de la valeur de la dureté.

**Remarque III.1** Les essais de dureté donnent des empreintes dont la taille est de l'ordre du millimètre. Une empreinte de dureté couvre donc généralement un nombre important de grains d'un métal et les duretés obtenues sont des valeurs moyennes sur plusieurs grains. Ceci ne peut être un avantage, l'anisotropie des grains étant responsable pour une large part de l'importante dispersion sur les mesures de dureté obtenues avec des tailles d'empreintes inférieures au diamètre d'un grain.

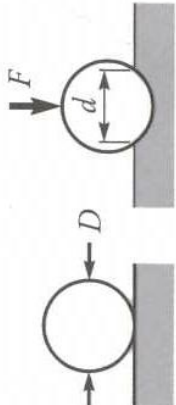
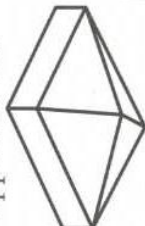

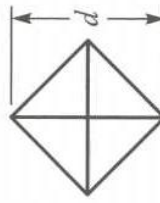

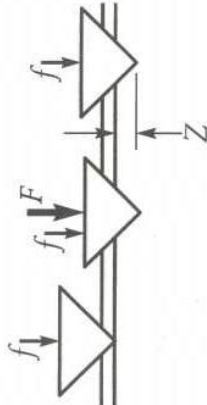
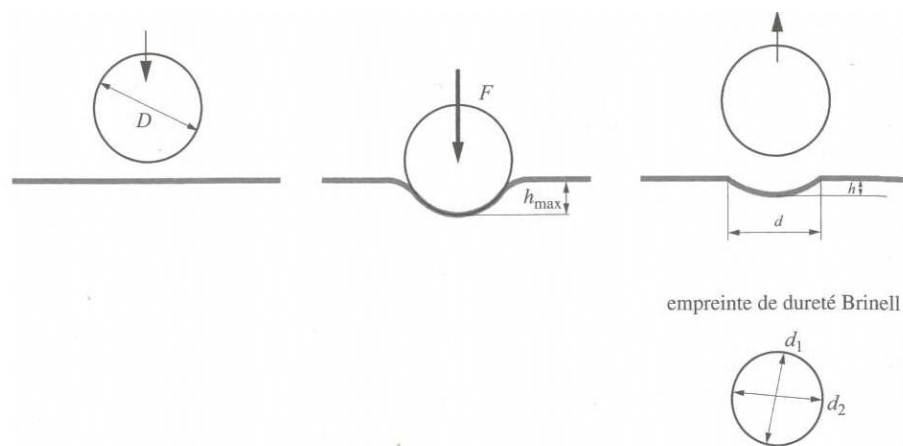
Méthode d'essai	Géométrie du pénétrateur	Charge $F$	Principe de l'essai	Paramètre mesuré	Dureté
<b>Brinell</b>	Bille d'acier dur ou de carbure (10 mm de diam.)	500 ou 3000 kgf		Diamètre de l'empreinte ( $d$ )	$HB = \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$
<b>Vickers</b>	Pyramide de diamant à base carrée; angle entre les faces opposées: 136° 	5 à 100 kgf (microdureté: 5 à 1000 gf)		Diagonale de l'empreinte ( $d$ ) 	$HV = \frac{1,854 F}{d^2}$
<b>Rockwell C</b>	Cône de diamant d'angle au sommet de 120° 	Précharge $f$ de 10 kgf; $F = 150$ kgf		Profondeur de l'empreinte ( $Z$ )	$HRC = f(Z)$
<b>Rockwell B</b>	Bille d'acier dur (1,59 mm de diam.)	Précharge $f$ de 10 kgf; $F = 100$ kgf	Même principe que Rockwell C	Profondeur de l'empreinte ( $Z$ )	$HRB = f(Z)$

Figure III.4 – Caractéristiques des principales méthodes de mesure de la dureté.

## III.1.2 Essai de dureté Brinell

### III.1.2.1 Principe

La dureté Brinell est noté  $HB$ . Les mesures de dureté Brinell, dont le principe est présenté en Figure III.5, sont utilisables jusqu'à des duretés de 650  $HB$ . Elles font l'objet de la norme européenne EN 10003 (1994), d'autres normes européennes existent pour des matériaux et/ou des produits spécifiques.



**Figure III.5** – Schéma de principe d'un essai de dureté Brinell.  $F$  en kilogramme force [ $\text{kg}_f = g \times \text{N}$ ] où  $g$  est l'accélération de pesanteur.

Pour l'essai Brinell, le pénétrateur est une bille en acier trempé polie ou une bille en carbure. La bille en acier est utilisée pour des duretés Brinell allant jusqu'à 350 HB. Pour des duretés plus importantes, la déformation élastique de la bille en acier n'est plus négligeable, on utilise alors une bille en carbure. Le diamètre de la bille doit être adapté à l'épaisseur et à la dureté de la pièce, il peut être déterminé à l'aide d'un abaque. Les diamètres de la bille sont normalisés : 1 ; 2.5 ; 5 ou 10 mm (Figure III.6).

Le pénétrateur est appliqué sur la surface lisse de l'éprouvette avec une force donnée, à une vitesse contrôlée. La norme préconise une durée de mise en charge comprise entre 2 et 8 secondes, et un maintien à la charge maximale de durée comprise entre 10 et 15 secondes.

Le diamètre de l'empreinte laissée par le pénétrateur après retrait complet de la charge est mesuré sur l'éprouvette. Pour cette mesure, une précision de  $\pm 1 \%$  est nécessaire, afin que l'incertitude sur la valeur de dureté ne dépasse pas  $\pm 2 \%$ . L'empreinte est supposée circulaire et ayant la forme d'une calotte sphérique. Dans le cas d'une empreinte non circulaire, on prendra la valeur moyenne des deux diamètres perpendiculaires de l'empreinte.

Sous charge croissant, dès que la limite élastique du matériau est atteinte, un durcissement par écrouissage a lieu dans le domaine déformé plastiquement autour de l'empreinte. Afin que les mesures soient reproductibles, il est donc nécessaire de respecter certaines conditions :

- la surface arrière de la pièce ne doit pas présenter de déformation visible après indentation ; aussi le diamètre de la bille est fonction de l'épaisseur de l'échantillon. L'épaisseur minimale de l'échantillon est donnée par la norme :



**Figure III.6** – Photo des différents types d'indenteurs. En haut les indenteurs Brinell ; à bas de gauche à droite les indenteurs Vickers et Rockell.

$e_{min} \geq 8$  fois la profondeur de pénétration de la bille.

- La charge doit être choisie de telle sorte que l'empreinte ne soit ni trop plate (bords de l'empreinte peu lisibles) ni trop profonde (grandeurs mesurées à peine différenciées pour des profondeurs d'empreinte différentes) : le diamètre de l'empreinte doit être compris entre 0.24 et 0.6 fois le diamètre de la bille. Cela suppose le retrait élastique à la décharge négligeable par rapport à la déformation plastique.

$$HB = \frac{2 \times F}{g\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \approx \frac{0.0649 \times F}{D (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (\text{III.1})$$

où  $F$  est la force exprimée en N,  $g = 9.81\text{m.s}^{-2}$  l'accélération de pesanteur,  $D$  est le diamètre de l'indenteur et  $d$  le diamètre de l'empreinte mesurée en mm.

Les valeurs de dureté obtenues avec des billes différentes ne sont pas comparables que si le rapport de charge  $C$  est constant. Cette constante est appelée rapport de charge :  $C = 0.102F/D^2$ .

La norme définit le rapport de charge à utiliser en fonction de la nature du métal et de sa dureté. Ce choix permet en particulier d'indépendamment du matériau, le diamètre de l'empreinte reste dans le domaine défini ci-dessus.

Dans la pratique, la dureté Brinell n'est pas calculée mais relevée dans des tables, en fonction du diamètre de la bille, du diamètre de l'empreinte et du rapport de charge (ou de la charge d'essai).

Les valeurs de dureté obtenues par différentes ne sont comparables que si ces mesures ont été effectuées sous des conditions identiques. Une valeur de dureté selon la norme doit mentionner ces conditions de mesures. A cette fin, la désignation symbolique est normalisée ; aucune information supplémentaire n'est mentionnée après la dureté suivie

de la désignation  $HB$  si les conditions de mesures sont celles couramment utilisées, à savoir :

- bille de 10 mm de diamètre ;
- force de 29420 N ;
- durée de maintien de la charge d’essai 10 à 15 s.

### III.1.2.2 Domaine d’utilisation

La mesure de dureté Brinell est utilisée pour :

- La mesure de dureté sur des matériaux de dureté allant jusqu’à 650  $HB$ .
- La mesure de dureté sur matériaux présentant une microstructure comportant des domaines de duretés différentes ou présentant un gradient de dureté. Il est possible, avec une bille de diamètre 10 mm, de toucher plusieurs de ces domaines, de telle sorte qu’une valeur “moyenne de la microstructure” pourra être évaluée. Ceci est important par exemple pour un métal polyphasé, ou pour de la fonte grise.
- Le contrôle de résistance de pièces ayant subi un traitement thermique. De nombreuses séries d’essais comparatifs sur aciers ont permis de mettre en évidence la relation entre la résistance à la rupture  $R_m$  mesurée par l’essai de traction et la dureté Brinell :

$$R_m \approx 3.5 HB \quad (III.2)$$

Cette relation approximative est valable pour des aciers jusqu’à une résistance  $R_m$  d’environ 1 500 MPa. Elle permet d’effectuer par exemple un contrôle non destructif de la résistance de pièces traitées thermiquement. L’essai de dureté est alors pratiqué sur les têtes d’amarrage des éprouvettes de traction.

⚠ La mesure de dureté Brinell n’est pas utilisable pour des matériaux très durs ou pour des couches superficielles fines.

### III.1.2.3 Conditions d’essai

- L’essai est normalement conduit à température ambiante.
- La charge est appliquée progressivement, sans chocs ni vibrations, et maintenue à sa valeur finale pendant 10 à 15 secondes.
- On prépare la surface pour éviter toute altération.
- Les charges d’essai utilisées sont définies dans le tableau 1 de la figure III.7. Ces charges d’essai doivent être choisies de telle façon que le diamètre  $d$  de l’empreinte soit compris entre les valeurs de  $0.24D$  et  $0.6D$ . Le rapport de charge  $C = 0.102F/D^2$  doit être choisi comme indiqué dans le tableau 2 de la figure III.7.
- L’épaisseur minimale de l’éprouvette est fonction du diamètre de l’empreinte. Le tableau 3 de la figure III.7 est un extrait de la norme pour une bille de diamètre 10 mm, qui est celle que l’on utilise de préférence.

– Pour des essais successifs, on choisira (cf. Figure III.7) :

$$a \geq 2.5d; \quad b \geq 4d; \quad \text{dureté} \geq 150HB \quad (III.3)$$

$$a \geq 3d; \quad b \geq 6d; \quad \text{dureté} < 150HB \quad (III.4)$$

– La pièce doit reposer sur un support rigide.

Symbole de dureté	Diamètre $D$ de la bille (en mm)	$0,102 F / D^2$	Charge d'essai $F$ Valeur nominale
HBW 10/3000	10	30	29,42 kN
HBW 10/1500	10	15	14,71 kN
HBW 10/1000	10	10	9,807 kN
HBW 10/500	10	5	4,903 kN
HBW 10/250	10	2,5	2,452 kN
HBW 10/100	10	1	980,7 N
HBW 5/750	5	30	7,355 kN
HBW 5/250	5	10	2,452 kN
HBW 5/125	5	5	1,226 kN
HBW 5/62,5	5	2,5	612,9 N
HBW 5/25	5	1	245,2 N
HBW 2,5/187,5	2,5	30	1,839 kN
HBW 2,5/62,5	2,5	10	612,9 N
HBW 2,5/31,25	2,5	5	306,5 N
HBW 2,5/15,625	2,5	2,5	153,2 N
HBW 2,5/6,25	2,5	1	61,29 N
HBW 2/120	2	30	1,177 kN
HBW 2/40	2	10	392,3 N
HBW 2/20	2	5	196,1 N
HBW 2/10	2	2,5	98,07 N
HBW 2/4	2	1	39,23 N
HBW 1/30	1	30	294,2 N
HBW 1/10	1	10	98,07 N
HBW 1/5	1	5	49,03 N
HBW 1/2,5	1	2,5	24,52 N
HBW 1/1	1	1	9,807 N

Tableau 1. Charges d'essai en dureté Brinell (NF EN ISO 6506-1)

Matériau	Dureté Brinell	$0,102 F / D^2$
Acier – Alliages de Ni Alliages de Ti		30
Fonte (Bille de 2,5 – 5 – 10 mm)	< 140	10
	$\geq 140$	30
Cuivre et alliages de cuivre	< 35	5
	35 à 200	10
	> 200	30
Métaux légers et leurs alliages	< 35	2,5
	35 à 80	10
	> 80	15
Plomb, étain		1
Matériaux frittés	Voir ISO 4498-1	

Tableau 2. Rapport de charge en fonction du matériau et de la dureté Brinell (NF EN ISO 4498-1)

$d$ (en mm)	2,4	3,0	4,0	5,0	6,0
Épaisseur de l'éprouvette (en mm)	1,17	1,84	3,34	5,36	8,0

Tableau 3. Épaisseur minimale en fonction du diamètre de l'empreinte pour une bille de 10 mm

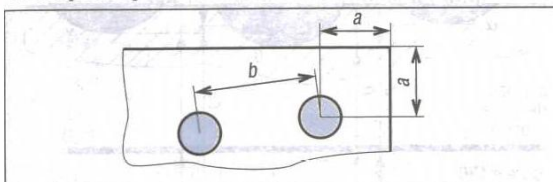


Fig. 2. Conditions pour les mesures répétitives (essai Brinell)

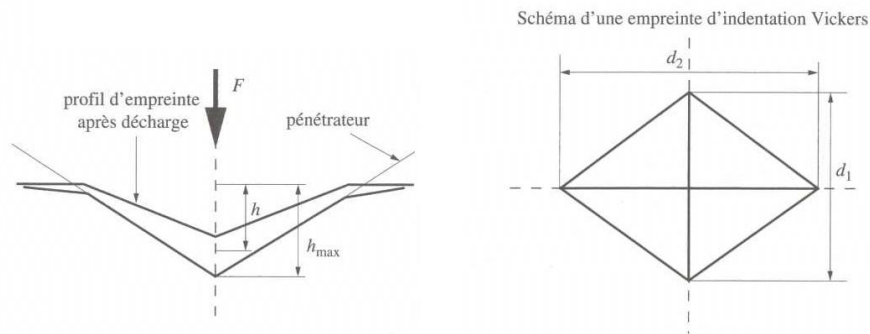
Figure III.7 – Conditions d'essais selon la norme.

### III.1.3 Essai de dureté Vickers

#### III.1.3.1 Principe

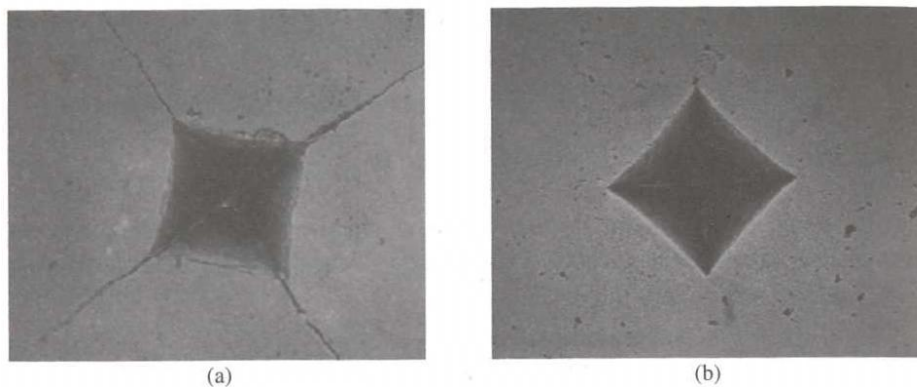
Le procédé Vickers est le procédé de mesure de dureté le plus précis, et concerne le domaine de mesure le plus large. Dans le projet de l'Euronorme [DIN EN ISO 6507] on distingue plusieurs variantes de cet essai selon la valeur de la charge appliquée (application à la microdureté et à la nanodureté).

Pour l'essais de dureté Vickers, dont le principe est défini sur la figure III.8, on utilise comme pénétrateur un diamant épointé de forme pyramidale à base carré et d'angle  $136^\circ$  (Figure III.6). Celui-ci est fragile aux chocs, et de ce fait moins apte à l'utilisation en conditions sévères que la bille dans le procédé Brinell. En revanche, il est possible d'examiner des matériaux plus durs. Il n'y a a priori pas de limite aux duretés mesurables par l'essai de dureté Vickers.



**Figure III.8** – Schéma de principe d'un essai de dureté Vickers.

La force est appliquée en 10 à 15 s, sans à-coup, jusqu'à sa valeur maximale. Elle est ensuite retirée. La pyramide laisse alors une empreinte de forme pyramidale (Figure III.9).



**Figure III.9** – Empreintes de dureté Vickers : a) dans un matériau fragile ; b) dans un matériau ductile.

Pour des charges comprises entre 100 et 1000 N, la charge est sans influence sur la mesure de dureté. Pour des échantillons dont la surface de mesure est petite ou mince (couche dure superficielle par exemple), ou lorsque la surface ne peut être que légèrement endommagée, de plus faibles forces sont préconisées, entre 2 et 50 N. On parlera alors d'essai de dureté Vickers sous charge réduite. Pour des charges inférieures à 2 N, on parle d'essai de microdureté Vickers. Un tel essai est approprié pour la mesure de dureté des grains individuels d'un polycristal par exemple.

La diagonale de l'empreinte est mesurée. La valeur moyenne des deux diagonales est utilisée si le matériau est anisotrope. La précision du dispositif de mesure (loupe ou projection sur un verre opaque) doit être de l'ordre de  $\pm 1\%$ , correspondant à un écart sur la dureté de  $\pm 2\%$ . Les calculs de duretés Vickers ( $HV$ ) et Brinell ( $HB$ ) sont semblables et homogène à des contraintes. La mesure de dureté Vickers est définie par :

$$HV = \frac{0.1854 \times F}{d^2} \quad (\text{III.5})$$

où  $F$  est la force exprimée en N et  $d$  la moyenne des diagonales mesurées en mm.

Comme pour les valeurs de dureté Brinell, les valeurs de dureté Vickers obtenues par différentes mesures ne sont comparables que si ces mesures ont été effectuées sous des conditions de mesures par une désignation symbolique normalisée. Par exemple 640 *HV* 50 désigne une dureté Vickers de 640, obtenue en utilisant une charge  $F = 490$  N et une durée de mesure comprise entre 10 et 15 s.

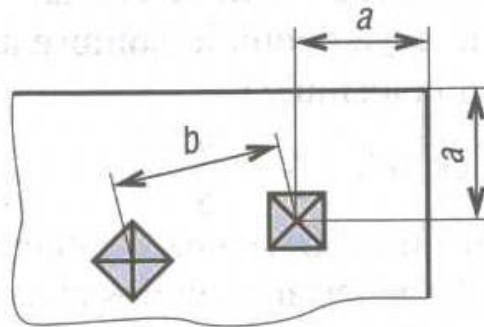
### III.1.3.2 Domaine d'utilisation

Les domaines d'application de la mesure de dureté Vickers sont par exemple :

- La mesure de dureté pour des matériaux de tout niveau de dureté, y compris les matériaux durs frittés. Dans ce dernier cas, l'empreinte ne mesure que quelques  $\mu\text{m}$ . Plus l'empreinte est petite, plus la qualité de la surface indentée doit être propre (polie).
- La mesure de dureté d'une couche superficielle durcie. La force de mesure doit être choisie de telle sorte qu'aucune trace de déformation ne soit visible sur la face opposée après l'essai, de telle sorte que l'épaisseur de la couche soit supérieure ou égale à 1.55 fois la diagonale de l'empreinte.

La mesure de dureté Vickers peut être effectuée sur une surface cylindrique convexe ou sphérique. Il convient alors d'une part de respecter un bon centrage de l'échantillon par rapport à l'axe du pénétrateur, d'autre part d'effectuer une correction fournie par la norme en fonction de la géométrie de la surface indentée.

### III.1.3.3 Conditions d'essai



**Figure III.10** – Conditions pour les mesures répétitives pour l'essai Vickers.

Cet essai est décrit, pour les aciers, dans la norme NF EN ISO 6507-1. Pour les alliages d'aluminium et de cuivre, il faut se reporter à la norme NF A 03-253.

- L'essai est normalement conduit à température ambiante.
- La charge est appliquée progressivement, sans chocs ni vibrations, et maintenue à sa valeur finale pendant 10 à 15 secondes.
- On prépare la surface pour éviter toute altération.
- On choisira l'épaisseur de la pièce  $\geq 4.5d$ .
- Pour des essais successifs, on choisira (cf. Figure III.10) :

$$a \geq 2.5d; \quad b \geq 2.5d; \quad \text{(pour les aciers);} \quad \text{(III.6)}$$

$$a \geq 3d; \quad b \geq 6d; \quad \text{pour Al, Cu et alliages} \quad \text{(III.7)}$$

– La charge d’essai sera :

$$49\text{ N} \leq F \leq 981\text{ N} \quad (\text{pour les aciers}) \quad (\text{III.8})$$

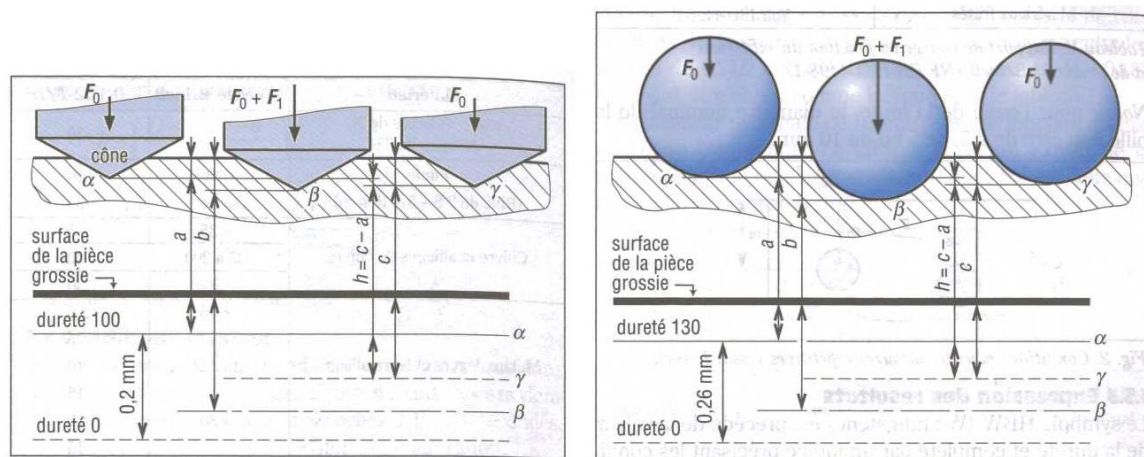
la charge normale étant  $F = 294\text{ N}$  :

$$49\text{ N} \leq F \leq 180\text{ N} \quad (\text{pour Al, Cu et alliages}) \quad (\text{III.9})$$

### III.1.4 Essai de dureté Rockwell

#### III.1.4.1 Principe

Dans l’essai de dureté selon Rockwell, la dureté n’est pas définie par le quotient d’une force par la surface de l’empreinte comme c’est le cas avec les procédés Brinell et Vickers, mais est déterminée à partir la profondeur de l’empreinte. Celle-ci, ainsi que la dureté elle-même, sont lues sur un cadran ou enregistrées. Le procédé est entièrement automatisable.



**Figure III.11** – Principe d’un essai de dureté Rockwell cône (à gauche) et bille (à droite).

Dans les essais de dureté Rockwell, le pénétrateur est soit un cône en diamant pointu d’angle au sommet  $120^\circ$  et à pointe arrondie sphérique (rayon  $0,2\text{ mm}$ ), soit une bille en acier de diamètre  $1,587\text{ mm}$  ou  $3,175\text{ mm}$ . L’indentation s’effectue en deux temps à la surface lisse de l’éprouvette (Figure III.11). Une charge initiale  $F_0$  est d’abord appliquée; cette charge de  $30\text{ N}$  pour des dureté superficielles, et de  $100\text{ N}$  pour des échantillons massifs. Cette phase préliminaire permet d’éliminer l’influence du support et du jeu, en fournissant une base de référence pour la mesure de la profondeur de pénétration. Puis, la charge est augmentée progressivement jusqu’à la charge d’essai, en  $2$  à  $8$  secondes. La charge d’essai est par l’Euronorme EN ISO 6508 (1999). Elle est maintenue constante durant  $4 \pm 2\text{ s}$ . Puis une décharge s’effectue jusqu’à la charge initiale  $F_0$ . Après enlèvement de la surcharge, le dispositif mesure automatiquement l’accroissement rémanent de la profondeur de l’empreinte,  $h$ , correspondant à la déformation plastique.  $h$  est encore appelé profondeur de pénétration résiduelle et peut

être directement lu ou enregistré. Aux valeurs de la pénétration correspondent des valeurs de dureté Rockwell (HR) également directement lues.

La valeur de dureté Rockwell varie linéairement avec la profondeur de l’empreinte selon une relation dont les paramètres sont normalisés. Ces paramètres constants sont listés selon plusieurs échelles (A, B, C . . . N, T) correspondant à la nature des matériaux :

$$HR = N - \frac{h}{S} \quad (\text{III.10})$$

où la profondeur de pénétration résiduelle  $h$  est exprimée en mm. Le facteur  $S$  vaut 0.002 pour les échantillons massifs, 0.001 pour les mesures de dureté superficielle, et  $N = 100$  (échelle B) ou 130 (échelle C).

La valeur de dureté Rockwell ainsi obtenue est désignée par  $HR$  suivi par la lettre correspondant à l’échelle de mesure utilisée, 59  $HRC$  par exemple.

#### III.1.4.2 Domaine d’utilisation

Le domaine d’application de la mesure de dureté Rockwell est essentiellement celui :

- des mesures rapides de duretés pour les matériaux de dureté comprise entre 20 et 70  $HRC$ . Pour les matériaux plus mous, l’échelle  $HRB$  doit être utilisée, où le cône est remplacé par une bille en acier de diamètre 1.857 mm. Pour des matériaux de dureté supérieure à 65  $RHC$  (dureté d’un acier trempé ou de la martensite), le procédé devient imprécis.

Notons enfin qu’il faut bien sûr procéder de telle manière que la zone de déformation plastique autour du pénétrateur n’atteigne pas la face opposée de l’échantillon, ou l’interface entre le revêtement et l’alliage substrat. L’échantillon doit donc être suffisamment épais. Par exemple, la dureté d’une couche superficielle durcie par cémentation n’est mesurable par le procédé  $HRC$  que si son épaisseur est supérieure à 0.7 mm. Par ailleurs, moyennant quelques précautions, le procédé Rockwell peut être utilisé sur surface cylindrique convexe ou sphérique. Il convient alors là encore de respecter un bon centrage de l’échantillon par rapport à l’axe du pénétrateur.

#### III.1.4.3 Conditions d’essai

Cet essai est décrit, pour les aciers, dans la norme NF EN ISO 6507-1. Pour les alliages d’aluminium et de cuivre, il faut se reporter à la norme NF A 03-253.

- L’essai est normalement conduit à température ambiante.
- La charge est appliquée progressivement, sans chocs ni vibrations, et maintenue à sa valeur finale pendant 10 à 15 secondes.
- On prépare la surface pour éviter toute altération.
- La pièce doit reposer sur un support rigide.
- Aucune marque ne doit apparaître au dos de la pièce.
- On choisira l’épaisseur de la pièce  $\geq 4.5d$ .
- L’épaisseur de l’éprouvette ou de la couche superficielle à essayer doit être au moins égale à 10  $h$  pour les essais effectués à pénétrateur cône, et à 15  $h$  pour les essais effectués avec les pénétrateur sphérique.

- Pour des essais successifs, la distance entre centres de deux empreintes voisines doit être au moins égale à 4 fois le diamètre de l’empreinte (mais avec un minimum de 2 mm).
- Le nombre de la dureté Rockwell est habituellement lu directement sur le cadran de l’appareil de mesure.
- Pour la mesure de la dureté des pièces sphériques ou cylindriques, il existe dans les normes des tableaux de coefficients de correction.

### III.1.5 Comparaison entre les différentes duretés

A cause des différents processus micromécaniques mis en jeu dans les différentes méthodes de mesure de dureté, on comprend bien qu’il n’existe pas de formule de traduction entre les valeurs de dureté *HB*, *HV* et *HR*. Néanmoins, les résultats de nombreuses séries d’essais sur aciers ont permis d’établir des cartes de conversion qui font l’objet de la norme NF A 03-172 (1980) (Figure III.12). Une estimation peut tout de même être effectuée à l’aide de relations empirique telles que  $HB \approx 0.95HV$ , ou  $HRC \approx 1/10HV$  (dans le domaine 200-400 *HV*).

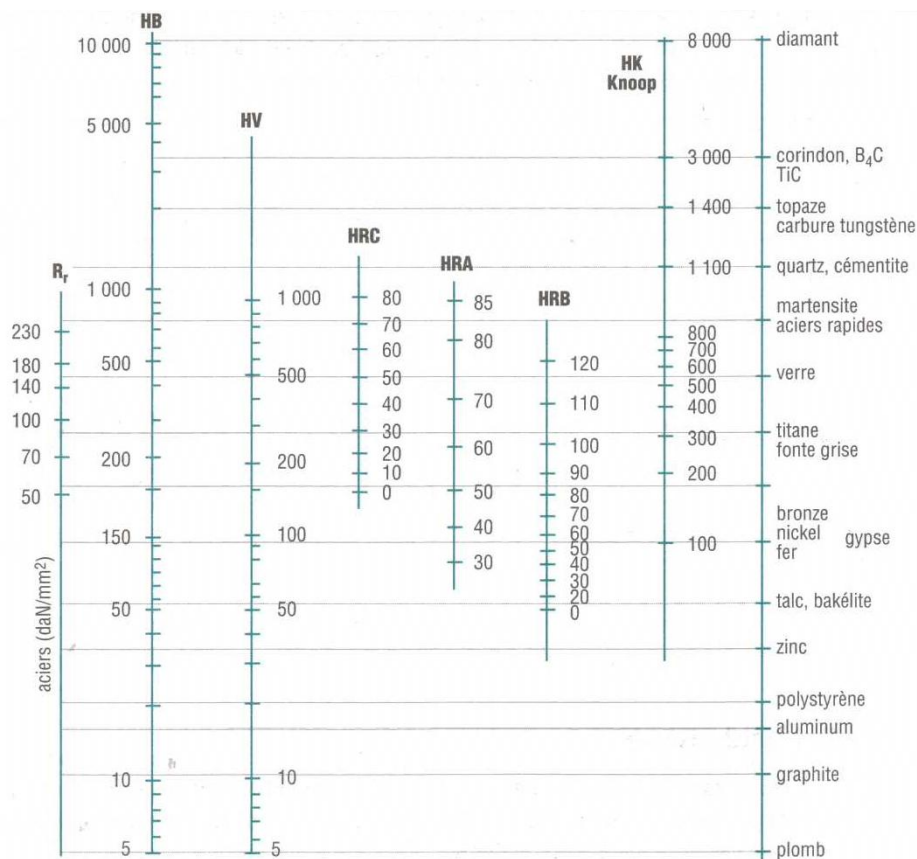
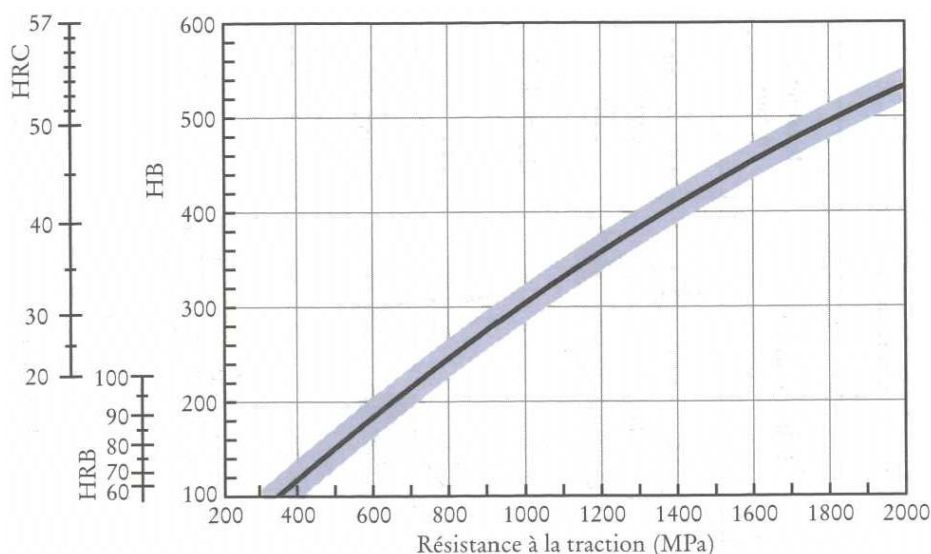


Figure III.12 – Comparaison des échelles de dureté usuelles.

Enfin l’essai de dureté étant un essai quasiment non destructif comparativement à un essai de traction, il peut être pratiqué directement sur pièce de structure. Pour des pièces traitées thermiquement, il est tentant de pouvoir évaluer la résistance de la pièce traitée par un simple essai de dureté, sur des têtes d’amarrage d’éprouvettes

par exemple. Malgré un grand nombre d'essais existant dans ce sens, il faut néanmoins rester très prudent quant à la validité d'une telle conversion, qui ne fournit qu'un ordre de grandeur de la résistance à la traction  $R_m$ . Pour les matériaux à faible écrouissage, on peut en première approximation considérer que  $HB$  est égal à trois fois la résistance à la traction  $R_m$ . La figure III.13 donne un exemple de corrélation empirique entre la dureté et la résistance à la traction  $R_m$  pour les aciers au carbone et les aciers faiblement alliés ; ce sont d'ailleurs à peu près les seuls alliages pour lesquels on a pu établir une telle relation.



**Figure III.13** – Relation entre les échelles de dureté Brinell, Rockwell C et Rockwell B, et la résistance à la traction des aciers au carbone et des aciers faiblement alliés.

### III.1.6 Essai de microdureté

On parle d'essai de microdureté lorsque la taille de l'empreinte correspondante est de l'ordre de quelques micromètres ( $\mu\text{m}$ ). La microdureté peut être déterminée, sous certaines conditions, par les méthodes de mesure conventionnelles statiques, par exemple selon les procédures Vickers DIN ISO 4516 (1988). Comme pour les mesures macroscopiques, il est indispensable, lorsqu'on donne une valeur de microdureté, de préciser les conditions d'essai, en particulier la charge appliquée.

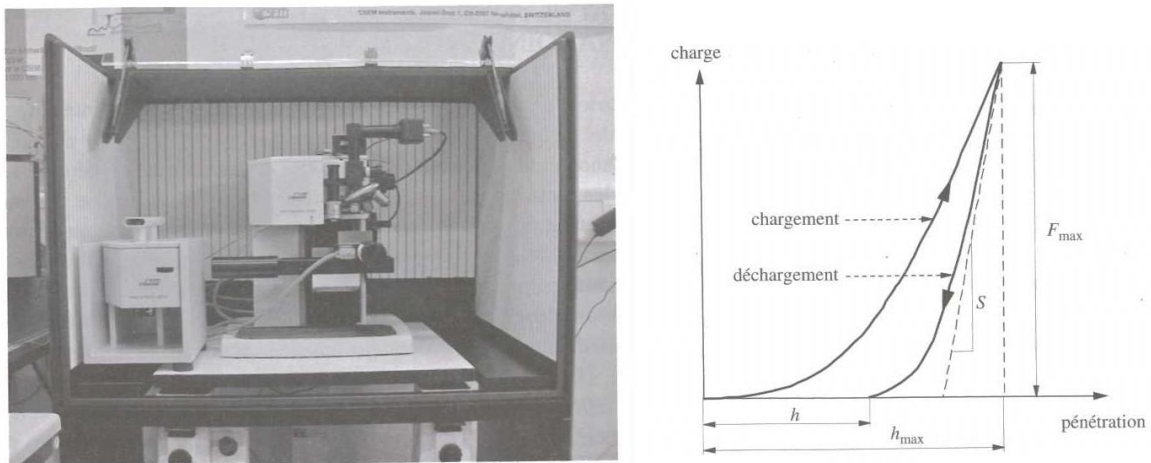
Les mesures de microdureté sont utilisées pour mesurer les duretés des différentes phases d'un matériau polyphasé, ou celles des différents constituants d'un matériau composite. Pour que la valeur de microdureté de chaque phase soit valable, la taille de l'empreinte ne doit pas dépasser de l'ordre de 1/7 de la taille du constituant (grains ou renforts). Elles sont également parfois utilisées pour mesurer la ténacité d'un matériau fragile.

Les mesures de microdureté sont également utilisées pour caractériser les couches traitées superficiellement dans leur épaisseur (couche nitrurées, carburées, carbonitrurées...), pour mesurer l'écrouissage superficiel d'une pièce, ou pour mesurer l'adhérence d'une couche superficielle à son substrat.

### III.1.7 Essai de nanodureté

On parle d'essai de nanodureté lorsque la taille de l'empreinte correspondante est de l'ordre de quelques nanomètres (nm), en tout cas inférieure au  $\mu\text{m}$ . Comme pour les mesures de dureté macroscopique ou de microdureté, il est indispensable, lorsqu'on donne une valeur de nanodureté, de préciser les conditions d'essai, en particulier la charge appliquée.

La mesure de la nanodureté s'effectue par mesure de la profondeur de pénétration de l'indenteur. En fait, un nanoduromètre (Figure III.14) est instrumenté de manière très fine, de façon à mesurer simultanément, pendant tout le processus de charge et de décharge, la charge et le déplacement de l'indenteur. Si le comportement du matériau au cours de l'indentation était purement élastique, les courbes de chargement et de déchargement seraient superposées et la profondeur résiduelle de pénétration après décharge serait nulle. A cause de la plasticité du matériau, seule la déformation élastique est recouverte à la décharge, et une déformation plastique donc une empreinte subsiste. La pente  $S$  de la courbe de déchargement au début de celui-ci permet l'évaluation du module d'Young local du matériau (Figure III.14)



**Figure III.14** – a) Photo d'un nanoindenteur b) Courbe schématique charge d'essai-profondeur de pénétration, enregistrée lors d'un essai de dureté.

Un nanoduromètre est parfois combiné à un microscope à force atomique (AFM) de façon à pouvoir mesurer le relief d'indentation, à savoir de l'empreinte et du bourrelet ou du retrait plastique qui l'entoure.

Les mesures de nanoduretés sont utilisées généralement pour

- caractériser des particules de petites taille (phase secondaire, précipité) ;
- caractériser des interfaces ;
- caractériser un revêtement.

## III.2 Résistance aux chocs

Des composants de structure, par exemple en construction automobile, en aéronautique, en technique d'usinage ou d'armement, ou encore dans le monde du sport sont souvent soumis en service à des sollicitations rapides du type choc. En

conséquence, les matériaux de ces composants obéissent à des lois de comportement qui peuvent s'éloigner fortement de celles du régime quasi statique conventionnel. L'étude du comportement mécanique des matériaux au choc ou à haute vitesse de sollicitation nécessite des moyens d'essai peu usuels et recourant parfois à des techniques de mesure sophistiquées, en particulier au niveau de l'électronique, à l'exception de l'essai de résilience.

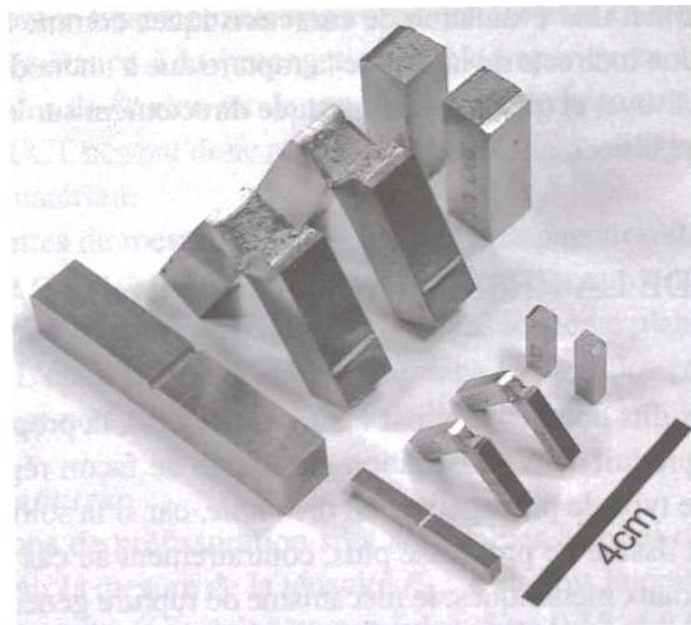
### III.2.1 Essai de résilience

Les essais de résistance aux chocs sont incontournables pour aborder les problèmes liés à la résistance des matériaux entaillés ou fissurés. En effet, la connaissance des caractéristiques mécaniques déduites de l'essai de traction peut être insuffisante, puisque des ruptures peuvent être obtenues en dessous de la limite élastique dans des conditions particulières qui rendent le métal fragile. Les facteurs fragilisant sont :

- la triaxialité des contraintes : pour provoquer cette concentration de contraintes sous une sollicitation simple, on introduit une entaille dans l'éprouvette ;
- l'abaissement de la température ;
- l'augmentation de la vitesse de déformation ;
- l'augmentation de la dimension des pièces.

Un des moyens pour tester la résistance aux chocs, plus célèbres est l'essai de résilience sur éprouvette entaillée, qui est décrit dans la norme NF EN 10045.

#### III.2.1.1 Principe de l'essai



**Figure III.15** – Éprouvettes Charpy V et “mini-Charpy” en acier ferritique faiblement allié de type 16MND5.

Il consiste à rompre, d'un seul coup de mouton pendule, une éprouvette entaillée en son milieu (Figure III.15) et reposant sur deux appuis. On détermine l'énergie  $W$  absorbée dont on déduit la résilience.

On détermine l'énergie nécessaire pour produire la rupture de l'éprouvette, exprimée en joules par centimètre carré [ $\text{J.cm}^{-2}$ ].

$$\text{Résilience} = \frac{\text{énergie absorbée par la rupture } W \text{ [J]}}{\text{section au droit de l'entaille } [\text{cm}^{-2}]} \quad (\text{III.11})$$

### III.2.1.2 Machine d'essai

Un couteau fixé sur un manteau oscille dans un plan vertical autour d'un axe  $O$ . Une partie de l'énergie emmagasinée dans la chute du pendule est utilisée pour rompre l'éprouvette. Le centre de gravité du pendule est toujours très voisin de l'arête du couteau du pendule (Figure III.16).

### III.2.1.3 Exécution de l'essai

- Le couteau est écarté de la verticale à une hauteur correspondant à une énergie de départ  $W_0$  égale à 300 J.
- On libère le couteau. Dans sa chute, en passant à la verticale, il brise l'éprouvette.
- On mesure la hauteur à laquelle remonte le pendule pour calculer l'énergie non absorbée  $W_1$ .
- On calcule la différence  $W_0 - W_1 = W$  (énergie absorbée) (Figure III.17)

$$W = P(h_0 - h_1) \quad (\text{III.12})$$

Différent types d'éprouvettes sont décrits pour l'essai de résilience. Les plus classiques sont définis par la norme. Il s'agit de :

- L'éprouvette Charpy entaillée en U ;
- l'éprouvette entaillée en V, appelée couramment Charpy V (Figure III.15).

Cette dernière est la plus utilisée.

### III.2.1.4 Essai Charpy

#### a) Essai sur éprouvette entaillée en U

Les symboles et formes d'éprouvettes sont décrits dans le figure III.18. Ce sont :

- la longueur de l'éprouvette :  $55 \text{ mm} \pm 0.6$  ;
- la hauteur de l'éprouvette :  $a = 10 \text{ mm} \pm 0.11$  ;
- la largeur de l'éprouvette :  $a = 10 \text{ mm} \pm 0.09$  ;
- la hauteur restant à fond d'entaille :  $5 \text{ mm} \pm 0.09$  ;
- le rayon à fond d'entaille :  $1 \text{ mm} \pm 0.07$ .

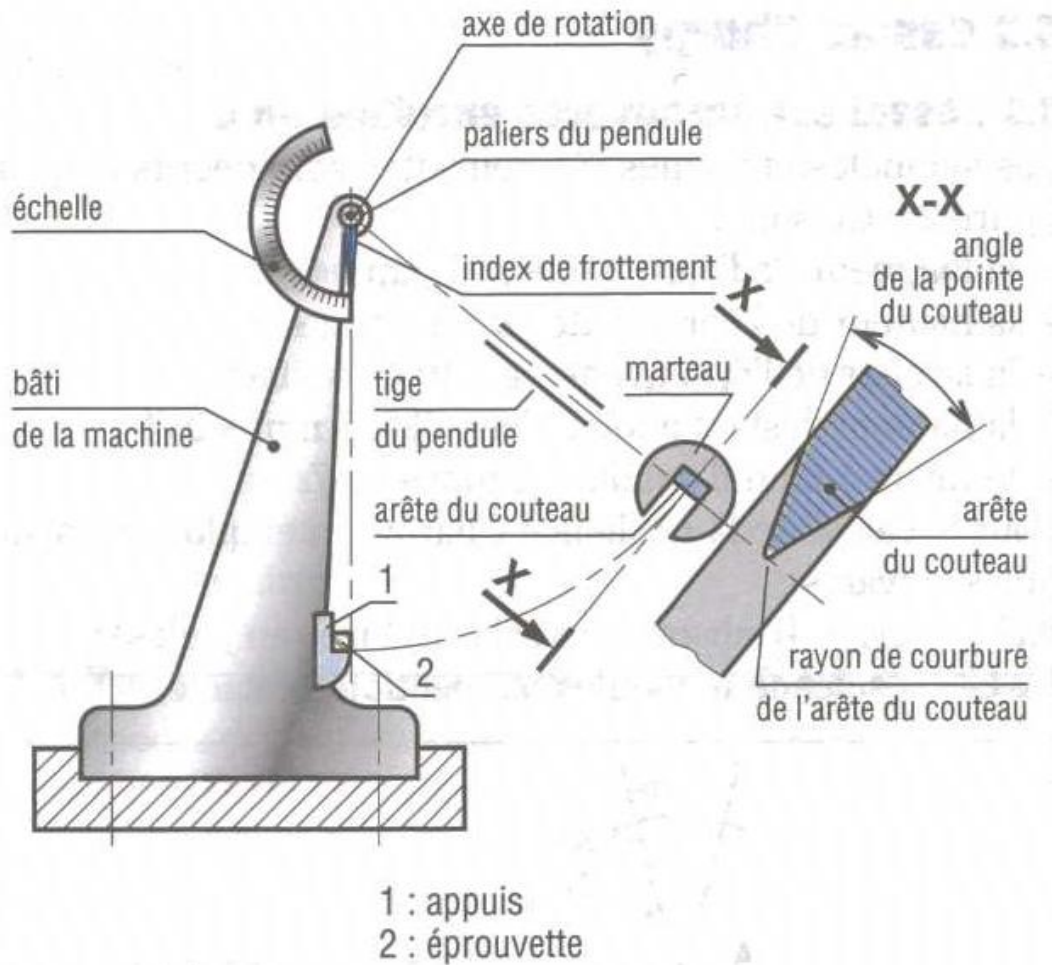
Pour le calcul de la résilience Charpy U, on emploie les symboles suivants :

- $KU$  = énergie  $W$  absorbée par la rupture en joules ;
- $KCU$  = résilience [ $\text{J.cm}^{-2}$ ].

#### b) Essai sur éprouvette entaillée en V

Les symboles et formes d'éprouvettes sont décrits dans le figure III.18. Ce sont :

- la longueur de l'éprouvette :  $55 \text{ mm} \pm 0.6$  ;
- la hauteur de l'éprouvette :  $a = 10 \text{ mm} \pm 0.06$  ;



Caractéristiques de la machine	Dimensions
Distance entre appuis	$40^{0-0.5}$ mm
Rayon des arrondis des appuis	1 à 5 mm
Pente de la dépouille du porte-éprouvette	1/5
Angle au sommet du couteau du mouton	$30^{\circ} \pm 1^{\circ}$
Rayon de l'arête du couteau du mouton	2 à 2,5 mm

Figure III.16 – Schéma de principe de l'essai de choc.

- la largeur de l'éprouvette :  $a = 10 \text{ mm} \pm 0.11$  ;
- l'angle d'entaille :  $45^{\circ} \pm 2^{\circ}$
- la hauteur restant à fond d'entaille :  $8 \text{ mm} \pm 0.06$  ;
- le rayon à fond d'entaille :  $0.25 \text{ mm} \pm 0.025$ .

Pour le calcul de la résilience Charpy V, on emploie les symboles suivants :

- $KV$  = énergie  $W$  absorbée par la rupture en joules ;
- $KCV$  = résilience [ $\text{J.cm}^{-2}$ ].

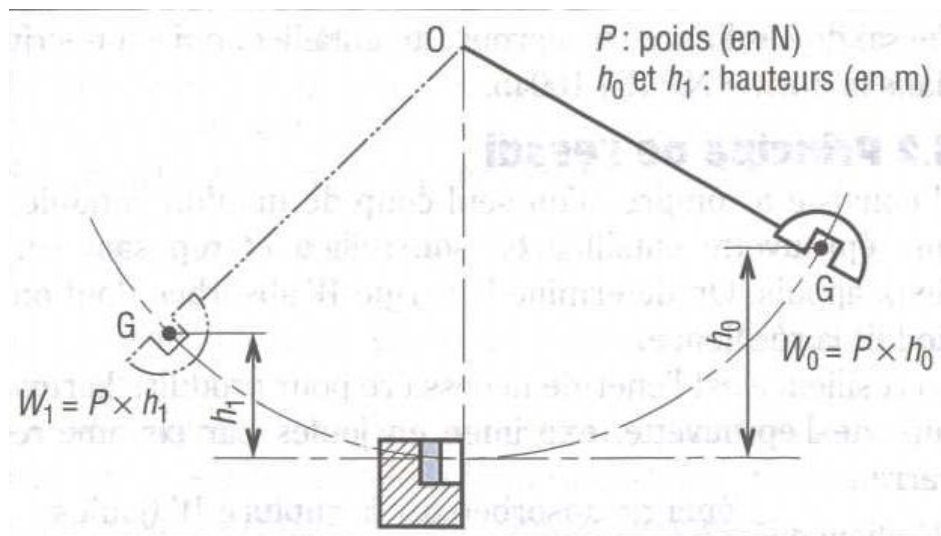


Figure III.17 – Calcul de l'énergie dissipée dans un choc.

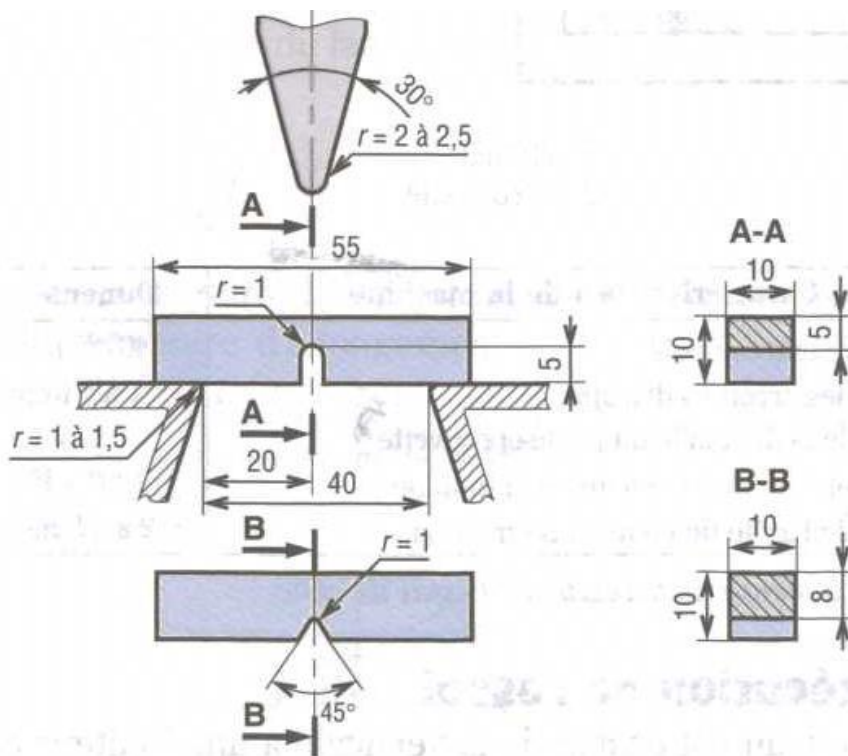


Figure III.18 – Géométries des éprouvettes de choc Charpy U et Charpy V.

### c) Influence de la température (courbe de transition)

En mesurant la résilience en fonction de la température, on peut tracer une courbe mettant en évidence, si elle existe une zone de transition ductile fragile (Figure III.19). Cette transition est rarement abrupte et on choisit des températures de transition arbitraires dont les plus usuelles sont :

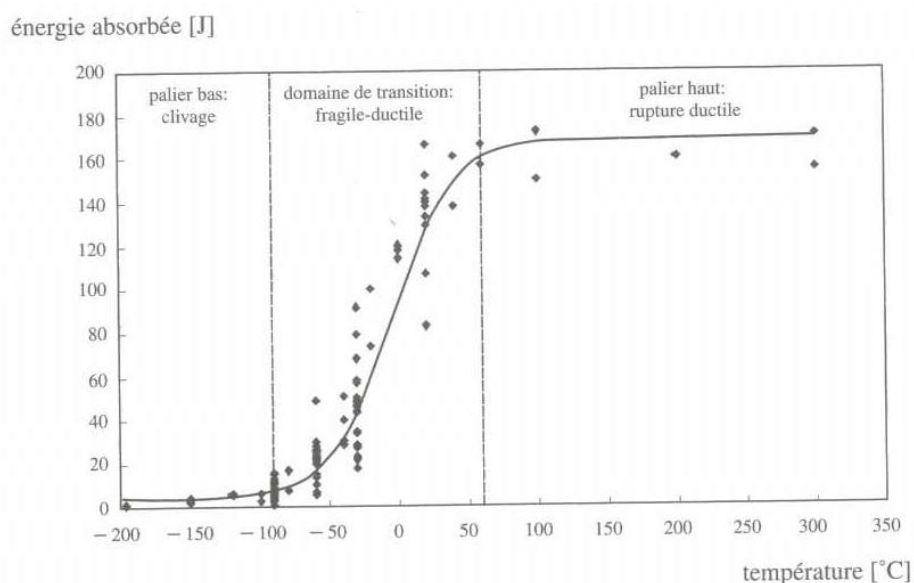
- la température de transition à une valeur d'énergie donnée (en générale  $35 \text{ J.m}^{-2}$ ) que l'on note  $TK35$ ;

- la température de transition à 50% de cristallinité,  $TK_{50}$ .

La cristallinité est définie par les faciès des surfaces de rupture :

- ce faciès est “à gains” ou “cristallin” (plages brillantes) dans la zone de rupture fragile où l’énergie de rupture est très faible ;
- ce faciès est “à nerfs” (plages mates) dans le domaine ductile ou l’énergie dans le domaine ductile où l’énergie de rupture est élevée ;
- ce faciès est mixte dans la zone de transition.

Le degré de cristallinité est le rapport entre la surface “à grains” sur la surface totale de la rupture. Cet indice vaut 100 dans le domaine fragile, et 0 dans le domaine ductile.



**Figure III.19** – Courbe de transition fragile-ductile d’un acier ferritique faiblement allié mettant en évidence les domaines de rupture en fonction de la température.

#### d) Influence de la triaxialité des contraintes

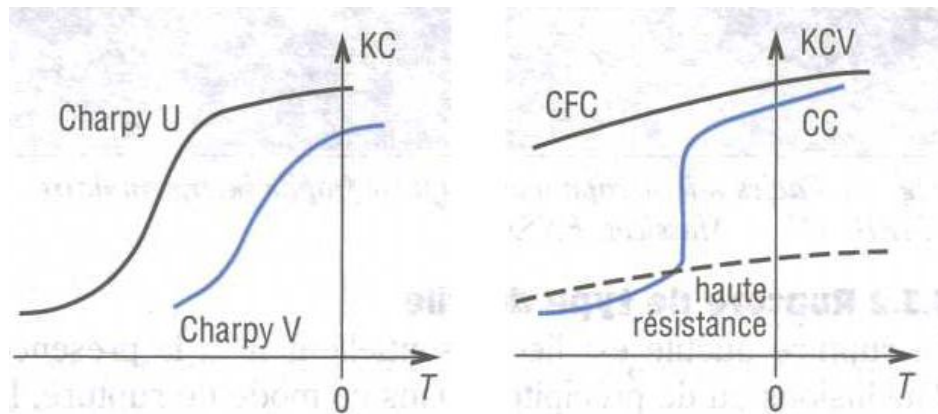
Cette influence est en évidence par exemple à partir de l’acuité de l’entaille. La figure III.20a montré la comparaison de résultats obtenus sur des éprouvettes Charpy U et Charpy V. Plus la triaxialité des contraintes est forte (Charpy V), et plus la température de transition est élevée.

#### e) Influence de la structure du matériau

L’existence ou la non-existence d’une transition ductile-fragile est fonction de paramètres particuliers :

- les métaux CC présentent en général une telle transition ;
- les métaux CFC, les matériaux à haute résistance n’en présente pas (Figure III.20b)

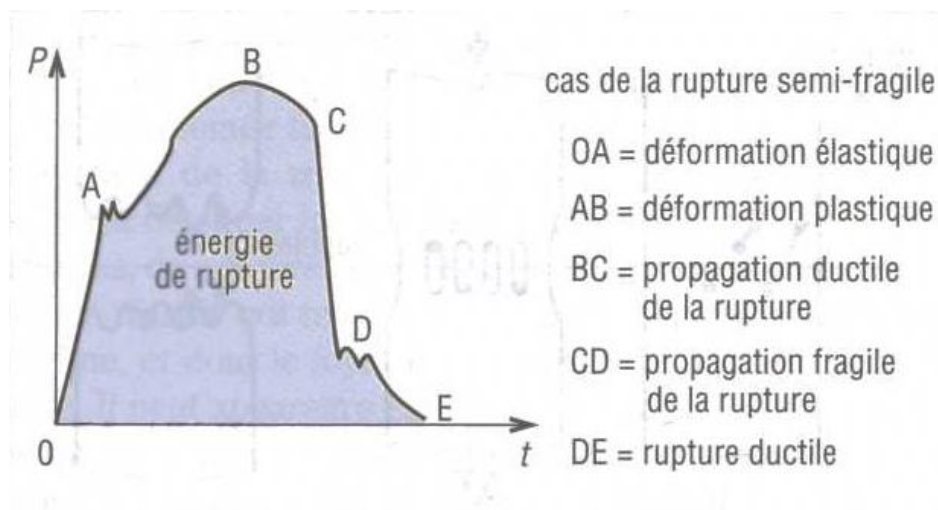
On peut également retenir que l’affinement du grain qui a une influence sur la limite élastique, en a également une sur la température de transition qui diminue lorsque la taille des grains diminue. L’affinement du grain conduit donc à une augmentation de la limite élastique et de la résilience d’un matériau métallique.



**Figure III.20** – a) Influence de la triaxialité; b) Influence de la structure cristalline du matériau.

#### f) Essai Charpy instrumenté

Des jauges de déformation collées sur le couteau permettent d'enregistrer la courbe d'effort de pliage en fonction du temps pendant l'essai de résilience. La forme des courbes dépend du type de rupture fragile ou ductile (Figure III.21). Ces enregistrements permettent de mieux caractériser le pourcentage de rupture fragile et l'énergie consommée au cours des différents stades de l'essai.



**Figure III.21** – Courbes d'essai Charpy instrumenté.

#### g) Energie de rupture sur crrique nulle (ECO)

Cet essai, décrit dans le norme A 03-181, est un essai de “résilience améliorée”, plus discriminatoire dans le domaine des faibles énergies (rupture fragile) pour les essais de résilience KCU et KCV.

Il consiste à rompre, sur un mouton-pendule, un certain nombre d'éprouvettes de résilience (entaille en V) **préfiissurées par fatigue**. Les énergies de rupture obtenues sont reliées aux longueurs de fissure initiale tendant vers zéro.

La norme A 03-184 donne des informations complémentaires sur cet essai, en particulier les corrélations avec la valeur  $K_{IC}$  de la ténacité à la rupture.

## III.2.2 Essais dynamiques

### III.2.2.1 Notions Fondamentales

A moyenne et surtout à haute vitesse de déformation, correspondant aux niveaux de sollicitation imposés par un choc, le comportement du matériau change radicalement, et son étude ne peut plus être simplement faite par extension des lois élasto-plastiques conventionnelles. En effet, la résistance du matériau, qui dépend alors surtout de la vitesse de déformation, s'accroît fortement jusqu'à atteindre plusieurs fois l'ordre de grandeur de la valeur en quasi statique. A la notion d'écrouissage, se substitue celle de la réponse du matériau à une onde de contrainte, respectivement de choc, avec une partie dominante élastique précédant celle plastique, et obéissant aux principes relatifs à la propagation et à la réflexion des ondes. De même, la ductilité du matériau ne se mesure plus seulement en fonction d'un taux de déformation plastique, celle-ci ayant en fonction du taux de déformation plastique, celle-ci ayant au moins le temps suffisant pour se faire correctement (par le mouvement des dislocations), mais plutôt par sa capacité de cisaillement visqueux (en mode de déformation purement géométrique). Parallèlement, on assiste à une élévation adiabatique de la température interne du matériau, qui, du fait là aussi du peu de temps disponible, se concentre très localement le long de bandes, appelés bandes de cisaillement adiabatiques, et délimitées par la position et le niveau des ondes de contrainte citées plus haut. L'instant critique correspondant à la rupture du matériau a idéalement lieu quand la contrainte (locale) atteint la limite d'élasticité à l'impact ou limite de Hugoniot du matériau. Il a souvent lieu quand la température (locale) atteinte a rendu le matériau instable, provoquant par exemple sa fusion, ou avant cela éventuel changement de phase dans sa structure, lequel phénomène est appelé changement de phase sous choc. Ces instabilités mécanique et thermique réduisent la ductilité que peut avoir un matériau en dynamique.

Ce préambule permet de relever quelques points importants relatifs à un essai mécanique en dynamique :

- Les ondes de chocs se propagent à la vitesse du son dans le matériau, qui est beaucoup plus grand que la vitesse d'impact elle-même.
- En raison de cette réponse rapide du matériau, les dimensions de l'éprouvette d'essai en dynamique doivent être réduites pour pouvoir considérer qu'il a équilibre des forces entre deux points.
- Celles-ci doivent cependant être aussi grande que possible pour pouvoir négliger toute propagation non uniaxiale d'onde de contrainte et toute réflexion d'onde sur les bords de l'éprouvette d'essai.
- Dans un essai à haute vitesse de déformation, le chargement de l'éprouvette peut être asymétrique, c'est-à-dire s'appliquer, sans contre-réaction, d'un seul côté ou en un seul point de l'éprouvette.

### III.2.2.2 Méthodes expérimentales pour essais dynamiques

Les méthodes d'essai les plus communément utilisées, dans l'étude du comportement mécanique des matériaux sous hautes vitesses de sollicitation, sont donnée sur la figure

III.22. On fera la distinction entre la gamme des :

**vitesse moyennes de sollicitation (jusqu'à  $10^2 \text{ s}^{-1}$ )** : qui correspond au domaine du choc conventionnel dont les applications sont essentiellement civiles ;

**hautes vitesses de sollicitation (entre  $10^2$  et  $10^5 \text{ s}^{-1}$ )** : qui correspond au domaine plus marqué de l'impact ;

**très hautes vitesses de sollicitation (supérieure à  $10^5 \text{ s}^{-1}$ )** : qui correspond au domaine particulier du comportement hydrodynamique des matériaux dont les applications sont surtout militaires ou spatiales.

Mode de sollicitation	Gamme de vitesses de déformation [ $\text{s}^{-1}$ ]	Technique d'essai	Moyen de sollicitation
Compression + Impact	0,1-100	Machines servo-hydrauliques renforcées	mécanique
	0,1- $10^3$	Mouton de choc (accélééré par ressorts)	mécanique
Impact	200- $10^4$	Barres de pression d'Hopkinson en compression	canon à air/gaz
	$10^4$ - $10^5$	Ecrasement de cylindre (test de Taylor)	canon à air/gaz
Traction + Flexion	0,1-100	Machines servo-hydrauliques renforcées	mécanique
	0,1-400	Mouton pendule avec mordache pour traction	mécanique
	0,1- $10^3$	Roue volante ( <i>Flying-wheel</i> )	mécanique
Flexion	$10^2$ - $10^3$	Traction par impact	canon à air/gaz
	$10^2$ - $10^4$	Barres de pression d'Hopkinson en traction	canon à air/gaz
	$10^3$ - $10^5$	Expansion d'anneau	explosif
	$> 10^5$	Impact plan de plaque ( <i>Flyer plate</i> )	canon à 2 étages

**Figure III.22** – Principales méthodes expérimentales d'essais mécaniques en dynamique.

**Remarque III.2** *Ces installations d'essai se différencient de celles des essais quasi statiques, plus conventionnelles, par le fait qu'elles sont en général des modèles uniques. Elles sont en effet développées spécifiquement et différemment d'un laboratoire à l'autre, avec l'électronique de mesure la plus moderne qui existe. Néanmoins, les principes d'essai auxquels elles obéissent sont identiques et suivent d'ailleurs des théories relativement anciennes.*

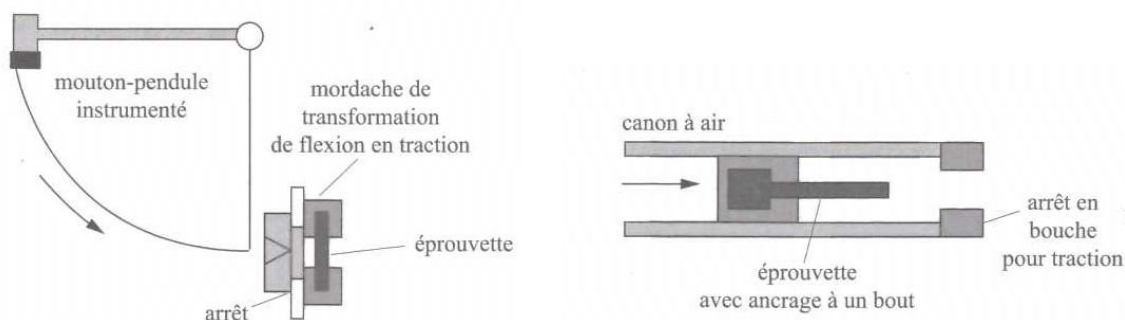
#### a) Essais de traction dynamique par modification d'autres dispositifs d'essai

Pour pouvoir solliciter une éprouvette en traction par choc ou impact, on a souvent recours à des modifications de dispositifs d'essai existants. Deux exemples sont donnés ici pour des vitesses moyennes de traction dynamique.

Le premier dispositif (Figure III.23), utilise un mouton-pendule instrumenté conventionnel (de type "Charpy") avec, serrant une éprouvette cylindrique de révolution, une mordache spécialement conçue pour transformer la charge par flexion trois points en une charge de traction. La tête d'impact (ou couteau) demeure la même que pour des essais Charpy, tout comme l'électronique de mesure de la vitesse d'impact et de la force en fonction du temps. L'équation d'équilibre des moments, en tenant compte des différentes excentricités géométriques de la mordache, permet

alors de calculer les valeurs instantanées de contrainte, de déformation et de vitesse de déformation.

Dans le second exemple (Figure III.23), un arrêt en bouche d'un canon à gaz ou à air comprimé permet de transférer la charge d'impact vers l'arrière de l'éprouvette et ainsi de l'étirer (à une seule extrémité, suivant un mode asymétrique typique en dynamique).



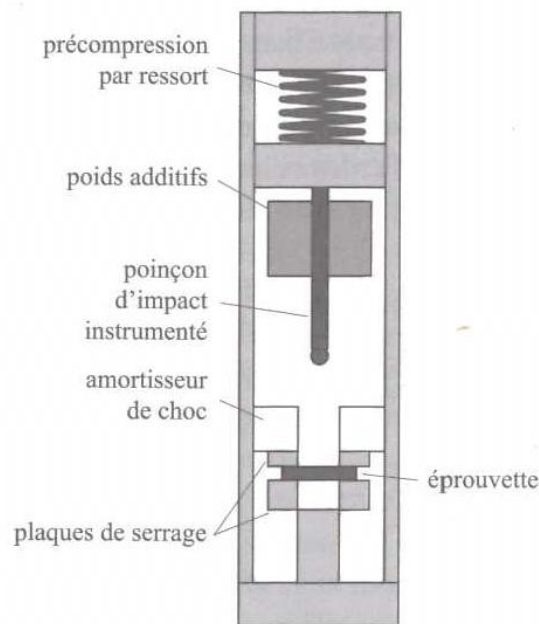
**Figure III.23** – a) Essai de traction dynamique par mouton-pendule modifié. b) Essai de traction dynamique par impact arrêté.

### b) Essai d'impact au mouton de choc instrumenté

L'essai d'impact au mouton de choc est un essai normalisé depuis longtemps, en général pour des éprouvette de forme plaquette ou tube, en matériau plastique ou composite. Comme le montre la figure III.24, l'installation se compose en premier lieu d'un poinçon d'impact instrumenté, de tête plus ou moins semi-sphérique et tombant d'une certaine hauteur en chute libre sur l'éprouvette. Le réglage de la profondeur d'impact se fait en tenant compte d'un amortisseur de choc et de la position des plaques de serrage de l'éprouvette. Une chambre climatique, avec serpentins d'azote liquide et résistances, peut aussi être conçue pour respectivement refroidir ou chauffer l'éprouvette. Pour pouvoir atteindre des vitesses d'impact élevées (avec une hauteur de chute libre restant limitée), des systèmes d'énergie additionnelle peuvent être apportés, comme suspendre au poinçon des poids additifs ou/et l'accélérer dès le début de la chute, par précompression de ressorts. En mesurant la vitesse d'impact et la force en fonction du temps et connaissant le poids de la surcharge et/ou la force de précompression des ressorts, un système informatique permet de calculer les valeurs instantanées de la profondeur de pénétration au travers de l'éprouvette, de la vitesse de pénétration et de l'énergie d'impact. Le résultat essentiel de l'essai est la valeur critique de l'énergie d'impact correspondant à l'amorçage de la rupture de l'éprouvette.

### c) Essai de compression dynamique aux barres d'Hopkinson

Pour un essai de compression dynamique aux barres de Hopkinson, un échantillon du matériau étudié est placé entre deux barres et une troisième barre, coaxiale, vient impacter l'ensemble. Deux systèmes de mesure par jauges de déformation étalonnées en force sont collés sur ces barres élastiques, à égale distance des deux faces de l'éprouvette, distance légèrement inférieure à la moitié de la longueur des barres. La barre d'impact,



**Figure III.24** – Impact au mouton de choc (accélééré).

de longueur égale à la distance entre les systèmes de jauges, est projetée sur la barre d'entrée au moyen d'un canon à gaz ou à air comprimé, qui comporte un système lumineux pour mesurer la vitesse d'impact (jusqu'à  $50 \text{ m.s}^{-1}$ ). Un autre système lumineux est placé au point d'impact et sert de déclencheur pour la mesure à l'aide des deux systèmes de jauges.

Les principes de base d'une installation d'essai aux barres d'Hopkinson sont illustrés sur la figure III.25. A l'impact, une onde élastique de compression est générée dans la barre d'entrée, et la même onde est générée en arrière, dans la barre d'impact. Cette onde incidente, qui est ensuite annulée par une onde de traction, après réflexion à l'extrémité de la barre d'impact, donne lieu à un signal incident  $\varepsilon_i$  mesuré en premier lieu par la jauge 1. A l'interface barre d'entrée/éprouvette, l'onde incidente de compression est partiellement réfléchiée en retour dans la barre d'entrée sous forme d'onde réfléchiée de traction, donnant lieu à une déformation  $\varepsilon_r$  mesurée également par les jauges 1. La seconde partie de l'onde est transmise, par l'intermédiaire de l'échantillon, dans la barre de sortie, donnant lieu à la déformation de compression  $\varepsilon_t$  maintenant mesurée par la jauge 2.

Les temps caractéristiques importants de la sollicitation sont la durée du front de montée de celle-ci (de l'ordre de  $10 \mu\text{s}$ ) et sa durée (de l'ordre de  $100 \mu\text{s}$ ) qui sont inférieures au temps d'aller-retour d'un signal dans une barre (de l'ordre de la milliseconde). Il est en général supposé que de tels essais sont homogènes avec une vitesse de déformation relativement élevée allant jusqu'à  $10^4$  *reciprocals*.

La figure III.26 montre les systèmes de barres de compression. Les barres ont des diamètres différents et sont constituées de matériaux différents (10 mm pour l'acier, 60 mm pour les mousses métalliques, voir figure III.27).

Outre l'obtention avec précision des caractéristiques mécaniques en dynamique du matériau, cette méthode d'essai permet encore, par l'observation de la forme des

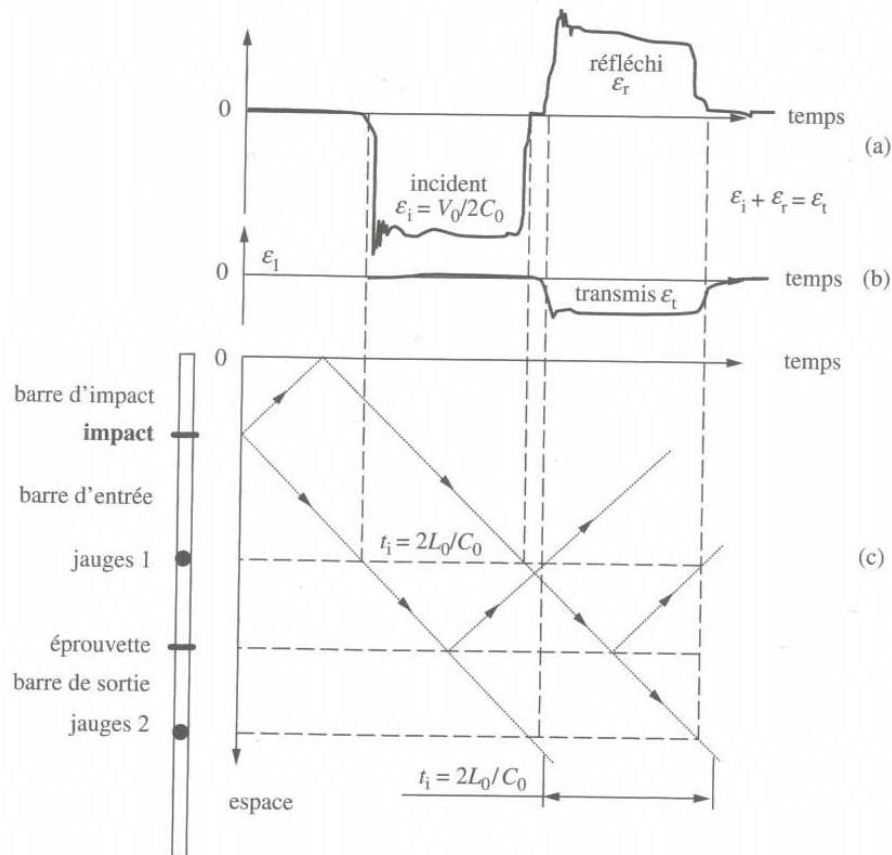


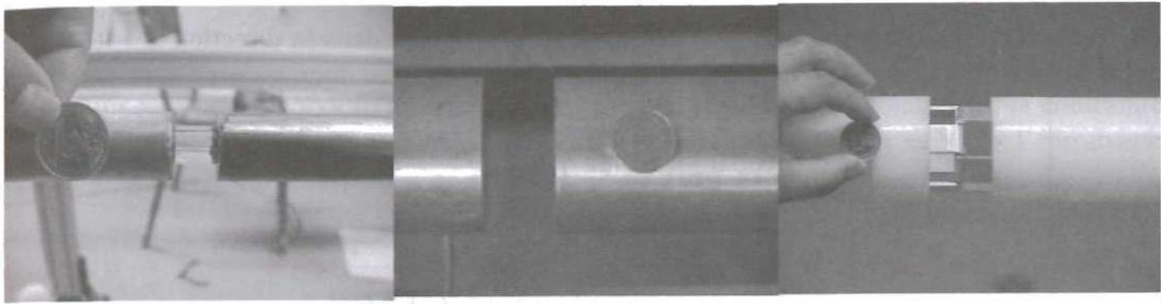
Figure III.25 – Impact au mouton de choc (accéléré).



Figure III.26 – Systèmes de barres d'Hopkinson en compression.

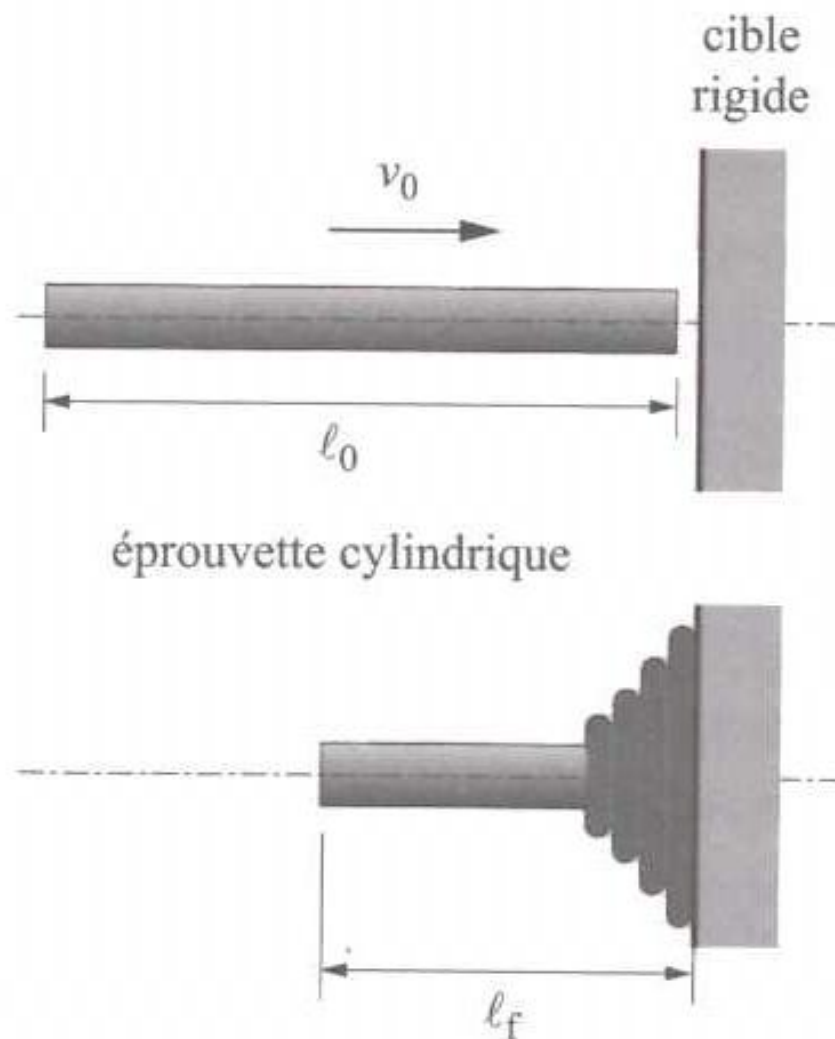
signaux des jauges, d'évaluer la ductilité du matériau et de détecter un éventuel changement de phase, par exemple pour le titane ou les aciers.

**Remarque III.3** Divers types de systèmes de barres en traction existent et beaucoup d'entre eux utilisent des barres de compression avec diverses astuces pour transformer le chargement initial de compression.



**Figure III.27** – Vues rapprochées des barres de la figure III.26. A droite, les barres de diamètre 10 mm. Au milieu et à gauche les barres de diamètre 60 mm en aluminium et en nylon.

d) Essai d'écrasement de cylindre (test Taylor)



**Figure III.28** – Test de Taylor d'écrasement de cylindre.

Comme le montre la figure III.28, le test de Taylor consiste à écraser une éprouvette du matériau à tester, de forme allongée et cylindrique, contre une paroi en matériau rigide, en la projetant à très grande vitesse (200 à 400 m.s<sup>-1</sup>) au moyen d'un canon à gaz ou à air comprimé. La simple mesure de la longueur finale de l'éprouvette permet de déterminer la contrainte d'écoulement en dynamique par l'expression suivante :

$$\sigma_{dyn} = -\frac{\rho_0 v_0^2}{2\epsilon_f} \quad \text{avec} \quad \epsilon_f = \ln\left(\frac{l_f}{l_0}\right) \quad (\text{III.13})$$

où  $\rho_0$  est la masse volumique initiale du matériau,  $l_0$  et  $l_f$  sont respectivement les longueurs initiale et finale de l'éprouvette, et  $v_0$  est la vitesse d'impact. Ce résultat d'essai varie donc fortement avec la vitesse d'impact. Il est en principe indépendant de la longueur initiale de l'éprouvette, quoique pouvant dépendre de son diamètre. L'installation de l'essai servant à effectuer le test de Taylor peut encore facilement être adapté pour tout autre type d'essai d'impact, par exemple par projection d'un projectile contre un matériau composite (étude du comportement de l'interface fibre/matrice dans les conditions extrêmes). D'autres résultats concernant le niveau de pression exercé graduellement sur l'éprouvette peuvent être obtenus en collant, sur certaines sections de l'éprouvette, des jauges de pression (piézo-résistives ou piézo-électriques). La déformation de l'éprouvette peut également être soit mesurée en utilisant un interféromètre (de vitesse ou de déplacement), soit filmée au moyen d'une caméra ultra-rapide.

## Vocabulaire anglais technique

Français	Anglais
barres d'Hopkinson	Hopkinson bar test
bille	ball
bande de cisaillement adiabatique	adiabatic shear band
cône	cone
dureté	hardness
empreinte	indentation
énergie de rupture	energy of rupture
éprouvette entaillée en V	Charpy V-notch sample
essai Charpy	impact Charpy test
essai de Taylor	Taylor test
faciès de rupture	breaking pattern
indenteur	indenter
mouton pendule	Izod machine
pyramide	pyramid
résilience	impact resistance, shock resistance
rupture ductile	ductile failure
rupture fragile	brittle failure
transition ductile fragile	ductile-brittle transition
triaxialité des contraintes	stress triaxiality

## Pour en savoir plus

### Normes

Normes pour les essais d'indentation :

- EN 10003-1 ; EN ISO 6507-1, EN ISO 6508
- NF A 03-172 ; NF A 03-173
- ISO/FDIS 14577-1 :2002
- DIN 50359 ; DIN 50359-1 ; DIN ISO 4516

Normes pour essai de résilience :

- NF EN 10045, NF/EN/ISO 14556 (2001)
- A 03-181

Normes pour essai d'impact au mouton-choc :

- DIN EN 744, DIN EN ISO 6603/1, DIN EN ISO 6603/2
- ANSI/ASTM D 2444

### Ouvrages de références

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

- S. Degallaix & B. Ilschner (2007) *Traité des matériaux 2 : Caractérisation expérimentale des matériaux I*. Presses Polytechnique et Universitaires Romandes (620.11 TRA)
- J. Barralis & G. Maeder (2002) *Précis : Métallurgie*. Nathan (669 BAR)
- J.-P. Bâillon & J.-M. Dorlot (2000) *Des Matériaux (3<sup>e</sup> édition)*. Presses Internationales Polytechnique (620.112 BAI)

### Vocabulaire anglais

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

## Exercices

### Exercice 1 : Essais de dureté

Question III.2.1 *Quelle est la différence en HRC et HRV ?*

Question III.2.2 *Rappeler le principe de l'essai Rockwell.*

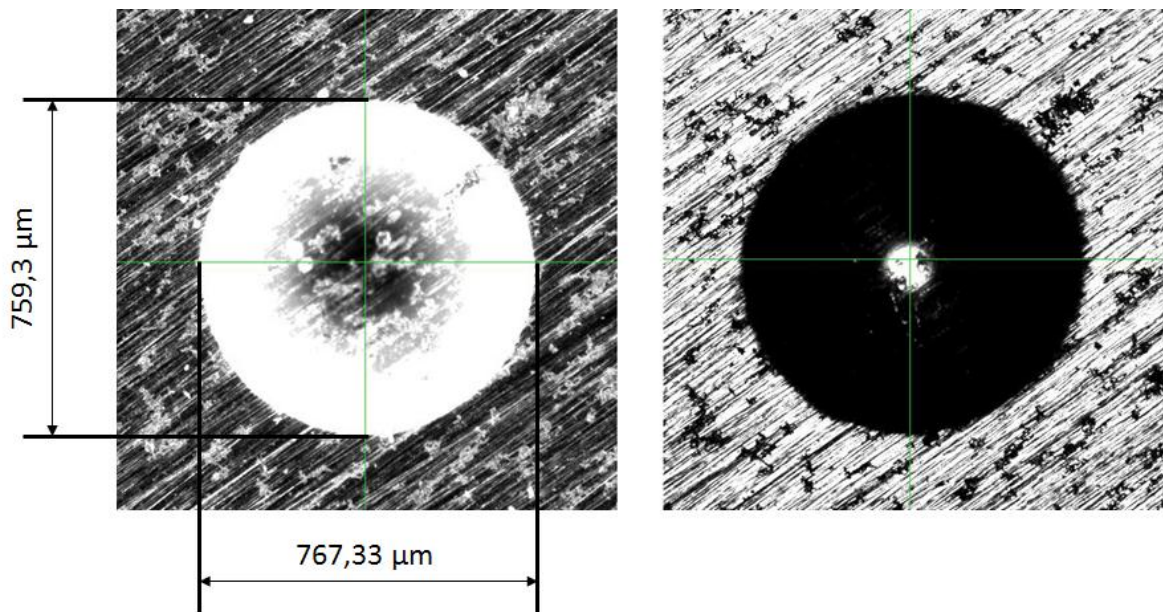


Figure III.29 – Micrographie d'une empreinte de dureté HBW 2,5/187,5. À gauche : microscopie en champ sombre, à droite : microscopie en clair.

Question III.2.3 *Déterminer la dureté correspondant à l'empreinte de la Figure III.29. Préciser le diamètre de la bille et la force appliquée.*

Question III.2.4 *Avec quels autres types de dureté Brinell peut-on raisonnablement comparer ce résultat ?*

Question III.2.5 *Dans quels cas utilise-t-on l'essai de dureté Vickers ?*

### Exercice 2 : Calcul de l'énergie de rupture

On effectue un essai de Charpy U sur une éprouvette d'acier 36MND5. Au début de l'essai le bras est à la verticale et à la fin  $\theta_f = 53,3^\circ$ .

Question III.2.6 *Déterminer l'énergie de rupture.*

Question III.2.7 *Déterminer la ténacité.*

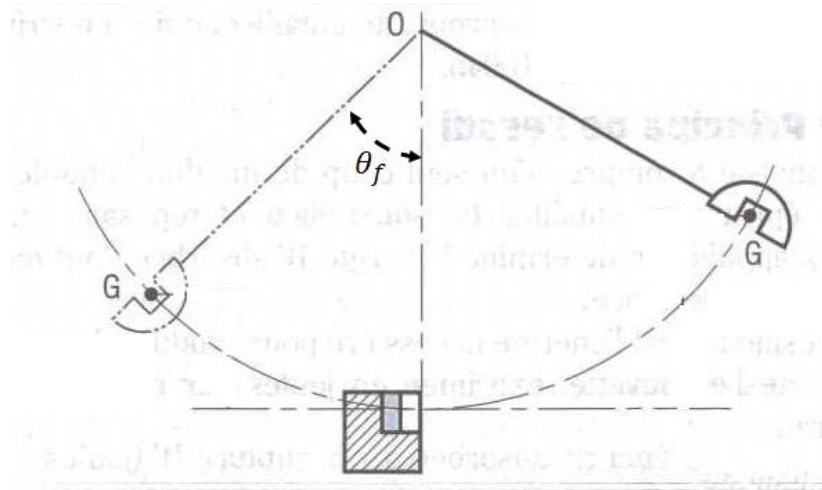


Figure III.30 – Schéma du mouton Charpy.

Données :

- Longueur du bras :  $L = 1$  m
- Masse du bras :  $m = 15$  kg
- Le centre de gravité du bras est confondu avec le point d'impact.

### Exercice 3 : Essai de Charpy instrumenté

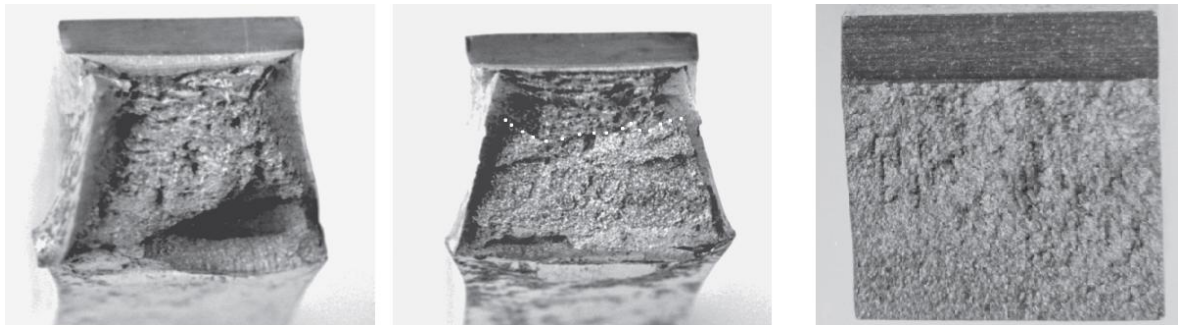


Figure III.31 – Faciès de rupture sur de l'acier 36MND5.

Question III.2.8 Déterminer la cristallinité des faciès de rupture de la figure III.31.

Question III.2.9 Commenter les courbes d'essai Charpy de la figure III.32. Sachant que chaque courbe correspond à un faciès de rupture de la figure III.31, déterminer la température d'essai associé à chaque faciès.

Question III.2.10 Commenter l'allure de la courbe d'essai Charpy instrumenté de la figure III.33.

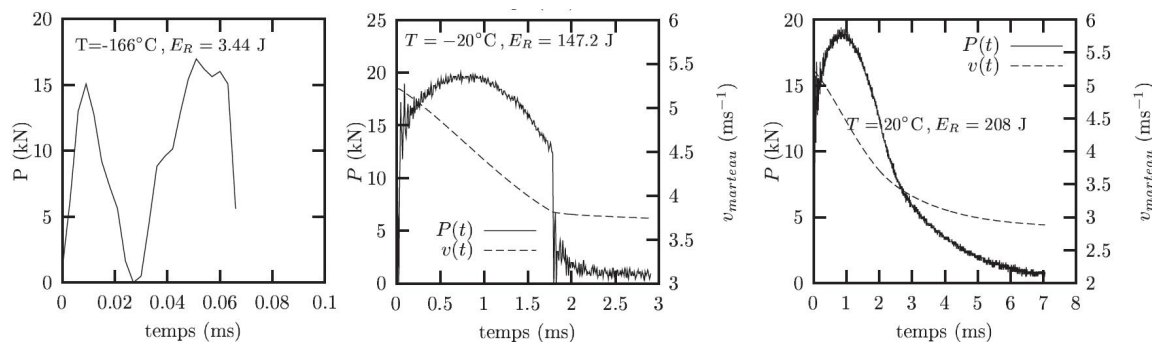


Figure III.32 – Courbes d’essai Charpy instrumenté sur de l’acier 36MND5.

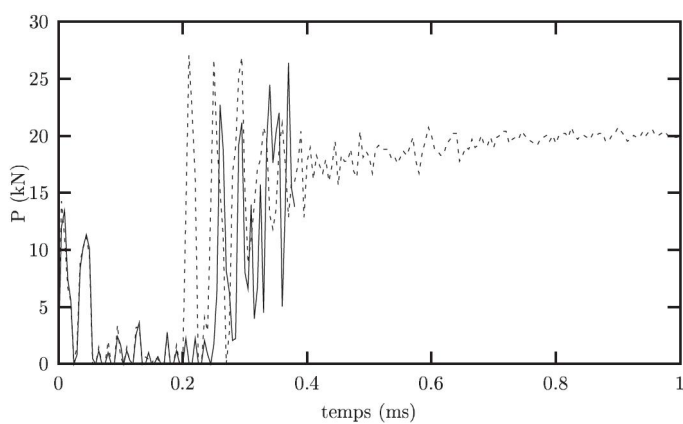


Figure III.33 – Courbe d’essai Charpy instrumenté sur de l’acier 36MND5.

### Exercice 4 : Essai de Taylor

Question III.2.11 Expliquez le principe de l’essai de Taylor.

Question III.2.12 Quelle est la différence entre la limite d’élasticité et la limite de Hugoniot ?

---

# Chapitre -IV-

## Essais mécanique III : Essais de durabilité

---

### Table des Matières

---

<b>IV.1</b>	<b>Essais de fatigue</b>	<b>120</b>
IV.1.1	Courbes d'endurances	120
IV.1.2	Essais de fatigue-endurance	122
IV.1.3	Essais de fatigue gigacyclique	131
IV.1.4	Essais de fatigue oligocyclique	135
IV.1.5	Essais de fatigue sur éprouvette CT	142
<b>IV.2</b>	<b>Essais de fluage</b>	<b>152</b>
IV.2.1	Définition. Généralité	153
IV.2.2	Machines et éprouvettes	154
IV.2.3	Présentation des résultats	158
IV.2.4	Essai de relaxation de contrainte	162

---

#### Objectifs

- Définir un cycle de chargement en fatigue.
- Interpréter une courbe S-N et PSN.
- Lire un diagramme de Goodman-Smith.
- Construire une courbe de fatigue - propagation.
- Interpréter les résultats d'essais de fluage.
- Identifier les paramètres de la loi de Norton et de la loi d'Arrhenius à partir d'essais de fluage.

## Exercice type

### Essai de fatigue

#### Caractérisation d'un cycle de contrainte

**Question IV.0.13** Déterminer les caractéristiques du chargement représenté sur la figure IV.1 suivantes : la contrainte maximale, la contrainte minimale, l'étendue de variation des contraintes, l'amplitude de contrainte, la contrainte moyenne, le rapport de contrainte, le rapport d'amplitude de contrainte, la période du cycle et la fréquence de sollicitation.

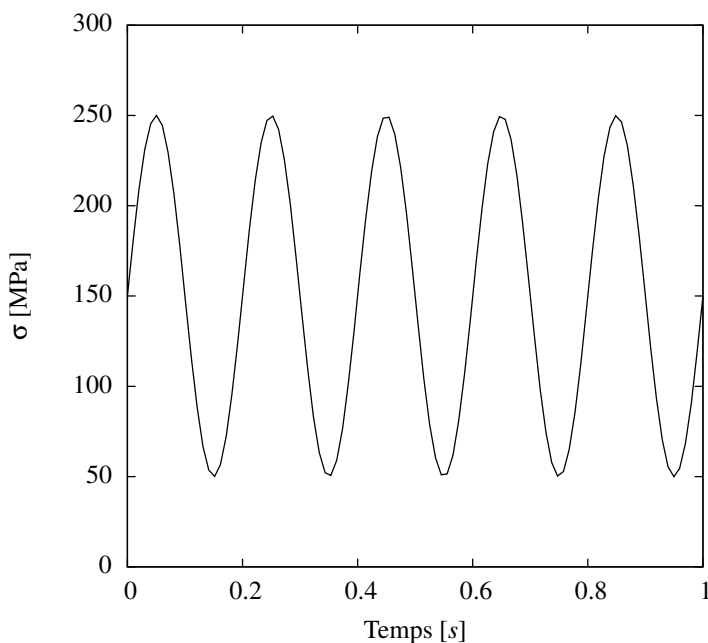


Figure IV.1 – Cycles de contrainte en fatigue.

#### Courbe de Wöhler

**Question IV.0.14** Comment obtient-on une courbe de Wöhler comme celle de la figure IV.2 ?

**Question IV.0.15** Décrire les différents domaines de fatigue sur la courbe de la figure IV.2.

**Question IV.0.16** Déterminer graphiquement la limite d'endurance  $\sigma_D$ . Quelles les autres méthodes que vous connaissez pour déterminer cette limite ?

**Question IV.0.17** Déterminer le temps nécessaire (en heure et en jours) pour atteindre  $10^9$  cycles pour trois fréquences d'essais  $f = 1\text{Hz}$ ;  $100\text{Hz}$ ;  $20\text{kHz}$

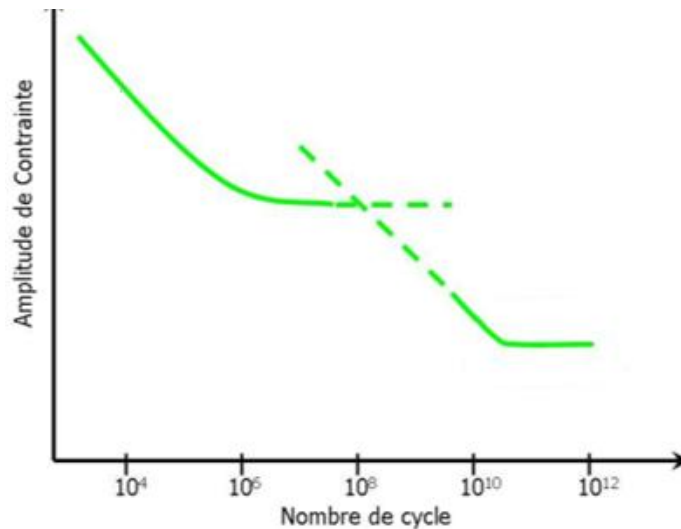


Figure IV.2 – Courbe de Wöhler.

### Fatigue endurance

**Question IV.0.18** *Comment prépare-t-on les éprouvettes pour un essai de fatigue endurance ?*

**Question IV.0.19** *Quelles sont les différents types de machine de fatigue endurance ?*

**Question IV.0.20** *De combien d'éprouvettes ai-je besoin pour construire une courbe PSN ?*

**Question IV.0.21** *Quel est le nom de diagramme de la figure IV.3.*

**Question IV.0.22** *Déterminer  $\sigma_D$  pour les deux chargements tels que  $R_\sigma = -1$  et  $R_\sigma = 0$ .*

### Fatigue oligocyclique

**Question IV.0.23** *Quelles est la particularité de la fatigue oligocycle ?*

**Question IV.0.24** *Quelles sont les pièces qui sont soumises à la fatigue oligocyclique ?*

**Question IV.0.25** *Déterminer la relation permettant de calculer la déformation plastique  $\varepsilon_p$  à partir des données mesures par la machine de traction (Force, allongement) et du module d'Young du matériau.*

**Question IV.0.26** *Dans quel cas un essai de fatigue oligocyclique peut-il être invalidé ?*

**Question IV.0.27** *Quel est le nom des diagrammes de la figure IV.4 ? Quelle est la différence entre ces deux courbes ? Quelles sont les différentes phases d'un essai de fatigue oligocyclique ?*

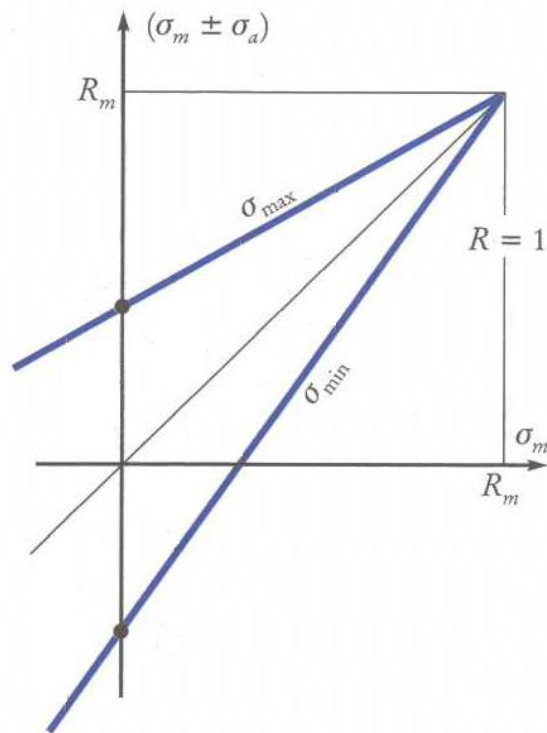
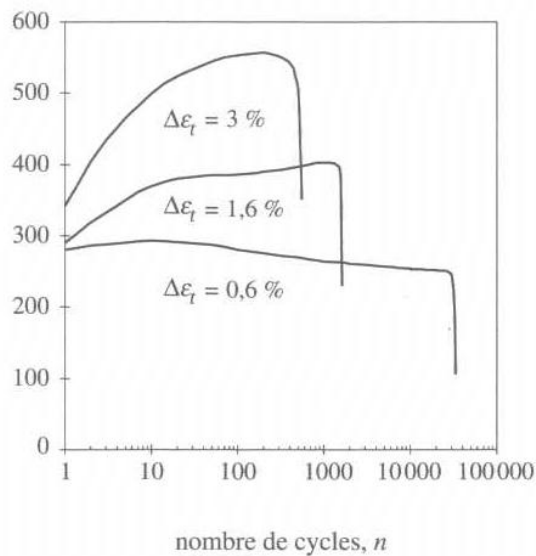
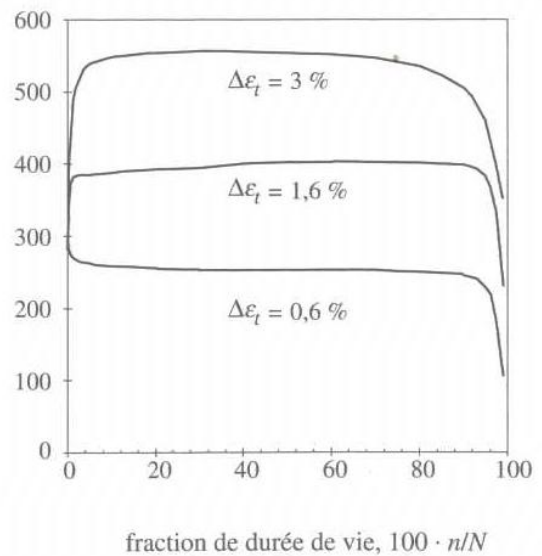


Figure IV.3 – Diagramme  $\sigma_{max}, \sigma_{min}$  vs.  $\sigma_m$ .

amplitude de contrainte,  
 $\sigma_a$  [MPa]



(a)



(b)

Figure IV.4 – Diagrammes contrainte maximale  $\sigma_{max}$  vs nombre de cycles  $n$  pour un acier inoxydable austénitique AISI 316L.

**Question IV.0.28** Quelles autres méthodes peuvent être utilisées pour représenter les résultats des essais de fatigue oligocyclique ?



## IV.1 Essais de fatigue

Lorsqu'on l'on soumet un matériau à des cycles répétés d'efforts, il subit des modifications microstructurales regroupées sous le terme général d'endommagement par fatigue, ou plus simplement de fatigue.

Cet endommagement ne se signale par aucune modification macroscopique décelable, et la rupture peut intervenir à des niveaux de contraintes peu élevés, souvent inférieurs à la limite élastique, dont la répétition constitue le danger.

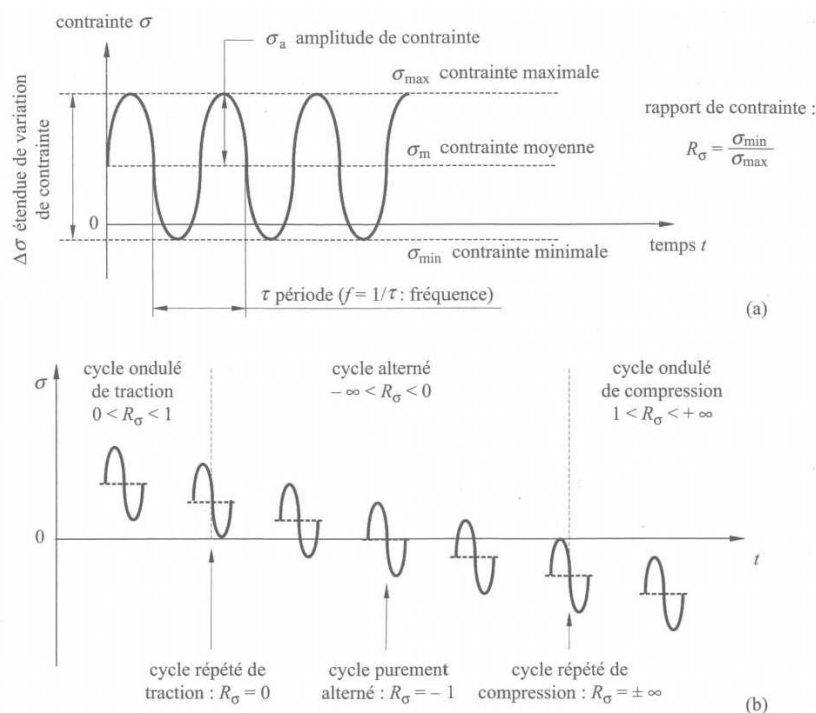
La capacité de résistance d'un matériau à la fatigue s'appelle endurance.

### IV.1.1 Courbes d'endurances

Les caractéristiques de résistance à la fatigue ou endurance d'un matériau sont généralement obtenues grâce à des essais sur éprouvettes lisses soumises à des sollicitations cycliques, en cycle sinusoïdal ou triangulaire, d'amplitude et de fréquence constante.

**Définition IV.1 (Durée de vie)** *La durée de vie est le nombre de cycles conduisant à la rupture sous un niveau de sollicitation donné. Elle est désignée par  $N$  ou  $N_f$  pour "number of cycles to failure".*

#### IV.1.1.1 Cycle de chargement



**Figure IV.6** – Cycles de contrainte en fatigue : a) paramètres caractéristiques ; b) différents types de cycles.

Un cycle de contrainte sinusoïdal sera défini par (Figure IV.6) :

- les contraintes minimale et maximale du cycle,  $\sigma_{min}$  et  $\sigma_{max}$
- l'étendue de variation de contrainte (dite souvent "variation de contrainte") :

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (IV.1)$$

- l'amplitude de contrainte :

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (IV.2)$$

- la contrainte moyenne :

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (IV.3)$$

- rapport de contrainte :

$$R_\sigma = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (IV.4)$$

- le rapport d'amplitude de contrainte :

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} = \frac{1 - R_\sigma}{1 + R_\sigma} \quad (IV.5)$$

- et enfin, la fréquence,  $f$ , inverse de la période du cycle,  $\tau$ .

**Remarque IV.1** *Seulement deux paramètres de contrainte ( $\sigma_{min}$  et  $\sigma_{max}$  ;  $\sigma_m$  et  $\Delta\sigma$  ;  $\sigma_a$  et  $\sigma_m$  ;  $\sigma_a$  et  $R_\sigma$ ) et la fréquence (ou la période) suffisent à définir un cycle sinusoïdal en contrainte.*

On parlera de sollicitation purement alternée, alternée dissymétrique, répétée ou ondulée, de traction ou de compression, suivant les signes et les valeurs des contraintes extrêmes, conformément à la figure IV.6.

#### IV.1.1.2 Diagramme de Wöhler

L'ingénieur allemand, A. Wöhler, préoccupé par la rupture prématurée d'essieux de wagons de chemin de fer, s'est attaché, vers 1870, à déterminer le comportement des matériaux soumis à la fatigue. Depuis, pour étudier la fatigue, on utilise le plus souvent la méthode suivante : on soumet des éprouvette à un type de sollicitation ( $R_\sigma$  et  $f$  connus) et pour divers niveaux d'amplitude de contrainte  $\sigma_a$ , et on mesure le nombre  $N$  de cycles requis pour entraîner la rupture de l'éprouvette. Le diagramme de Wöhler (Figure IV.7) représente la relation expérimentale entre  $\sigma_{max}$  et  $N$ . La courbe de Wöhler correspond à la valeur médiane de  $N$  (probabilité de rupture ou de survie égale à 0.5).

On distingue sur cette courbe trois domaines :

**Domaine de fatigue plastique oligocyclique** Il correspond à des niveaux de contraintes compris entre  $R_{e0.2}$  et  $R_m$  : chaque cycle conduit à une déformation plastique macroscopique  $\Delta\varepsilon_p$  et à un durcissement par écrouissage.

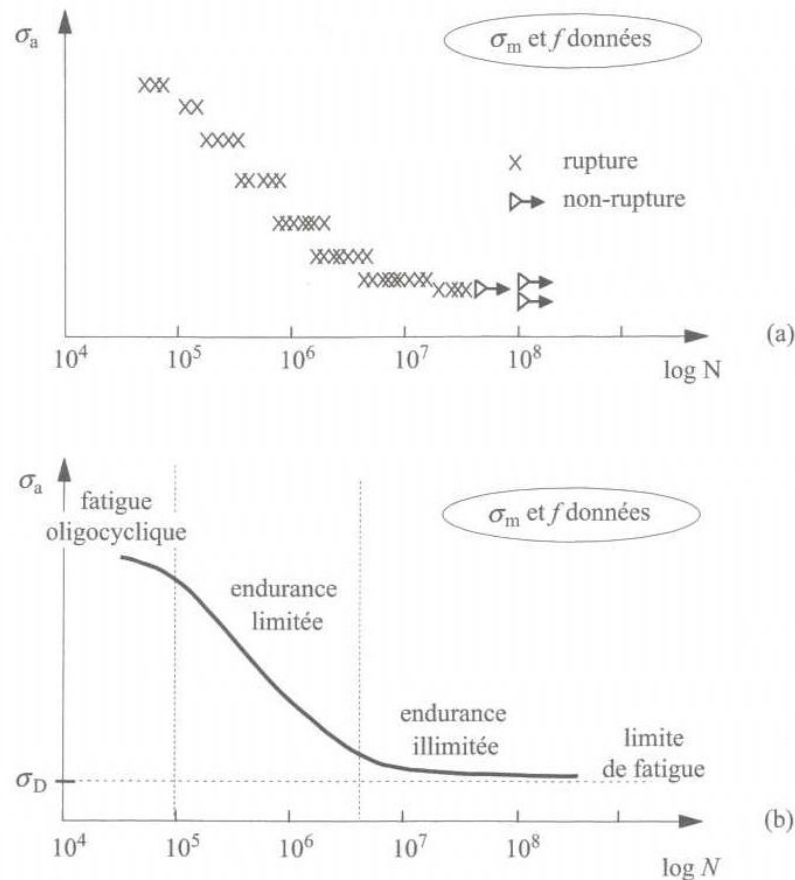


Figure IV.7 – Diagramme de Wöhler.

**Domaine d'endurance limitée** Il correspond à des niveaux de contraintes inférieurs à la limite élastique et s'étend de  $10^5$  à  $10^7$  cycles environ : c'est le domaine classique de la fatigue.

**Domaine d'endurance illimitée** Pour des contraintes maximales inférieures à une valeur  $\sigma_D$  appelée limite d'endurance, la durée de vie est supérieure à celle prévue par les essais ( $N > 10^7$  à  $10^9$  cycles).

**Remarque IV.2** Il est recommandé de noter  $\sigma_{D(N)}$  où  $N$  est le nombre de cycles maximal prévu par l'essai, car dans la pratique les structures peuvent rompre pour des contraintes inférieures à  $\sigma_D$  pour un nombre de cycles supérieur au nombre de cycles maximal prévu par l'essai. En outre, on parle de fatigue gigacyclique ou à très grand nombre de cycles pour des durées de vie supérieures à  $10^9$  cycles.

#### IV.1.2 Essais de fatigue-endurance

Ces essais sont réalisés pour caractériser les matériaux à la fois dans le domaine de la fatigue à endurance illimitée et celui de la fatigue à endurance limitée. Les essais de la fatigue-endurance sont l'objet de plusieurs normes AFNOR, mais d'aucune norme européenne ou internationale.

Les éprouvettes sont généralement sollicitées sous contrainte ou charge sinusoïdale

d'amplitude constante. De nombreux facteurs influent sur la résistance à la fatigue-endurance :

**Paramètres mécaniques :** nature de la sollicitation, forme du cycle, géométrie de l'éprouvette, état de surface, état de contraintes résiduelles ;

**Paramètres métallurgiques** structure cristalline, taille de grain, état de précipitation, état d'écrouissage, hétérogénéités microstructurales.

Les essais de fatigue-endurance concernant le domaine des grandes durées de vie, il s'agit d'essais longs. De plus, la grande dispersion des résultats impose d'effectuer un nombre relativement important d'essais au même niveau d'amplitude de contrainte ou de charge, et de réaliser un dépouillement statistique de ces essais.

La dispersion des résultats des essais de fatigue-endurance pratiqués sous des conditions nominales similaires peut provenir de diverses sources :

- dispersion due aux conditions des essais de fatigue eux-mêmes ;
- dispersion due au mode de fabrication (usinage, polissage...) des éprouvettes ;
- dispersion due au matériau lui-même, en raison du caractère aléatoire de la répartition de défaut et de celui de la microstructure.

Les deux premières sources de dispersion doivent être réduites au maximum par le plus grand soin apporté d'une part à la préparation de l'échantillon, d'autre part à la réalisation des essais. La troisième source de dispersion est en revanche intrinsèque au matériau et à ces conditions d'élaboration et de traitement thermique.

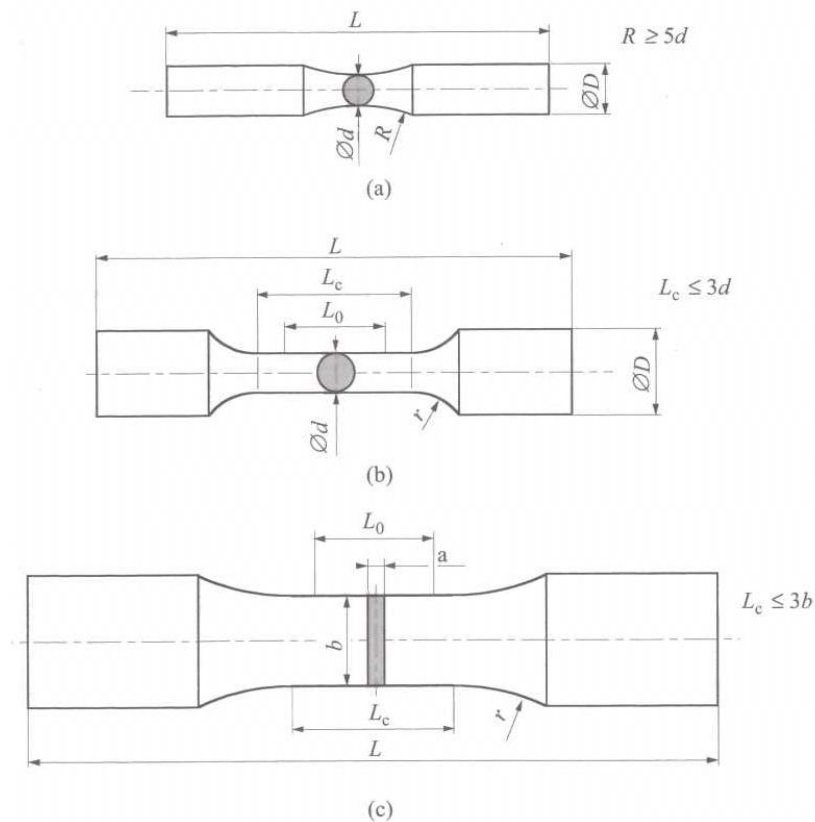
#### IV.1.2.1 Machine d'essai et instrumentation

En raison du grand nombre d'essais nécessaires à la caractérisation en fatigue-endurance des matériaux, les machines d'essai utilisées doivent être simples, robustes, rapides et de fonctionnement peu coûteux, c'est pourquoi les machines de flexion sont couramment utilisées en fatigue-endurance.

**Les machines de flexion rotative** sont à cet égard intéressantes, et utilisées dans l'industrie en "batterie" d'un grand nombre d'entre elles ; elles sont néanmoins beaucoup utilisées aujourd'hui qu'autrefois. Les éprouvette utilisées en flexion rotative sont axisymétriques et généralement de forme torique pour concentrer les contraintes dans la section minimale de l'éprouvette (Figure IV.8). L'éprouvette est animée d'un mouvement de rotation uniforme autour de son axe, à une vitesse de l'ordre de 3000 tr/min ; elle est simultanément soumise autour de son axe, à un moment de flexion d'axe fixe perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette. Les fibres, hors la fibre neutre, sont alors successivement tendues puis comprimées, les fibres circonférentielles subissant les contraintes cycliques sinusoïdales de plus forte amplitude. L'essai de fatigue par flexion rotative fait l'objet de la norme NF A 03-402.

**Les machines de flexion plane** peuvent être de conception très variée. Les machines électromécaniques à came et excentrique sont les plus adéquates, à cause de leur vitesse élevée. Elles permettent de soumettre une éprouvette de forme parallélépipédique à une flèche à variation sinusoïdale. Tous les points d'une section droite à la même distance de l'axe neutre subissent alors le même cycle de contrainte ; et s'il s'agit de flexion 4 points, toutes les sections droites subissent les mêmes sollicitations (flexion dite "circulaire").

**Les machines de traction-compression** électromécaniques ou électrohydrauliques, sont parfois utilisées en fatigue-endurance. Elles présentent néanmoins l'inconvénient majeur d'être insuffisamment rapides (20 Hz maximum pour la plupart). En revanche, les machines de traction-compression, de type électromagnétique à résonance, ou de type pulsateur hydraulique, conviennent parfaitement à ce type de sollicitation. Les éprouvettes sont alors généralement cylindriques de révolution ou non (Figure IV.8(b) et (c)); toute la partie utile de l'éprouvette, de section constante, supporte le même cycle de contrainte. Les essais de fatigue sous charge axiale font l'objet de la norme NF A 03-401.



**Figure IV.8** – Géométrie d'éprouvettes de fatigue-endurance : a) éprouvette torique pour essais de flexion rotative ; b) et c) éprouvettes cylindriques de révolution et plate à section rectangulaire pour essais de traction-compression.

#### IV.1.2.2 Préparation des éprouvettes

Les formes des éprouvettes utilisées pour les essais de fatigue-endurance ont été définies précédemment : elles sont adaptées aux modes de chargement utilisés, et leurs géométries évitent les concentrations de contrainte. Afin d'être représentatif du "matériau" et non de la "structure" qu'est l'éprouvette (caractérisée par sa forme, ses dimensions et son état de surface), les essais de fatigue-endurance doivent être pratiqués sur des éprouvettes lisses et exemptes de contraintes résiduelles. C'est pourquoi les éprouvettes doivent être usinées puis rectifiées (voire polies) pour réduire au maximum les traces d'usinage susceptibles d'être des lieux privilégiés d'amorçage des

fissures de fatigue. Les conditions d'usinage et de polissage doivent être suffisamment "douces" pour ne pas introduire de contraintes résiduelles et doivent être rigoureusement identiques pour une même campagne d'essais.

### IV.1.2.3 Pratique des essais de fatigue-endurance

Dans un essai de fatigue-endurance, seule la sollicitation appliquée est mesurée (soit en continu, soit au minimum les valeurs pic), ainsi que le nombre de cycles. En fatigue par flexion plane simple, c'est généralement le déplacement imposé (la flèche) qui est mesuré à l'aide d'un capteur, LVDT par exemple. En flexion rotative, c'est le plus souvent le moment appliqué qui est mesuré, bien souvent a priori (mesures d'une force et d'une longueur). En traction-compression, la charge appliquée est mesurée à l'aide d'une cellule de charge montée en série avec l'éprouvette.

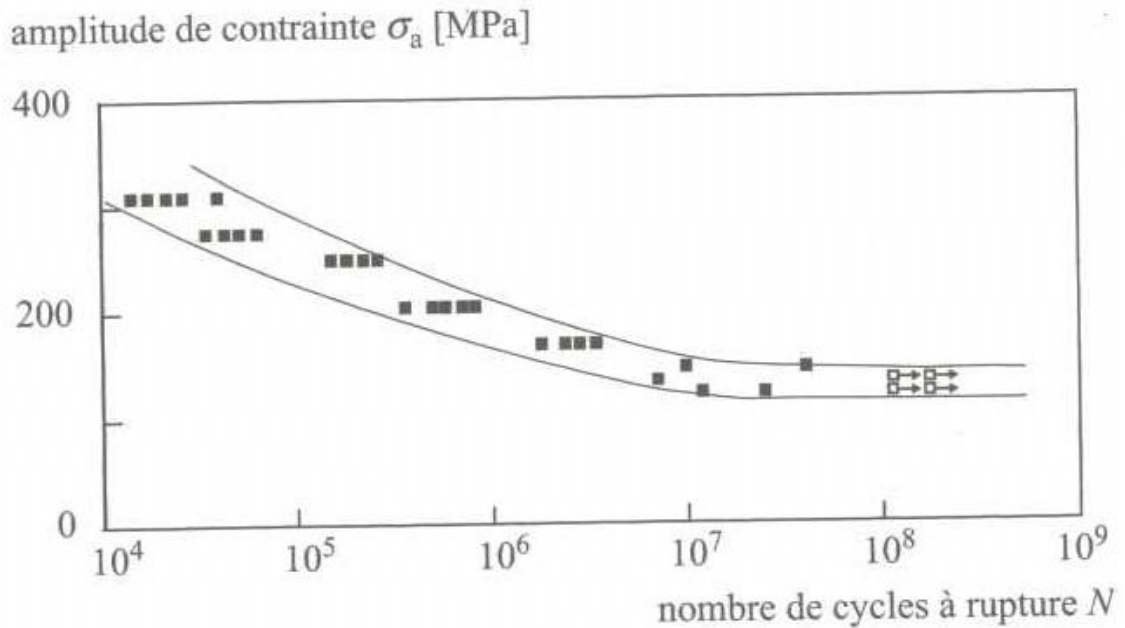
Compte tenu de l'existence d'une limite de fatigue pour bon nombre de matériaux, on définit souvent un nombre maximal de cycles au-delà duquel, si l'éprouvette ne s'est pas rompue pendant l'essai, on admet que celle-ci aura une durée de vie infinie. Ce nombre maximal de cycles est fonction de l'application technologique qui est visée par l'étude en fatigue du matériau considéré ( $10^7$  ou  $10^8$  cycles habituellement, mais  $2 \cdot 10^6$  cycles pour les joints soudés). On arrêtera alors un essai à la ruine de l'éprouvette, ou au nombre maximal de cycles défini par avance si l'éprouvette ne s'est pas rompue avant.

Le critère de ruine est communément défini en fatigue-endurance comme la rupture de l'éprouvette en deux parties. Mais il peut l'être aussi par la présence d'une fissure de taille donnée; c'est le cas pour les essais de flexion plane sur joints soudés pour lesquels le critère de ruine est conventionnellement défini par l'existence d'une fissure propagée sur la demi-épaisseur de tôle (ou le  $1/3$  de l'épaisseur). Dans ce dernier cas, il est nécessaire d'avoir une mesure de la charge si c'est la flèche qui est imposée en flexion, ou une mesure de déplacement ou de déformation si c'est la charge qui est imposée, afin de détecter la perte de rigidité correspondante de l'éprouvette. D'autres méthodes plus sophistiquées de détection d'une fissure de taille donnée existent.

### IV.1.2.4 Courbes S-N et courbes SNP

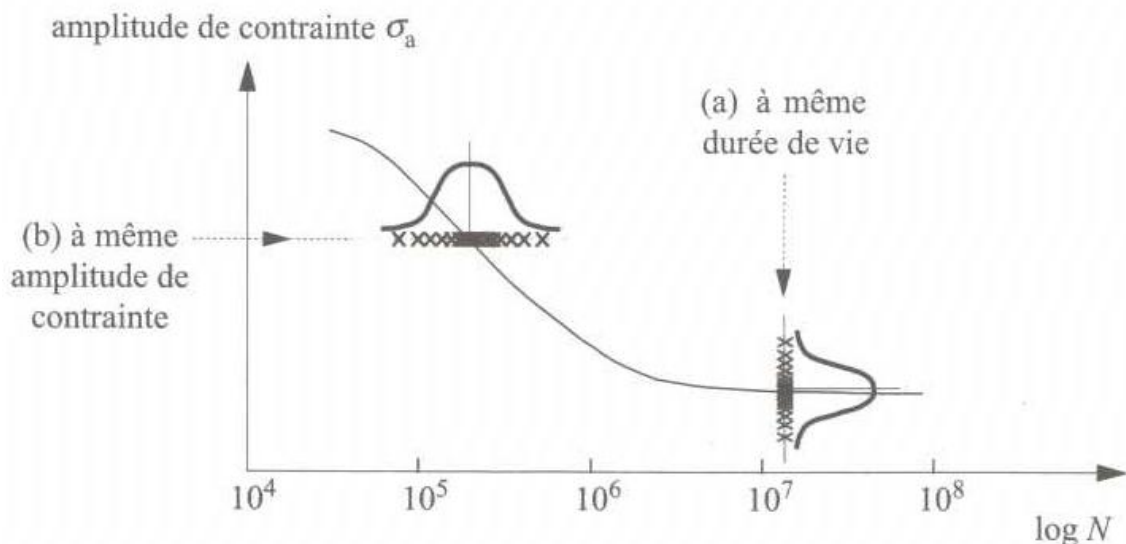
Les résultats des essais de fatigue-endurance s'expriment en termes d'amplitude de contrainte en fonction du logarithme de la durée de vie, dans le diagramme de Wöhler dit aussi diagramme S-N pour *Stress-Number of cycles to rupture* (Figure IV.9). A chaque essai sous amplitude de contrainte constante, on associe un point  $\sigma_a - \log N$  sur le diagramme. Pour un essai arrêté avant atteinte du critère de ruine adopté, le point correspondant du diagramme est affecté d'une flèche dirigée vers les durées de vie infinie. Rappelons que, pour un même diagramme de Wöhler, tous les essais doivent avoir été conduits à même fréquence  $f$  et, soit à même contrainte moyenne  $\sigma_m$ , soit à même rapport de contrainte  $R_\sigma$ .

Le traitement statistique des données des essais de fatigue-endurance fait l'objet de la norme NF A 03-405 citée précédemment. Dans la suite de ce paragraphe et sauf précision contraire, les notations traditionnelles en statistique seront utilisées; en particulier la variable considérée sera notée  $x$ , l'écart type  $\sigma$  et la moyenne  $\mu$ . En conséquence, pour éviter toute confusion, la contrainte sera notée  $S$  (pour stress en anglais).



**Figure IV.9** – Courbe S-N et bande de dispersion pour un bronze-manganèse.

L'analyse statistique des résultats d'essais de fatigue-endurance permet d'estimer la résistance à la fatigue pour une durée de vie donnée et l'écart type correspondant, et de tracer les courbes amplitudes de contrainte - nombre de cycles à rupture probabilisées (Figure IV.10).



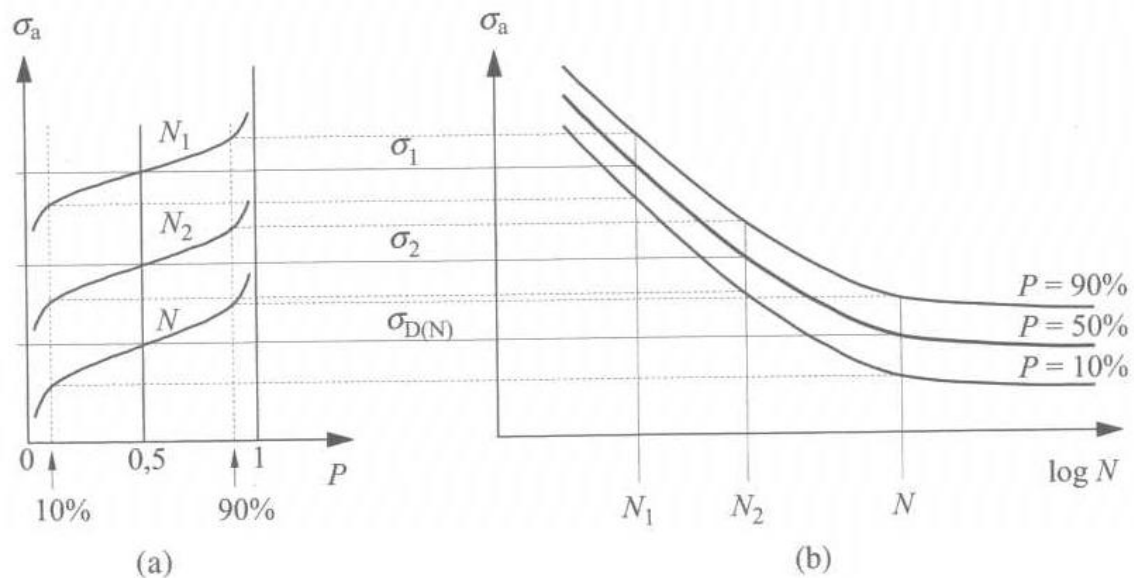
**Figure IV.10** – Courbe de distribution des durées de vie à amplitude constante et courbe de distribution des résistances à la fatigue.

On en déduit, pour une durée de vie donnée, la courbe de réponse à la contrainte, représentant la probabilité de rupture (en abscisse) en fonction de l'amplitude de contrainte appliquée (en ordonnée) (Figure IV.11a).

On peut alors tracer, à partir des courbes de réponse à la contrainte, la courbe

définissant, pour chaque probabilité de rupture  $P$ , l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles à rupture  $N$ . L'ensemble de ces courbes, pour les diverses valeurs de  $P$  définit les courbes d'équiprobabilité de rupture. La figure IV.11b présente schématiquement les courbes ainsi obtenues pour 50 %, 10 % et 90 % de probabilité de rupture. En pratique, on se réfère au moins à la courbe à 50 % de probabilité de rupture; on y ajoute bien souvent les courbes à 10 % et 5 %, voire 1 % de probabilité de rupture.

Pour beaucoup de matériaux (les aciers en particulier, en l'absence de corrosion, mais pas les alliages d'aluminium), les courbes d'équiprobabilité de rupture (ou courbes PSN pour *Probability - Stress - Number of cycles to rupture*) admettent une asymptote horizontale. Comme il a été dit précédemment, l'asymptote horizontale à la courbe d'équiprobabilité  $P = 50\%$  tend vers la limite de fatigue, notée  $\sigma_D$  (en revenant à la notation habituelle pour une contrainte). En réalité, cette limite qui n'est pas accessible (puisque aucun essai ne peut être mené jusqu'à une durée de vie infinie) n'existe pas et elle est remplacée par la limite d'endurance conventionnelle pour une durée de vie  $N$  donnée, appelée limite d'endurance à  $N$  cycles et notée  $\sigma_{D(N)}$  (avec la encore la notation habituelle pour une contrainte) (Figure IV.11b). A cette limite d'endurance à 50 % de probabilité de rupture, on associe généralement son écart type  $\sigma_s$ ;  $(\sigma_D + \sigma_s)$  correspond à  $P = 84\%$ , tandis que  $(\sigma_D - \sigma_s)$  correspond à  $P = 16\%$ .



**Figure IV.11** – Tracé des courbes PSN à partir des courbes de réponse à la contrainte : a) courbes de réponse à la contrainte pour  $N_1$ ,  $N_2$  et  $N$  cycles ; b) courbes PSN à 10 %, 50 % et 90 % de probabilité de rupture.  $\sigma_{D(N)}$  : limite d'endurance à  $N$  cycles.

#### IV.1.2.5 Méthodes d'estimation de la limite d'endurance

La connaissance de  $\sigma_D$  est une donnée essentielle pour la conception d'une structure devant résister à la fatigue-endurance. Mais il s'agit d'une grandeur longue à obtenir expérimentalement, en raison d'une part des grandes durées de vie associées, et d'autre part de la grande dispersion attendue dans les résultats, et donc du grand nombre

d'essais nécessaires. Rappelons que ce qu'ici  $\sigma_D$  est en fait toujours la limite d'endurance conventionnelle  $\sigma_{D(N)}$  définie pour un nombre de cycles  $N$  choisi conventionnellement selon l'application considérée.

#### a) Estimation de la limite d'endurance à partir des caractéristiques de traction simple

De nombreux auteurs ont tenté de relier la limite d'endurance  $\sigma_D$  à des caractéristiques mécaniques plus simples à acquérir expérimentalement,  $R_e$ ,  $R_m$  en particulier. Pour les aciers et pour les alliages d'Aluminium, les meilleurs résultats semblent obtenus en exprimant  $\sigma_D$  en fonction de la résistance à la rupture  $R_m$ . On citera à titre d'exemple la relation proposée par le CETIM pour  $\sigma_{D(10^7)}$ , déterminée à partir d'environ 500 résultats sur des aciers de résistance à la rupture  $R_m$  variant de 300 à 2 000 MPa :

$$\sigma_D = R_m (0.58 - 1.1 \cdot 10^{-4} R_m) \quad (\text{IV.6})$$

avec  $\sigma_D$  et  $R_m$  en MPa, et un coefficient de corrélation de 0.93; l'écart type sur la valeur de la limite d'endurance est de l'ordre de  $0.1 \sigma_D$ .

#### b) Influence du mode de sollicitation

Il a été observé expérimentalement que le mode de sollicitation a une influence sur la limite d'endurance. Bien que cette influence dépende de la nature du matériau considéré, il est admis dans la pratique que l'on obtient une bonne estimation de la limite d'endurance en flexion plane, en traction - compression et en torsion, en multipliant la valeur de  $\sigma_D$  obtenue en flexion rotative par un facteur égal à 1.05, 0.9 et 0.6 respectivement.

#### c) Méthodes expérimentales

Plusieurs méthodes expérimentales plus ou moins précises ont été proposées pour obtenir  $\sigma_D$  et éventuellement son écart type. Leur principe général consiste en une succession d'essais à différents niveaux (à raison en général d'une éprouvette par niveau), dont l'ordre et d'échelonnement dépendent de la méthode considérée. Afin de ne pas perdre trop de temps, il est nécessaire, pour chacune de ces méthodes, d'estimer a priori l'ordre de grandeur de la limite d'endurance recherchée et, le cas échéant, celui de son écart type. Cela permet de définir correctement les niveaux de contrainte des premiers essais et l'espacement entre niveaux de contrainte de deux essais successifs. On pourra se reporter à des ouvrages spécialisés pour plus de détails concernant ces méthodes. Nous nous contenterons de donner ici leurs caractéristiques en termes de nombre d'éprouvettes utilisées et de précision attendue (Tableau IV.1).

En première approximation, les méthodes proposées sont d'autant plus précises que le nombre d'essais pratiqués, donc le nombre d'éprouvettes utilisées, est important.

Pour la méthode des probéts, il est nécessaire de prévoir au moins 60 à 80 essais (le meilleur résultat est obtenu avec 150, voire 200 essais!). En raison de ce nombre important d'éprouvettes, cette méthode est très rarement utilisée en pratique, en dépit de son excellente précision. La méthode de l'escalier (stair-case en anglais) est la plus

simple, mais nécessite de pratiquer les essais les uns après les autres. Ces deux méthodes sont les seules, parmi celles citées ici, à donner une estimation de l'écart type, pour laquelle toutefois une certaine prudence s'impose lorsque le nombre d'éprouvettes est inférieur à 50. La méthode de l'escalier est la plus utilisée actuellement.

La méthode d'itération est très rapide, mais elle est plus délicate à mettre en œuvre, surtout si la limite d'endurance est mal estimée au départ et que les résultats sont très dispersés. Dans ce cas, on peut utiliser plusieurs éprouvettes à chaque niveau, mais la méthode de l'escalier devient préférable. La méthode des  $K$  éprouvettes non rompues, qui utilise un nombre réduit d'éprouvettes, ne donne qu'une estimation approchée.

Enfin deux méthodes, à pratiquer sur un nombre très restreint d'éprouvettes, ont été proposées pour avoir une première évaluation de la limite d'endurance. Elles permettent en particulier de choisir le niveau de contrainte de départ pour chacune des autres méthodes précédemment citées. Il s'agit de la méthode de Prot, qui ne demande que quelques éprouvettes (de 5 à 10) et de la méthode de Locati, qui ne demande qu'une éprouvette dans son principe (néanmoins l'essai est souvent doublé, voire triplé).

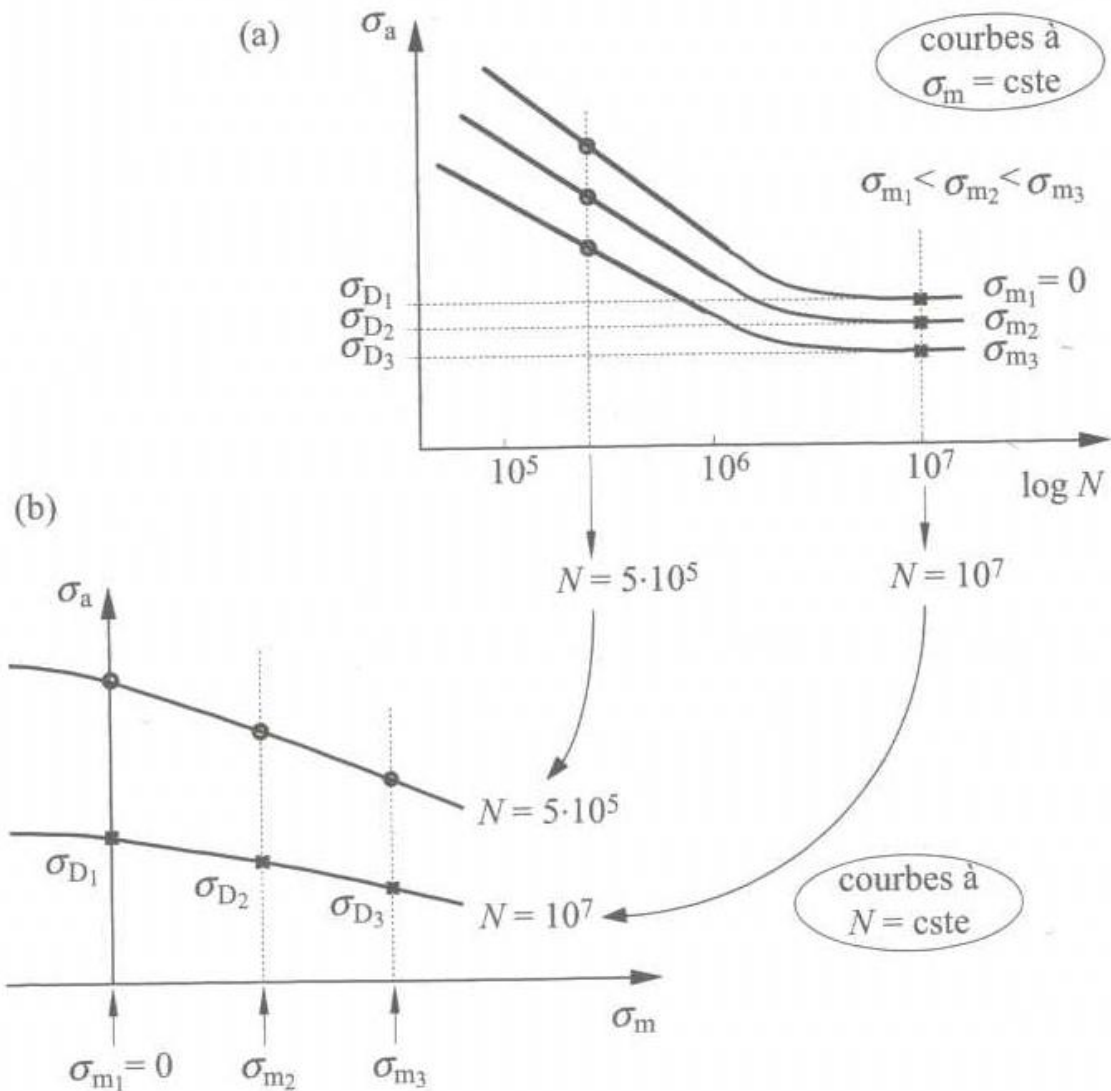
**Table IV.1** – Caractéristiques des principales méthodes de détermination de la limite d'endurance

Méthode	Nombre d'éprouvettes nécessaires et précision attendue			
	grossière	approchée	moyenne	précise
de Locati	1	–	–	–
de Prot	5 à 10	–	–	–
des $K$ éprouvettes	–	10 à 15	–	–
d'itération	–	10 à 15	15 à 40	–
de l'escalier	–	10 à 15	15 à 40	> 40
des probits	–	–	–	> 60

#### IV.1.2.6 Effet de la contrainte moyenne

##### a) Effet de la contrainte moyenne - Phénoménologie

On a vu précédemment que la courbe de Wöhler et les courbes d'équiprobabilité de rupture étaient définies à contrainte moyenne imposée (parfois à rapport de contrainte RU imposé). Le plus souvent, on caractérise le matériau sous contrainte purement alternée ( $\sigma_m = 0$ ;  $R_\sigma = -1$ ), puis on étudie l'influence d'une contrainte moyenne non nulle dans la même direction de sollicitation. L'augmentation de la contrainte moyenne  $\sigma_m$  (appelée encore contrainte statique, tandis que la contrainte alternée est appelée contrainte dynamique) conduit à une réduction de la résistance à la fatigue d'un matériau. La figure IV.12a montre de façon schématique comment se situent, dans un diagramme de Wöhler, les courbes de résistance à la fatigue pour trois valeurs de contrainte moyenne telles que  $\sigma_{m1}(= 0) < \sigma_{m2} < \sigma_{m3}$ .



**Figure IV.12** – a) Effet de la contrainte moyenne sur la résistance à la fatigue-endurance ; b) construction schématique du diagramme d'endurance de Haigh.

### b) Diagrammes d'endurance

Si on dispose de courbes  $\sigma_a - \log N$  pour un nombre suffisant de valeurs de  $\sigma_m$ , il est aisé de construire des courbes  $\sigma_a - \sigma_m$  (ou diagramme de Haigh, Figure IV.12b) à durée de vie  $N$  constante. La figure IV.12b montre la construction de deux telles courbes iso-durées de vie, l'une dans le domaine de l'endurance "illimitée", l'autre dans le domaine de l'endurance limitée. Le domaine de non-rupture probable est situé à chaque fois entre la courbe ainsi construite et l'axe des abscisses.

De façon plus générale, toute représentation graphique permettant de décrire, pour une même durée de vie  $N$ , l'évolution de l'amplitude de contrainte alternée admissible  $\sigma_a(N)$  (en endurance limitée) ou  $\sigma_{aD}(N)$  (en endurance illimitée) en fonction de la contrainte moyenne appliquée  $\sigma_m$  est appelée diagramme d'endurance. Les diagrammes d'endurance les plus couramment utilisés sont :

- le diagramme de Haigh, déjà présenté figure IV.12b, qui définit l'amplitude de contrainte cyclique admissible  $\sigma_a$  en fonction de  $\sigma_m$  ;
- le diagramme de Goodman-Smith, présenté schématiquement figure IV.13 qui définit les contraintes maximale  $\sigma_{max}$  et minimale  $\sigma_{min}$  admissibles en fonction de  $\sigma_m$ .

Comme les courbes de Wöhler, les diagrammes d'endurance peuvent être probabilisés.

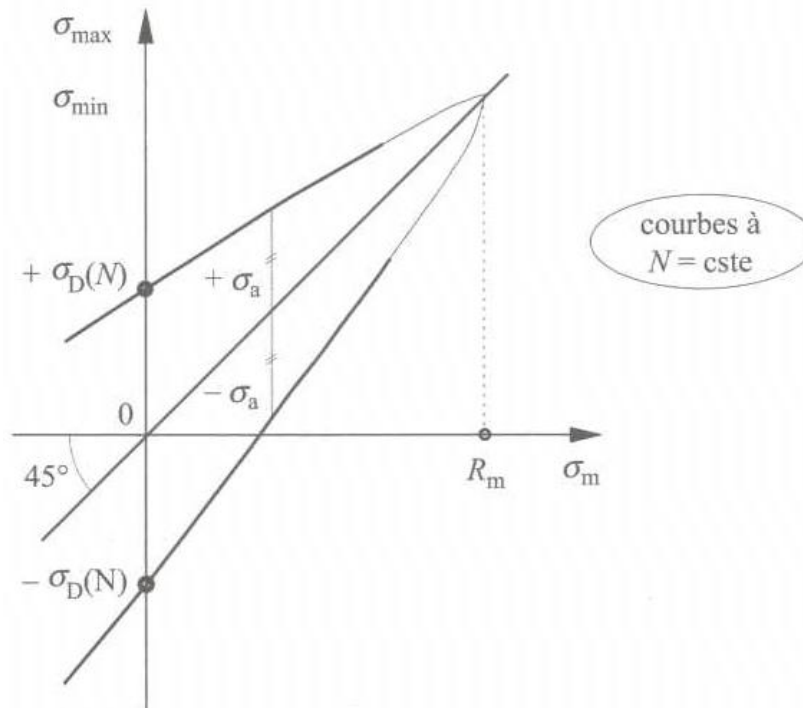


Figure IV.13 – Diagramme d'endurance de Goodman-Smith.

### IV.1.3 Essais de fatigue gigacyclique

#### IV.1.3.1 Machine d'essai et instrumentation

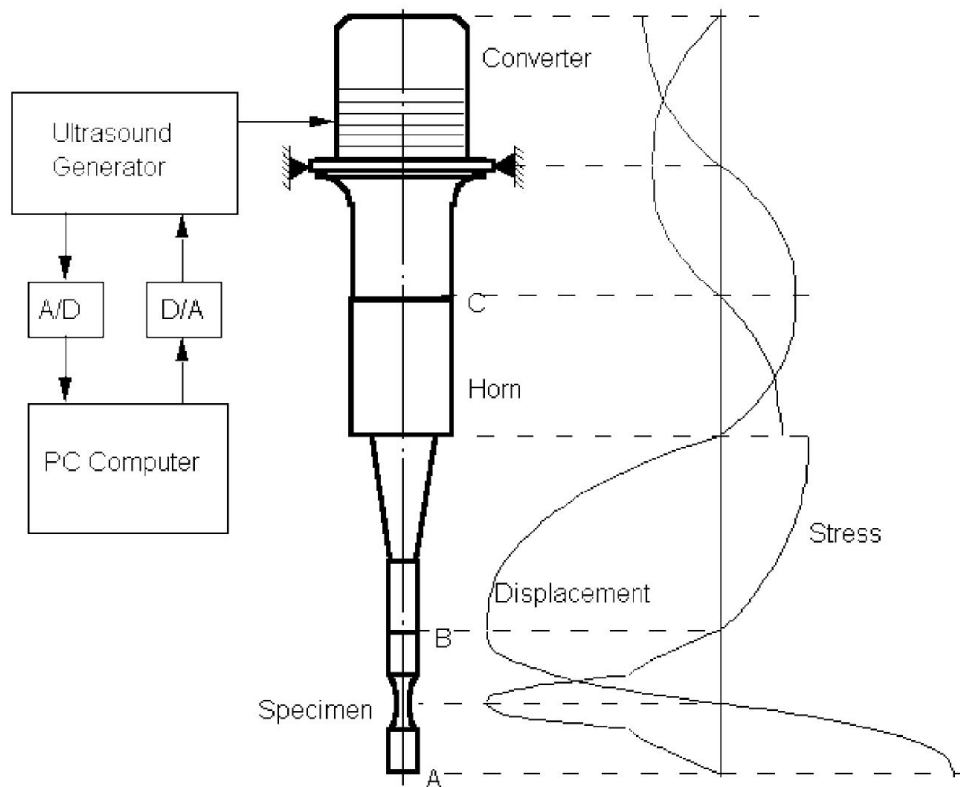
Afin de réaliser des essais de fatigue à très grand nombres de cycles ( $N > 10^8$  cycles), on utilise une machine de fatigue ultrasonique ayant une fréquence de sollicitation de 20 kHz. Cette fréquence élevée permet d'atteindre le domaine de la fatigue à très grand nombre de cycle avec une durée raisonnable. Par exemple, pour atteindre  $10^9$  cycles, il faut environ 14 heures avec une fréquence de 20 kHz alors qu'il faut plus de 3 ans à 100 Hz avec une machine hydraulique conventionnelle.

Le principe de cette machine est basé sur la conversion d'un signal électrique en signal mécanique à l'aide d'un transducteur piézoélectrique. La fréquence des deux signaux, électrique et mécanique, est la même, elle doit correspondre à la fréquence de résonance de l'éprouvette. L'éprouvette sera en vibration libre et résonnera selon son premier mode de traction-compression.

Une machine de fatigue ultrasonique présente les éléments suivants (Figure IV.14) :

- un générateur pour transformer un signal basse-fréquence en signal sinusoïdal ultrasonique à 20kHz ;

- un transducteur piézoélectrique transformant le signal sinusoïdal en ondes longitudinale et en vibrations ;
- une corne ultrasonique permettant d'amplifier les vibrations du transducteur dans le but d'obtenir les bonnes déformations au milieu de l'éprouvette.



**Figure IV.14** – Machine de fatigue ultrasonique.

Le transducteur piézoélectrique et la corne ultrasonique impose un déplacement à l'éprouvette. Au vue des vitesses de sollicitation, la mesure de la déformation locale et de la contrainte est impossible. Le traitement des données nécessite l'emploi de modèle prenant en compte la géométrie de l'éprouvette et les effets dynamiques.

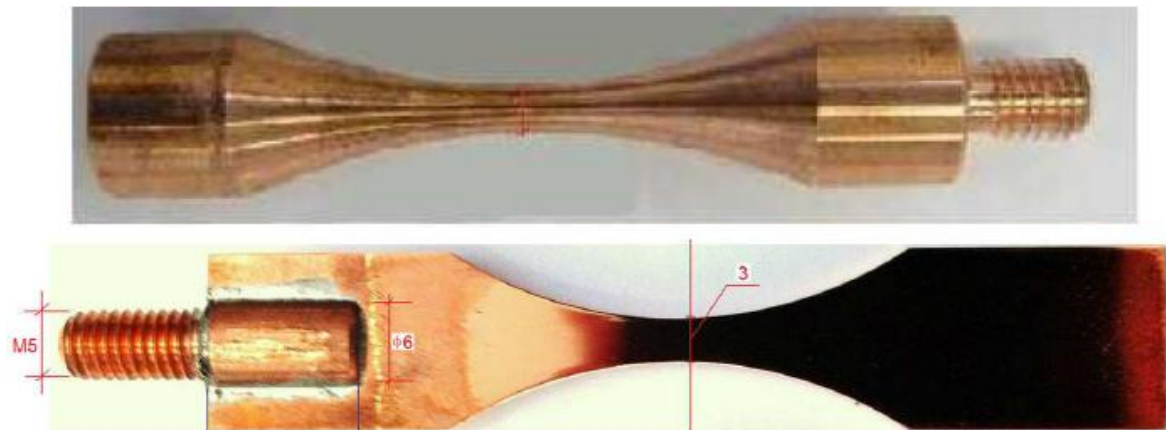
Chaque élément dans la machine ainsi que l'éprouvette doivent être dimensionnés pour vibrer dans un mode longitudinal de traction compression à une fréquence de 20 kHz. La distribution des contraintes est calculée en fonction de la géométrie de l'éprouvette de fatigue ultrasonique et de la fréquence de vibration de la machine. L'amplitude de contrainte est maximale au milieu de l'éprouvette et diminue rapidement vers les deux extrémités alors que le centre de l'éprouvette est un nœud de vibration (amplitude du déplacement nulle). L'amplitude de contrainte maximale imposée au milieu de l'éprouvette peut varier entre 18 et 300 MPa en fonction de l'amplitude de vibration du convertisseur, de la sonotrode utilisée et de la géométrie de l'éprouvette. La machine est contrôlée pour travailler dans une plage de fréquence comprise entre 19.5 à 20.5 kHz. Dans le cas de l'apparition d'une fissure d'une longueur importante ou d'un échauffement important la rigidité de l'éprouvette diminue, sa fréquence de vibration propre et la fréquence de vibration du système chutent. Quand

celle-ci sort de la gamme 19.5 – 20.5kHz, la contrainte n'est alors plus contrôlée et le système s'arrête automatiquement.

#### IV.1.3.2 Préparation des éprouvettes

La figure IV.15 montre deux types d'éprouvettes cylindrique et plate en cuivre utilisée pour les essais de fatigue ultrasonique. On note la présence d'un filetage à une extrémité des éprouvettes pour permettre la fixation à la sonotrode; l'autre extrémité est laissée libre. Afin d'assurer une fréquence de vibration dans le premier mode libre longitudinal à 20 kHz, les éprouvettes sont dimensionnées à l'aide d'un logiciel de calcul par la méthode des éléments finis. Cette étape de dimensionnement permet également de déterminer le champ de contrainte tout le long de l'éprouvette durant l'essai.

Les éprouvettes sont également polies pour pouvoir observer les micro-mécanismes de déformation plastique.



**Figure IV.15** – Exemple d'éprouvette de fatigue ultrasonique en cuivre. Le filetage à l'une des extrémités de l'éprouvette permet la fixation de l'éprouvette sur la sonotrode.

#### IV.1.3.3 Conditions d'essai

La technologie ultrasonique impose une sollicitation symétrique de traction-compression ( $R_\sigma = -1$ ). L'amplitude de contrainte est pilotée par l'intermédiaire de l'amplitude de vibration de la sonotrode.

Les déformations dans la partie utile de l'éprouvette sont mesurées à l'aide d'un jauge de déformation (Figure IV.16). La machine disposant par de cellule de charge, la contrainte est mesurée en utilisant la loi de Hooke du matériau car l'amplitude de déformation  $\sigma_a \approx R_e/2$  reste bien inférieure à la limite d'élasticité  $R_e$ .

La température dans l'éprouvette augmente pendant l'essai de fatigue. Surtout pour les essais de fatigue ultrasonique où la fréquence de sollicitation est très élevée. En effet, la température dans l'éprouvette augmente très rapidement ce qui entraîne une diminution de la durée de vie. Pour éviter les effets liés à la température, il existe 2 méthodes :

**Sollicitation par des blocs (“pulse and pause”)** L'éprouvette est sollicitée par des blocs d'un nombre de cycles déterminé pour que la température de



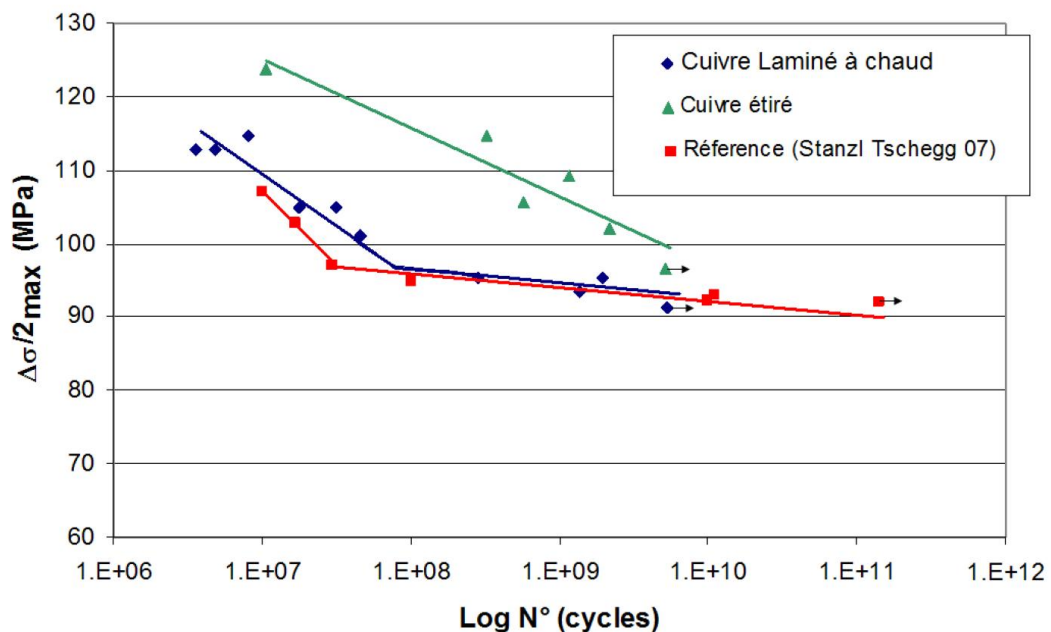
**Figure IV.16** – Epreuve de fatigue ultrasonique en cuivre équipée d'une jauge de déformation.

l'éprouvette n'augmente pas trop. Le nombre de cycles dans chaque bloc dépend de l'amplitude de contrainte et du matériau.

**Refroidissent à l'air comprimé :** L'éprouvette est refroidie par un jet de l'air comprimé froid et sec à  $-3^{\circ}\text{C}$  ce qui permet de solliciter l'éprouvette en continue jusqu'à la rupture.

#### IV.1.3.4 Exploitation des résultats

Comme pour les essais de fatigue-endurance classique, les résultats sont présentés sous forme de courbe S-N ou PSN (Figure IV.17). Néanmoins la technologie actuelle des machines de fatigue ultrasonique ne permet pas changer le rapport de charge, il est donc impossible de construire le diagramme de Haigh ou celui de Goodman-Smith pour mettre en évidence les effets de la contrainte moyenne.



**Figure IV.17** – Courbes S-N pour le cuivre pur à 99.99%.

#### IV.1.4 Essais de fatigue oligocyclique

Le domaine des durées de vie  $N < 10^5$  cycles est celui de la fatigue oligocyclique, appelée souvent fatigue plastique oligocyclique. Ce nom résulte du fait que les amplitudes de contrainte appliquées conduisant à de telles durées de vie sont supérieures à la limite d'élasticité. La ruine résulte alors d'un cumul de déformations plastiques alternées.

De telles sollicitations se rencontrent essentiellement dans des structures en matériaux à faible limite d'élasticité mais susceptibles d'un écrouissage important, tels que les aciers inoxydables austénitiques (à température ambiante ou à haute température) et les alliages légers et les superalliages utilisés dans l'industrie aéronautique (à haute température). L'endommagement par fatigue plastique oligocyclique concerne principalement des zones de concentration de contrainte au droit d'entailles mécaniques ; il y existe en effet une zone plastifiée cycliquement, confinée dans un environnement élastique. L'étude du comportement et de la résistance à la fatigue de telles structures est approchée soit par des essais sur éprouvettes entaillées soumises à une charge cyclique imposée, le plus souvent uniaxiale, soit par des essais sur éprouvettes lisses soumises à une sollicitation cyclique uniaxiale.

Cette seconde approche est aujourd'hui la plus pratiquée, au moins sur les matériaux homogènes (métalliques en particulier). Ces essais sur éprouvettes lisses sont appelés essais de fatigue oligocyclique. Ils font l'objet de la norme AFNOR A 03-403 intitulée "Pratique des essais de fatigue oligocyclique" datant de 1990, mais ne font pas encore l'objet d'une norme européenne. Ils sont pratiqués à température constante. Ils peuvent être menés à charge imposée, mais le développement des machines asservies permet aujourd'hui de les mener aisément à déformation imposée.

Les essais de fatigue oligocyclique sont pratiqués industriellement dans les secteurs nucléaire et aéronautique essentiellement, étant donné l'importance de la sécurité dans ces domaines.

En résumé, l'essai de fatigue oligocyclique consiste à soumettre une éprouvette à une sollicitation cyclique de traction-compression purement alternée, à charge, déformation totale ou déformation plastique imposée, et à en déduire le comportement du matériau et la durée de vie associée.

##### IV.1.4.1 Machine d'essai et instrumentation

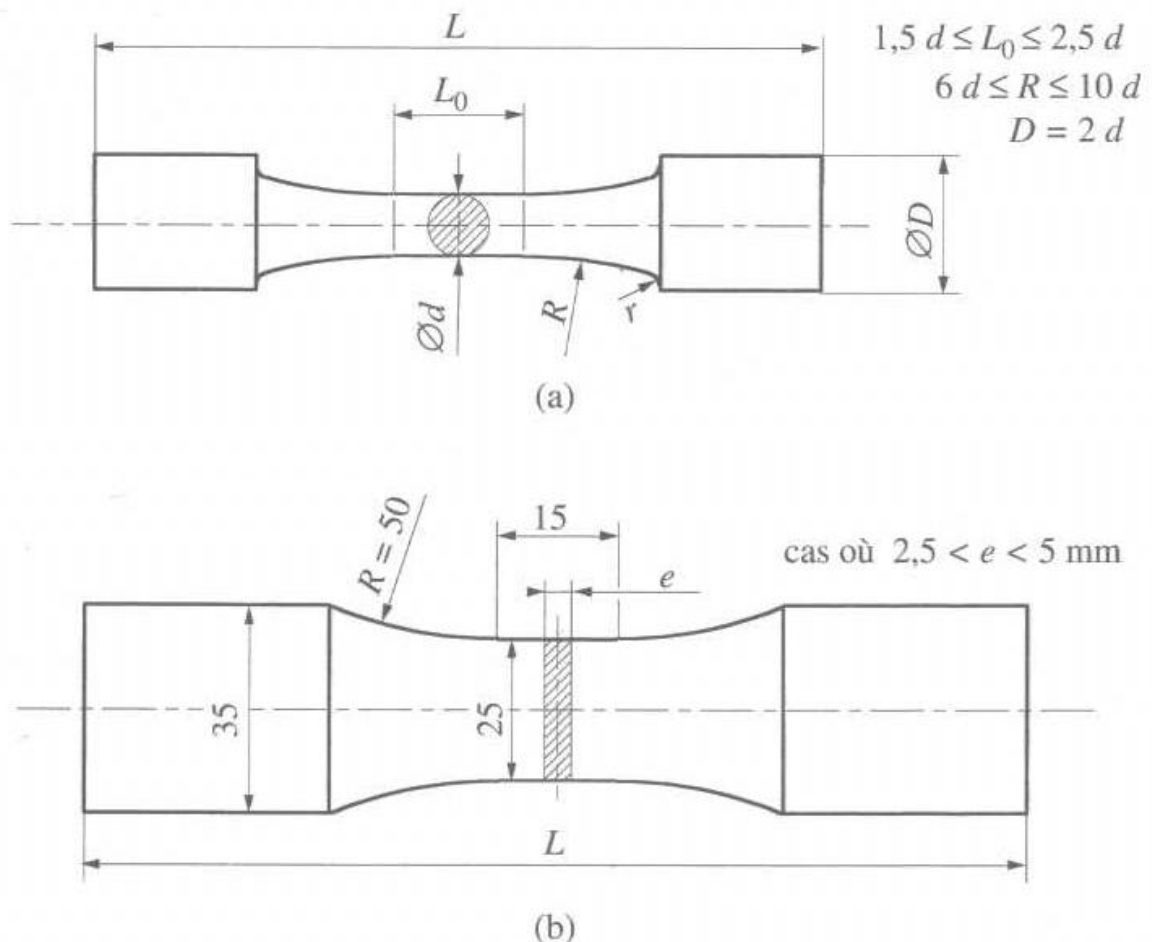
Les essais de fatigue plastique oligocyclique sont généralement pratiqués sur une machine d'essais électromécanique ou électrohydraulique asservie en charge, déformation totale ou déformation plastique. Sur ces machines, un asservissement en charge utilise le signal de la cellule de charge pour la boucle d'asservissement, tandis que la déformation de la partie utile de l'éprouvette est mesurée à l'aide d'un extensomètre. Un asservissement en déformation utilise le signal de l'extensomètre monté sur l'éprouvette, directement si l'essai est contrôlé en déformation totale (la charge est alors simplement mesurée à l'aide de la cellule de charge), après calcul de la déformation plastique à partir des mesures de la charge et de la déformation totale si l'essai est contrôlé en déformation plastique. Les extensomètres utilisés en fatigue oligocyclique doivent être très précis, en raison des faibles déformations mesurées (de l'ordre du %).

#### IV.1.4.2 Préparation des éprouvettes

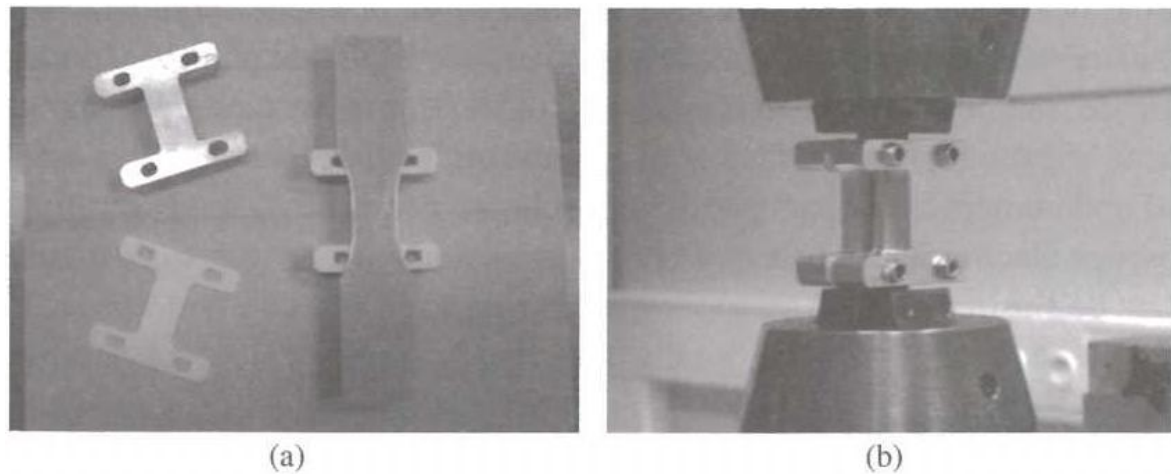
Les éprouvettes utilisées en fatigue plastique oligocyclique sont le plus souvent cylindriques, donc de section constante dans la partie utile. Elles sont relativement compactes afin d'éviter tout risque de flambage lors du passage en compression (rapport longueur utile/diamètre  $< 2$ ). La longueur de la partie utile doit néanmoins être suffisante pour que la répartition des contraintes soit uniforme dans toute section droite de la longueur de référence mesurée par l'extensomètre.

Elles peuvent être à têtes lisses ou à têtes filetées; dans le second cas, la section des parties filetées doit être de diamètre nettement supérieur à celui de la partie utile. Quelle que soit la forme des têtes, les congés de raccordement doivent être suffisamment "doux" pour éviter les concentrations de contrainte excessives pouvant conduire à un amorçage de fissure en dehors de la partie utile de l'éprouvette.

Diverses géométries adoptées sont présentées en figure IV.18. La forme de la section droite de la partie utile doit être adaptée au produit d'origine. Une forme circulaire est préférable. Dans le cas d'un produit initial plat de faible épaisseur, on utilisera des "raidisseurs" pour éviter le flambage lors du passage en compression (Figure IV.19); il conviendra alors de limiter les frottements du dispositif anti-flambage sur l'éprouvette.



**Figure IV.18** – Géométries d'éprouvettes de fatigue oligocyclique : a) éprouvette cylindrique de révolution ; b) éprouvette plate à section rectangulaire.



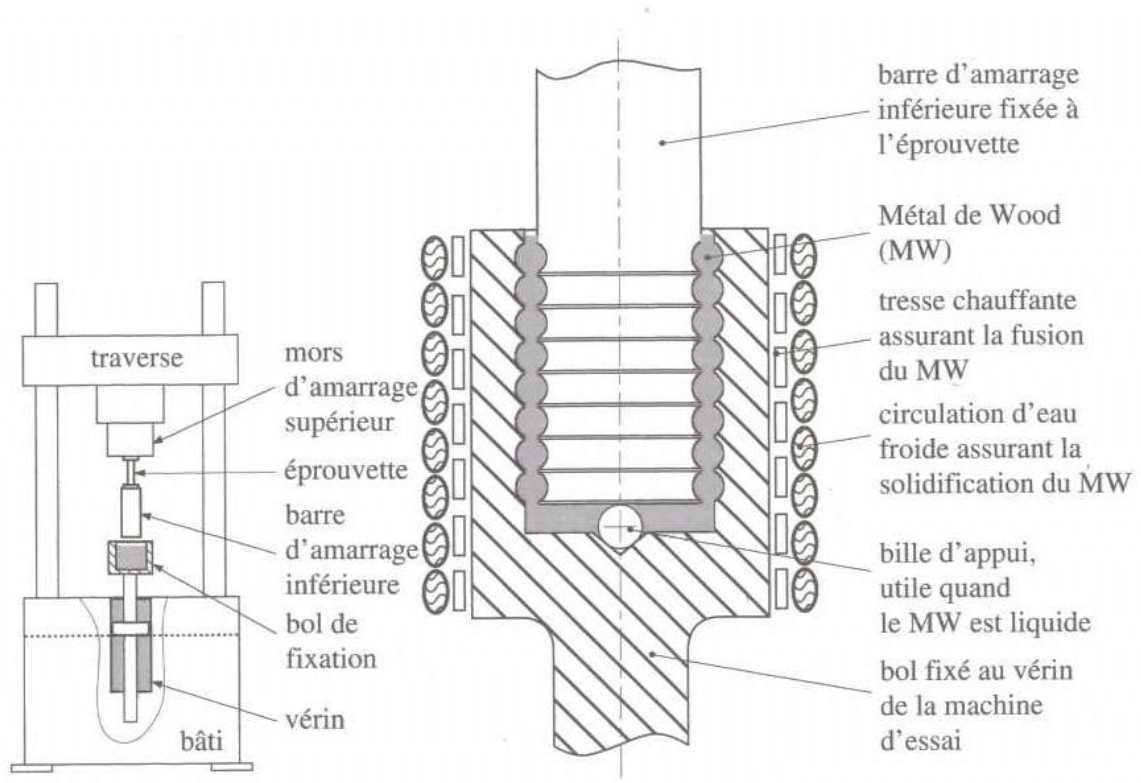
**Figure IV.19** – Montage d'une éprouvette plate avec raidisseurs pour essai de fatigue oligocyclique : a) éprouvette et raidisseurs ; b) montage sur machine d'essais (document ARCELOR-Research IRSID).

Un soin particulier doit être apporté en fatigue plastique oligocyclique à l'amarrage des têtes de l'éprouvette sur la machine. En effet, afin de permettre les passages sans à-coups de la traction à la compression et inversement, il convient d'assurer un serrage bilatéral des têtes d'amarrage. Et afin de limiter au maximum les risques de flambage, l'axe de l'éprouvette doit être parfaitement aligné avec l'axe de chargement de la machine ; à cet effet, il convient de prévoir un dispositif de centrage et d'alignement réglable. Une autre solution consiste à utiliser un dispositif à métal de Wood (alliage à bas point de fusion :  $72^{\circ}\text{C}$ ), l'éprouvette étant fixée au mors d'amarrage supérieur de la machine, la barre d'amarrage inférieure liée à l'éprouvette est plongée dans un récipient fixé à la partie inférieure de la machine, contenant le métal de Wood fondu (Figure IV.20). Le refroidissement de celui-ci et sa solidification permettent un montage de l'éprouvette exempt de toutes contraintes parasites.

Pour des études du comportement intrinsèque en plasticité cyclique des matériaux, menées en laboratoire de recherche, il est nécessaire de polir les éprouvettes de fatigue oligocyclique avant essai pour que la surface soit initialement exempte de tout défaut résultant de l'usinage.

#### IV.1.4.3 Conditions d'essai

Les essais de fatigue plastique oligocyclique sont menés à fréquence constante relativement faible. Le signal de commande asservi, purement alterné, peut être sinusoïdal ; on lui préfère souvent un signal triangulaire à vitesse de chargement constante. La plupart des essais de fatigue plastique oligocyclique sont conduits en déformation imposée à vitesse de déformation constante, égale le plus souvent à  $4 \cdot 10^{-3}$  ou  $10^{-3} \text{s}^{-1}$ . La déformation totale est le plus souvent contrôlée, mais c'est parfois la déformation plastique qui est contrôlée ; ce dernier cas est théoriquement préférable. Néanmoins un contrôle en déformation plastique nécessite un calculateur pour déterminer la déformation plastique,  $\varepsilon_p$ , à partir de la déformation totale,  $\varepsilon_t$ , et de la charge,  $F$ , mesurées, et du module d'Young,  $E$ , spécifié dans le calculateur au



**Figure IV.20** – Dispositif d'amarrage avec métal de Wood, pour essai de fatigue oligocyclique.

début de l'essai :

$$\varepsilon_p = \varepsilon_t - \frac{\sigma}{E} = \varepsilon_t - \frac{F}{ES} \quad (\text{IV.7})$$

Le module d'élasticité  $E$  est généralement mesuré en tout début d'essai, par cyclage de l'éprouvette dans le domaine élastique.

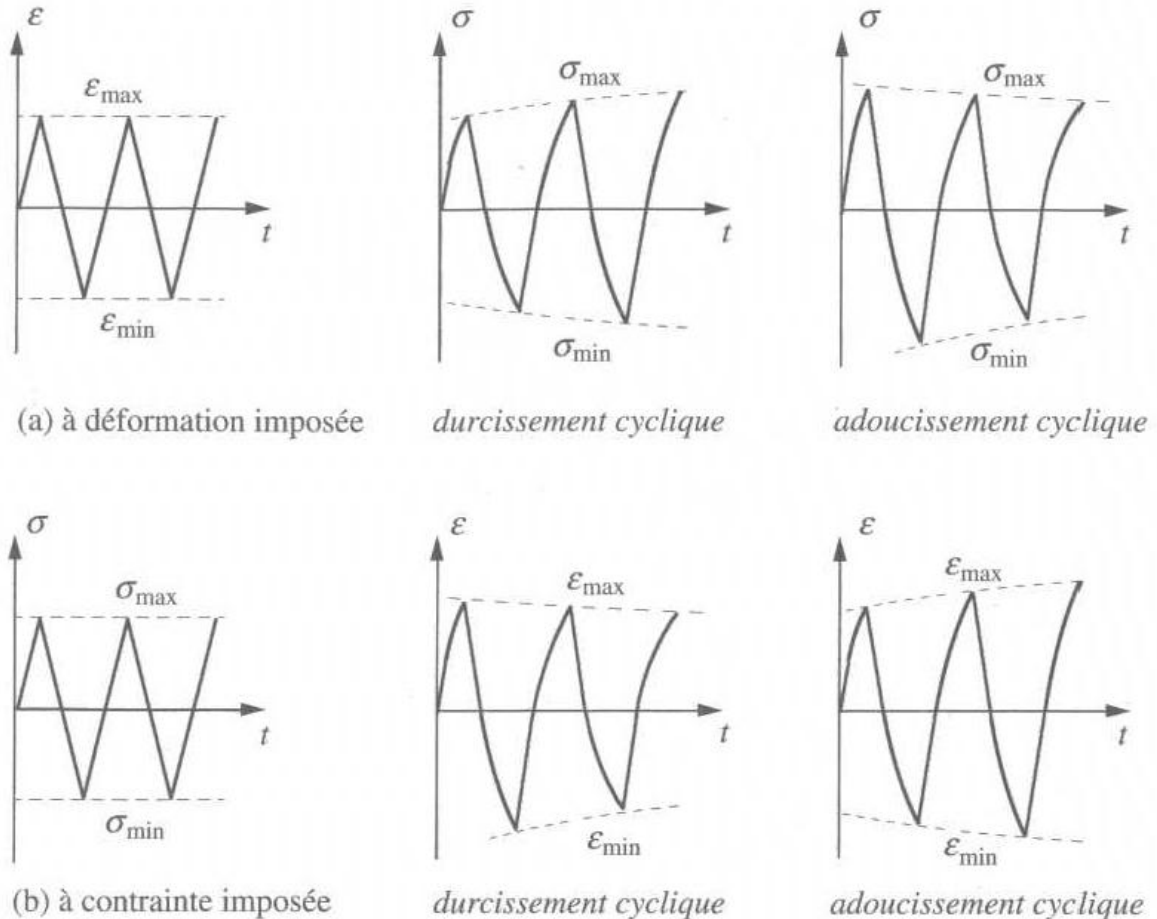
⚠ Pour être valide, un essai de fatigue oligocyclique doit conduire à une rupture de l'éprouvette entre les deux couteaux de l'extensomètre.

#### IV.1.4.4 Exploitation des résultats

Contrairement à ce qui se passe en fatigue-endurance, où le niveau de sollicitation appliqué est inférieur à la limite d'élasticité, en fatigue plastique oligocyclique, le matériau subit une déformation plastique à chaque cycle, et son comportement est en conséquence modifié. Il convient alors d'étudier la tenue du matériau aux sollicitations appliquées en termes de durée de vie, mais également en termes de réponse à la sollicitation imposée : réponse en déformation à une sollicitation en contrainte imposée, ou bien réponse en contrainte à une sollicitation en déformation imposée.

Les résultats d'essais de fatigue oligocyclique sont relativement peu dispersés. Aussi on se limite la plupart du temps à deux essais (voire trois au maximum) à même niveau de sollicitation imposé.

## a) Courbes de durcissement/ adoucissement cyclique



**Figure IV.21** – Réponse d'un matériau à une sollicitation de fatigue oligocyclique. A déformation imposée : a) durcissement cyclique ou adoucissement cyclique. A contrainte imposée : b) durcissement cyclique ou adoucissement cyclique.

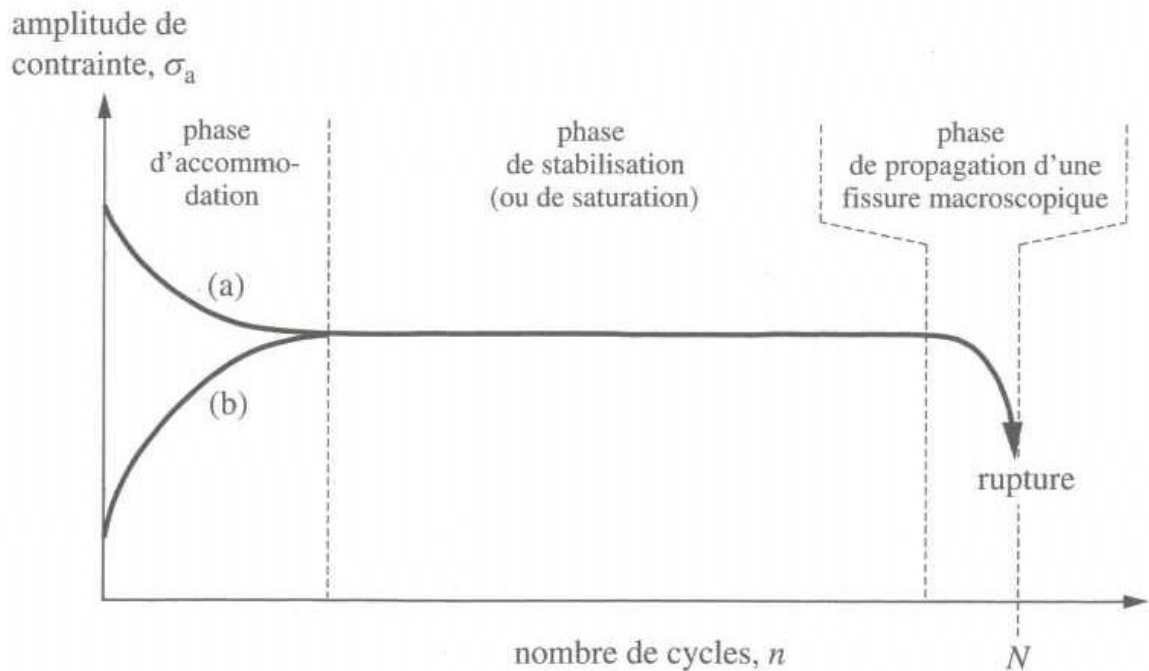
Le contrôle d'un essai de fatigue oligocyclique en déformation imposée, totale ou plastique, en cycle triangulaire purement alterné, conduit à une réponse du matériau en contrainte d'amplitude variable dans le temps (Figure IV.21a). En revanche, si l'essai est contrôlé en charge imposée, toujours en cycle triangulaire purement alterné, la réponse du matériau se traduit par des variations d'amplitudes de déformations, totale, élastique et plastique, au cours du cyclage (Figure IV.21b). Souvent, après plusieurs cycles de chargement, la réponse du matériau se stabilise.

Considérons le cas le plus fréquent d'un essai contrôlé en déformation totale imposée.

Les courbes d'évolution de l'amplitude de contrainte au cours du cyclage sont appelées courbes de durcissement/adoucissement cyclique (Figure IV.22).

On y distingue généralement trois phases.

**Phase de consolidation** Durant la première phase, l'amplitude de contrainte varie de manière relativement importante et rapide avec le nombre de cycles, jusqu'à stabilisation.



**Figure IV.22** – Courbes de durcissement/adoucissement cycliques schématiques : distinction des phases d’accommodation, de stabilisation et de propagation, pour un matériau s’adoucissant cycliquement a) ou durcissant cycliquement b).

**Phase de stabilisation ou de saturation** Le plus souvent, l’amplitude de contrainte se stabilise pendant une grande partie de la durée de vie, jusqu’à ce qu’une fissure principale se soit suffisamment propagée pour qu’apparaisse une chute rapide de l’amplitude de contrainte en traction.

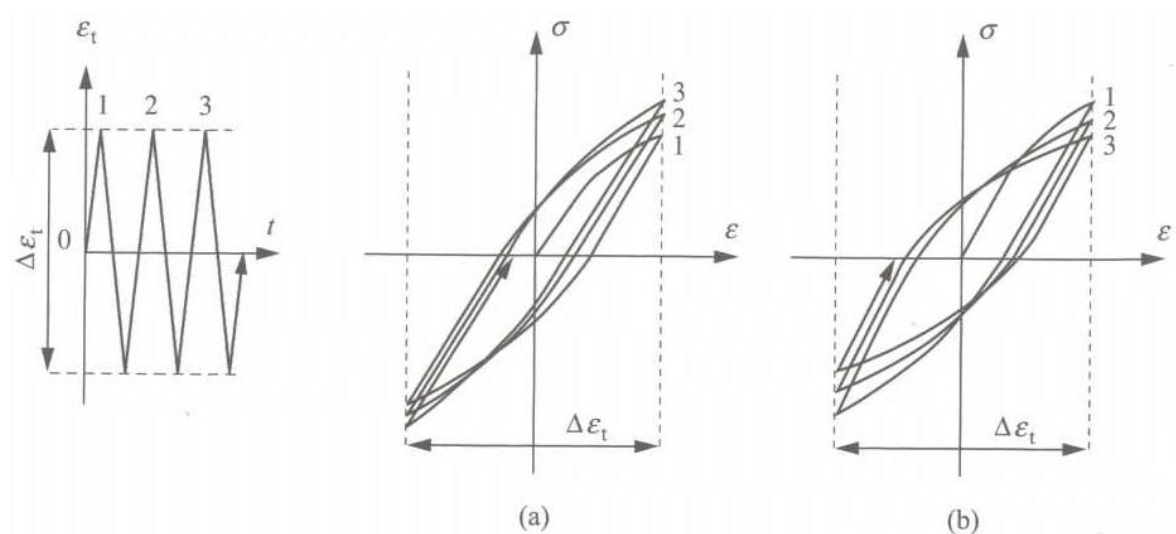
**Phase de propagation** Elle correspond à la phase où l’amplitude de contrainte en traction chute. Elle se finit par la rupture finale de l’éprouvette qui apparaît après un nombre de cycles  $N$  appelé nombre de cycles à rupture ou durée de vie.

**Remarque IV.3** Les première et troisième phases couvrent généralement chacune de l’ordre de 5 à 20 % de la durée de vie, tandis que la phase de stabilisation couvre le reste, c’est-à-dire la plus grande partie de la durée de vie.

Les courbes de durcissement/ adoucissement cyclique peuvent être définies en diagramme semi-logarithmique  $\sigma_a - \log n$  ou en diagramme linéaire  $\sigma_a - n/N$  (figure IV.4). Le second type de diagramme présente l’avantage de montrer clairement les fractions de durée de vie couvertes par chacune des trois phases (accommodation-stabilisation-propagation), mais “écrase” la phase d’accommodation durant laquelle le maximum de variation de l’amplitude de contrainte intervient. En revanche, le premier type de diagramme montre clairement ces évolutions, mais “fausse” l’image des proportions de la durée de vie couvertes par chacune des trois phases. Les deux représentations sont en conséquence souvent utilisées en complément l’une de l’autre.

### b) Boucles d'hystérésis contrainte-déformation

Outre les courbes de durcissement/ adoucissement cyclique, la réponse du matériau peut être caractérisée par l'évolution des boucles d'hystérésis contrainte-déformation au cours du cyclage. Lors d'un essai à déformation totale imposée, un durcissement et un adoucissement cyclique, caractéristiques de la phase d'accommodation, se traduisent par les évolutions des boucles d'hystérésis schématiquement représentées en figure IV.23.



**Figure IV.23** – Evolution des boucles d'hystérésis lors d'un essai de fatigue oligocyclique à variation de déformation  $\Delta\varepsilon_t$  imposée : a) durcissement cyclique ; b) adoucissement cyclique.

Si la réponse du matériau se stabilise, on obtient une boucle d'hystérésis stabilisée, sur laquelle sont définies les grandeurs de référence montrées en figure IV.24. Si la réponse du matériau ne se stabilise pas, on définit conventionnellement une boucle d'hystérésis et des grandeurs de référence à 50 % de la durée de vie  $N$ .

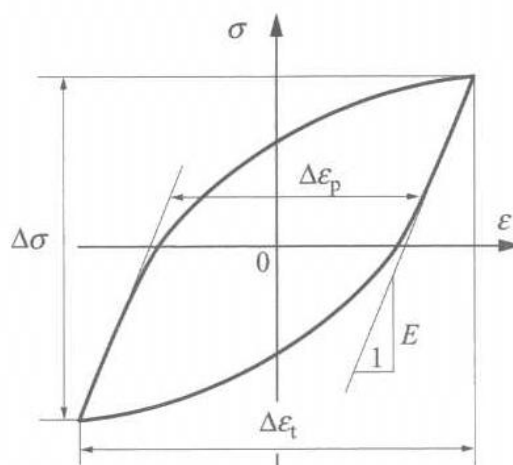
Les étendues de variation (appelées aussi plus simplement variations) de la contrainte,  $\Delta\sigma$ , et des déformations totale,  $\Delta\varepsilon_t$  plastique,  $\Delta\varepsilon_p$ , et élastique,  $\Delta\varepsilon_e$ , sont liées par les relations :

$$\Delta\varepsilon_t = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_p = \frac{\Delta\sigma}{E} + \Delta\varepsilon_p \quad (\text{IV.8})$$

où  $E$  est le module d'élasticité du matériau. Celui-ci peut être évalué par un cyclage initial de l'éprouvette dans le domaine élastique. Il convient de noter que l'étendue de variation de la déformation plastique n'est égale à la largeur de la boucle d'hystérésis à contrainte nulle que si les décharges, en traction et en compression, sont strictement élastiques (Figure IV.24).

Les paramètres  $\Delta\sigma$  (ou  $\Delta\varepsilon_e = \Delta\sigma/E$ ),  $\Delta\varepsilon_p$  et  $\Delta\varepsilon_t$  précédemment définis, et  $\Delta W_S$ , l'aire de la boucle d'hystérésis stabilisée, sont couramment utilisés comme paramètres d'endommagement.

$E$ :	module d'élasticité
$\Delta F$ :	variation de charge appliquée
$\Delta\sigma = \Delta F/S$ :	variation de contrainte
$\Delta\varepsilon_p, \Delta\varepsilon_e, \Delta\varepsilon_t$ :	variation de déformation plastique, élastique, totale
$\sigma_a = \Delta\sigma/2$ :	amplitude de contrainte
$(\varepsilon_a = \Delta\varepsilon/2)_{p,e,t}$ :	amplitude de déformation plastique, élastique, totale



**Figure IV.24** – Boucle d'hystérésis stabilisée en fatigue oligocyclique : définition des grandeurs de référence.

### c) Courbes de consolidation cyclique

Le comportement du matériau en réponse à une sollicitation de fatigue plastique oligocyclique étant souvent stabilisé pendant la plus grande partie de la durée de vie, c'est cette réponse stabilisée qui est prise comme référence pour définir la relation contrainte-déformation cyclique du matériau. Cette relation est alors utilisable dans un calcul de structure. Elle est définie point par point, chaque point correspondant à un essai de fatigue plastique oligocyclique sous sollicitation purement alternée d'amplitude constante. La courbe amplitude de contrainte stabilisée-amplitude de déformation imposée ainsi obtenue (Figure IV.25) est appelée courbe d'érouissage cyclique ou courbe de consolidation cyclique (désignée en abrégé "CCC"). Tous les matériaux ne présentant pas une réponse parfaitement stabilisée à la sollicitation cyclique imposée, les caractéristiques utilisées comme référence sont définies le plus souvent conventionnellement sur la boucle d'hystérésis contrainte-déformation à 50 % de la durée de vie.

La courbe de consolidation cyclique est généralement comparée à la courbe d'érouissage monotone (Figure IV.25). Celle-ci peut être obtenue à partir d'un essai de traction monotone, ou du premier quart de cycle en traction de l'essai de fatigue oligocyclique.

## IV.1.5 Essais de fatigue sur éprouvette CT

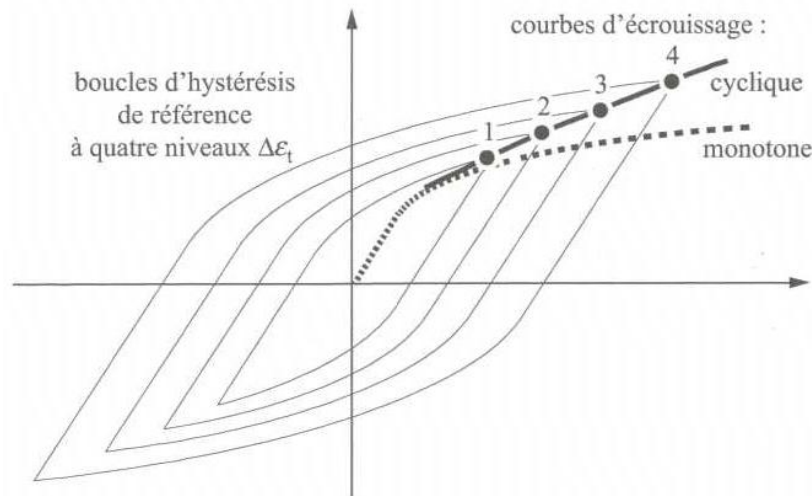
La rupture en fatigue se produit souvent en trois phases :

**Phase I** : phase d'amorçage ;

**Phase II** : phase de propagation lente ;

**Phase III** : phase de propagation rapide → rupture.

La mécanique de la rupture ne peut s'appliquer que lorsque n'interviennent les stades II et III, c'est-à-dire quand préexistent dans le matériau des défauts immédiatement propageables (tapures de trempe, fissuration de soudage, défauts en cours de stade II...). Elle permet alors une évaluation correcte de la durée de vie.



**Figure IV.25** – Courbe de consolidation cyclique obtenue par la méthode "à une éprouvette par niveau" pour un matériau durcissant cycliquement.

L'idée de base est de calculer le nombre de cycle nécessaire pour que la fissure initiale de taille  $a_i$  atteigne la taille critique  $a_c$ . Pour mettre en œuvre cette méthode, il faut connaître le facteur d'intensité des contraintes  $K_I$  et la loi de vitesse de propagation des fissures.

**Définition IV.2**  $K_I$  est le facteur d'intensité des contraintes en mode I, qui ne dépend que de la géométrie de la fissure et de la répartition des contraintes dans le corps :

$$K_I = \alpha \sigma \sqrt{\pi a} \quad (\text{IV.9})$$

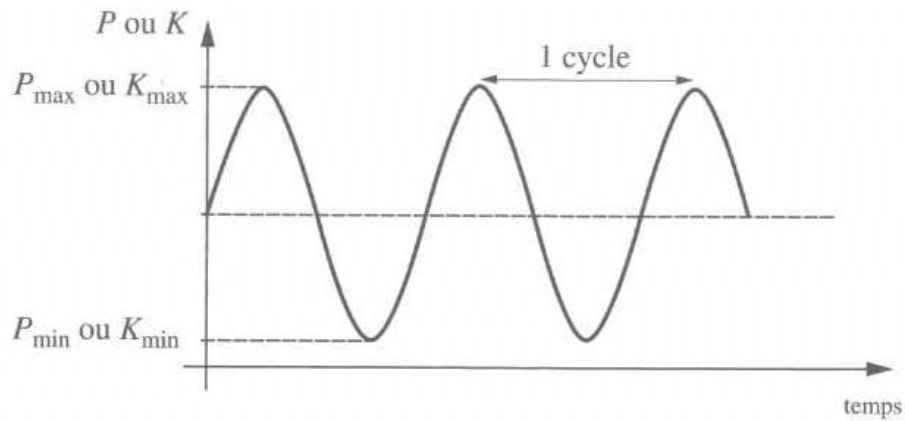
où  $a$  est la longueur de la fissure ;  $\alpha$  un facteur tenant compte de la géométrie et de la répartition des contraintes et  $\sigma$  la contrainte normale au plan de la fissure calculée en l'absence de celle-ci.

En fatigue, la variation de la sollicitation appliquée provoque une variation du facteur d'intensité des contraintes entre une valeur maximale notée  $K_{max}$  et une valeur minimale notée  $K_{min}$ . La différence  $K_{max} - K_{min}$  est la variation du facteur d'intensité des contraintes  $\Delta K$ . Le rapport  $K_{min}/K_{max}$  est appelé rapport de charge et est noté  $R_K$ . La connaissance des valeurs  $\Delta K$  et  $R_K$  suffit à caractériser une sollicitation de fréquence connue, le passage d'une valeur extrême à l'autre devant se faire de façon monotone (Figure IV.26)

La propagation des fissures en fatigue est usuellement décomposée en 3 stades (Figure IV.27) :

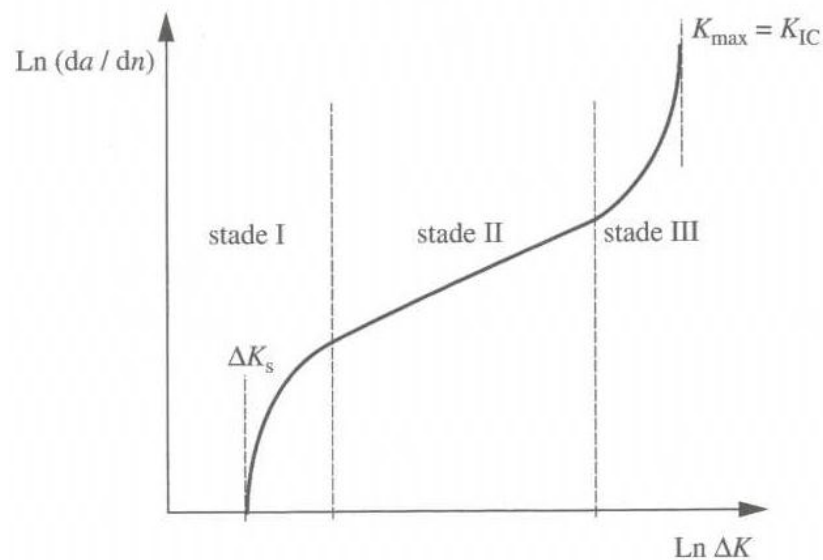
**Le stade I :** la vitesse de fissuration est faible et très sensible à la variation du facteur d'intensité de contrainte. En dessous d'une certaine valeur seuil  $\Delta K_s$ , l'avancée de la fissure n'est plus mesurable.

**Le stade II :** la vitesse de fissuration est en première approximation une fonction puissance de la variation du facteur d'intensité de contrainte. Cette relation est connue sous le nom de **loi de Paris**.



**Figure IV.26** – Chargement cyclique entre des valeurs maximale et minimale positives. Le rapport de charge  $R$  est le rapport de la valeur minimale sur la valeur maximale du signal de chargement.

**Le stade III :** correspond à une propagation très rapide de la fissure et une grande sensibilité à la variation du facteur d'intensité de contrainte. Au-dessus d'une certaine valeur fonction de la ténacité du matériau, la rupture se produit



**Figure IV.27** – Représentation schématique des trois stades de propagation d'une fissure longue en fatigue.

**Loi de Paris**

La loi Paris permet de déterminer l'avancée de la fissure par cycle en fonction de l'amplitude de facteur d'intensité des contraintes  $\Delta K = \alpha\sqrt{a\pi} (\sigma_{max} - \sigma_{min})$

$$\frac{da}{dN} = C. (\Delta K)^m \quad (IV.10)$$

où  $C$  et  $m$  sont deux constantes qui dépendent du matériau et du rapport  $R$  généralement.

**Remarque IV.4** *Expérimentalement, on peut montrer que la vitesse de propagation en fatigue varie au sens contrainte du module de Young  $E$  : plus le module de Young est élevé, plus la fissure se propage lentement. C'est le principal effet "matériau" en stade II; la microstructure des matériaux métalliques a peu d'effet sur la vitesse de propagation en stade II. La valeur du seuil de propagation  $\Delta K_s$  est en revanche plus sensible à la microstructure et en général croît avec taille de grain (contrairement à la limite d'endurance à grand nombre de cycles).*

**Remarque IV.5** *Les trois stades de propagation sont observables pour des fissures dites "longues", c'est-à-dire dont la longueur est grande devant les dimensions caractéristiques de la microstructure du matériau, et grande devant les dimensions caractéristiques de la microstructure du matériau, et grande également devant la zone où la singularité des champs décrits par le facteur d'intensité de connaître  $K_I$  prévaut. Si ces conditions ne sont pas satisfaites, la fissure est dite "courte" et les concepts issus de la mécanique linéaire de la rupture et présentés précédemment ne peuvent être appliqués.*

$\triangle$  Les essais de vitesse de fissuration en fatigue s'appliquent qu'aux fissures longues.

**IV.1.5.1 Conduite de l'essai**

La conduite d'un essai de fissuration par fatigue fait l'objet de la norme AFNOR A 03-404.

**a) Préparation des éprouvettes**

Le choix des dimensions est, bien sûr, fonction des possibilités offertes par les dimensions du produit à évaluer, mais également de la valeur maximale du facteur d'intensité de contrainte que l'on souhaite appliquer; plus l'éprouvette sera grande, plus la vitesse de fissuration mesurable sera élevée.

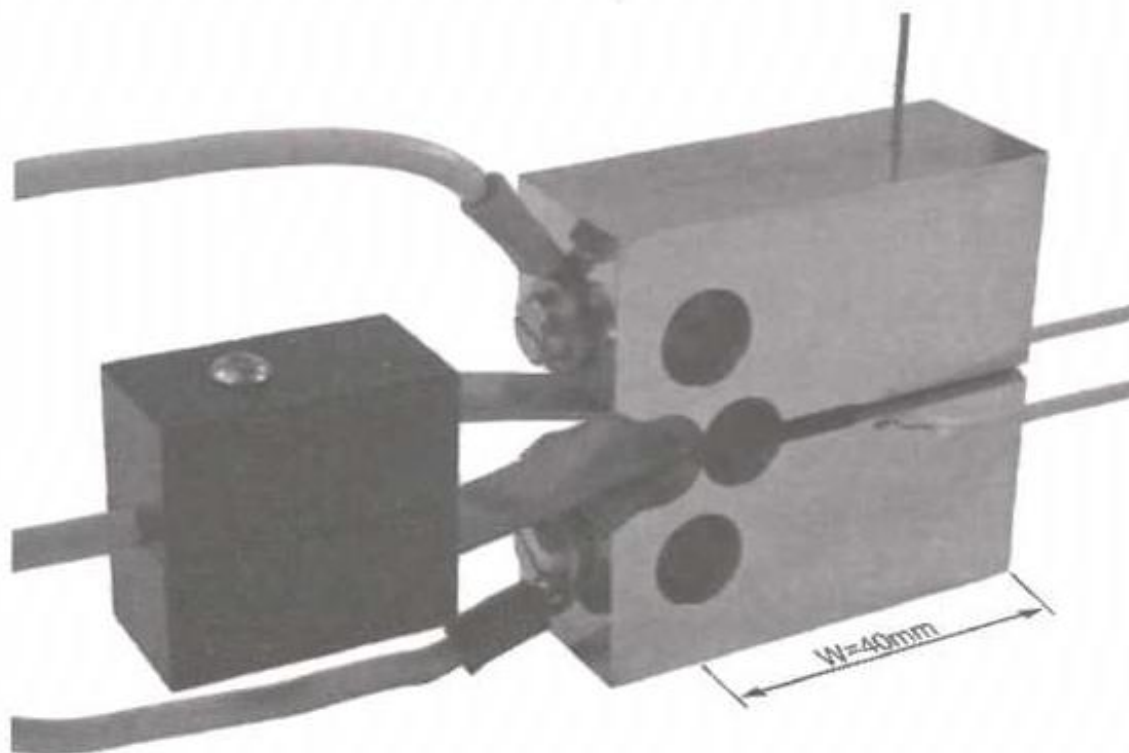
**b) Préfissuration en fatigue**

La préfissuration des éprouvettes est réalisée de façon à ce que le facteur d'intensité de contrainte maximal atteint en fin de préfissuration soit inférieur à celui de l'essai proprement dit, pour éviter que la zone plastique de préfissuration ne soit supérieure à

celle durant l'essai. En fin de préfissuration, une estimation de la profondeur de la fissure doit être réalisée par mesure optique *in situ* ou par la méthode de la complaisance.

### c) Conduite de l'essai

Les essais peuvent être menés à charge constante (donc le facteur d'intensité de contrainte croît) ou bien à facteur d'intensité des contraintes décroissant. Ils doivent toujours être menés à rapport de charge  $R_K$  et fréquence constants. L'éprouvette est obligatoirement équipée d'un extensomètre de type "clip gage" pour mesurer l'ouverture de la fissure, d'un thermocouple de contrôle de température et, si nécessaire, des dispositifs de suivi de fissure (Figure IV.28). En cours d'essai, les charges et les ouvertures maximales et minimales sont enregistrées en fonction du nombre de cycles, ainsi que la température et les données relatives au suivi de propagation de la fissure.



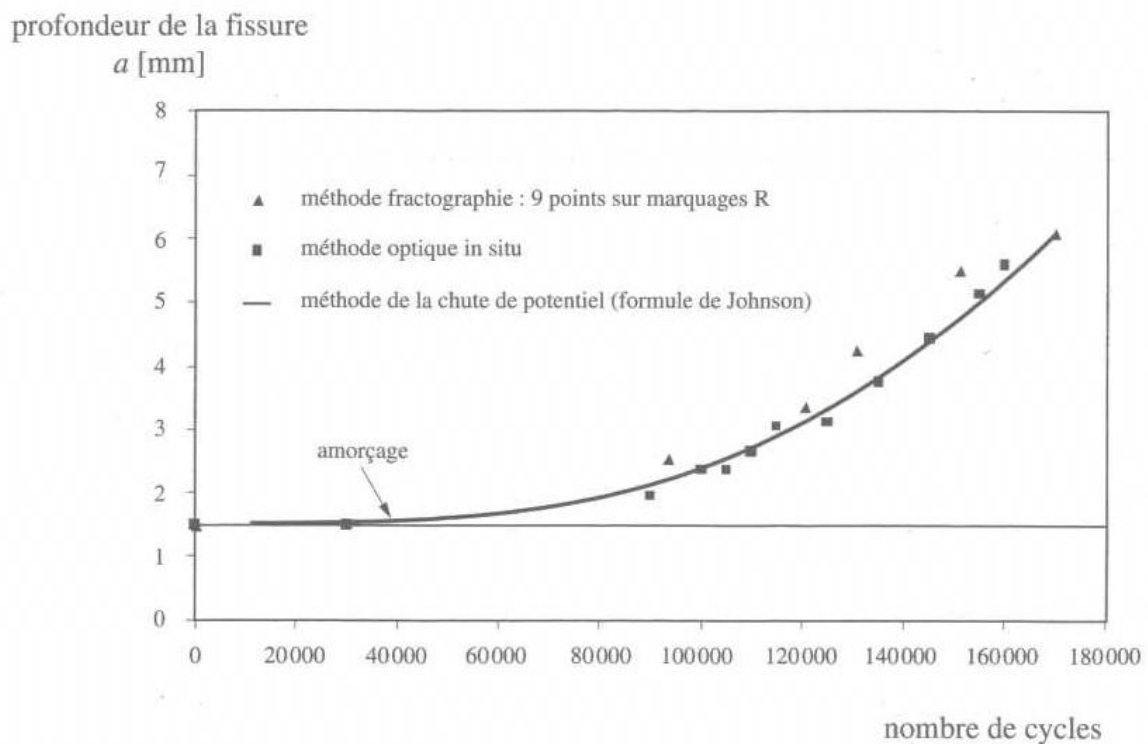
**Figure IV.28** – Eprouvette CT avec rainure latérales, instrumentée d'un extensomètre d'ouverture sur la ligne de charge, d'un thermocouple, d'arrivées de courant et de prises de potentiel sur deux faces opposées de l'éprouvette.

**Remarque IV.6** Enfin, dans la mesure du possible, il est recommandé de ne jamais interrompre un essai de propagation en fatigue, particulièrement pour les essais réalisés en température, pour des matériaux présentant un comportement viscoplastique marqué, et pour des matériaux sensibles aux effets d'environnement.

### IV.1.5.2 Interprétation de l'essai

En fin d'essai, l'éprouvette est ouverte et l'examen fractographique permet de mesurer les profondeurs initiale et finale de la fissure ainsi que celle des événements ayant conduit en cours d'essai à un marquage du front. A la suite de cet examen, il faut que le front puisse être considéré comme rectiligne et perpendiculaire aux faces latérales de l'éprouvette. En présence d'une microstructure hétérogène ou de contraintes résiduelles, le front de la fissure peut être irrégulier ; il est parfois possible de corriger ce comportement, mais il est impératif de rapporter explicitement la correction appliquée et son amplitude dans le procès-verbal d'essai.

#### a) Courbe Profondeur de fissure



**Figure IV.29** – Evolution de la profondeur de fissure en fonction du nombre de cycles lors d'un essai de propagation de fissure en fatigue à température ambiante sur éprouvette de flexion prélevée dans une tôle d'acier AISI 304L (acier inoxydable austénitique). Comparaison entre la méthode fractographique, la méthode optique in situ et la méthode de la chute de potentiel. Seule la méthode par chute de potentiel permet un suivi continu de la fissuration, permettant une détermination relativement précise de l'amorçage sur l'entaille mécanique.

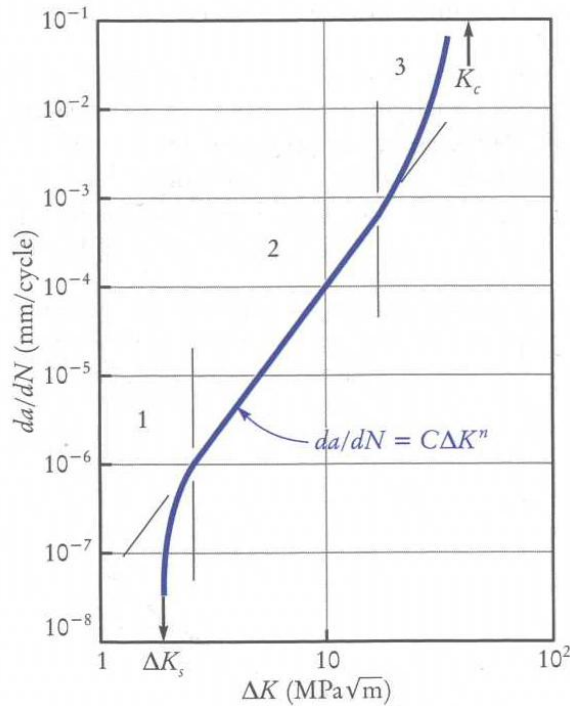
L'interprétation de l'essai débute par l'établissement de la courbe de la profondeur de fissure en fonction du nombre de cycles (Figure IV.29). La vitesse de propagation par cycle  $da/dN$  est ensuite calculée, ainsi que la variation correspondante du facteur d'intensité de contrainte. La méthode recommandée est celle de la sécante :

$$\frac{da}{dN} = \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i} \quad (\text{IV.11})$$

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} = \alpha\sqrt{\pi\bar{a}}(\sigma_{max} - \sigma_{min}) \quad (IV.12)$$

avec  $\bar{a} = 1/2.(a_i + a_{i+1})$  la profondeur moyenne de la fissure entre le cycle  $n_i$  et  $n_{i+1}$ .

### b) Courbe de fatigue propagation



**Figure IV.30** – Courbe de fatigue propagation. Evolution de la vitesse de fissuration en fonction de la variation du facteur d'intensité des contraintes.

Le résultat d'un essai est un ensemble de couples  $(da/dN, \Delta K)$  qui permet de construire la courbe de fatigue propagation. Cette courbe permet d'identifier les paramètres  $C$  et  $m$  de la loi de Paris. On remarque également que lorsque la variation du facteur d'intensité des contraintes devient faible la vitesse de propagation le devient également et tend vers zéro à une valeur  $\Delta K_s$ , appelée seuil de propagation. En conséquence, même si le matériau présente une fissure, celle-ci ne se propage plus si la variation du facteur d'intensité de contrainte qui lui est associé est inférieure à la valeur critique  $\Delta K_s$ .

Il y a accélération progressive de la vitesse de fissuration lorsque la valeur du facteur d'intensité des contraintes approche la valeur critique  $K_{IC}$ .

**Remarque IV.7** Le domaine de validité de cet essai est défini à partir des dimensions du ligament non fissuré, du chargement et de la limite d'écoulement du matériau, de telle façon que l'éprouvette CT et durant tout l'essai, la taille du ligament non fissuré doit respecter la relation suivante :

$$w - a \geq \frac{4}{\pi} \left( \frac{K_{max}}{R_e} \right)^2 \quad (IV.13)$$

où  $w$  est la distance entre la ligne de charge et l'extrémité de l'éprouvette (Figure IV.28).

### IV.1.5.3 Méthode de mesure de la profondeur de fissure

La détermination de la profondeur des fissures est une étape critique des essais de caractérisation de la résistance d'un matériau à l'amorçage et de sa résistance à la propagation des fissures. On distingue deux types de mesures de la profondeur de fissure :

- les mesures directes ;
- les mesures indirectes pour lesquelles la profondeur de fissure est déduite de la mesure d'une autre grandeur physique.

#### a) Mesures directes

**Méthode optique in situ** Cette méthode consiste à mesurer directement durant l'essai la longueur de la fissure sur les faces de l'éprouvette. Elle est utilisée exclusivement lors des essais de propagation des fissures en fatigue pour lesquels la plasticité est confinée et ne déforme pas significativement la surface d'observation. Il est recommandé au préalable de polir la surface d'observation et de marquer certaines profondeurs de fissures, afin de faciliter les mesures en cours d'essai. Les mesures de profondeur de fissure se font en général lors d'une interruption de l'essai, à l'aide d'un appareil optique à faible grandissement monté sur une platine micrométrique. Durant cette interruption, une charge légèrement inférieure à la charge maximale est maintenue. Un éclairage indirect ou rasant peut faciliter ces observations. L'utilisation d'un stroboscope réglé sur une fréquence proche de celle de l'essai peut permettre de s'affranchir de l'interruption ; toutefois les observations sont plus difficiles qu'à l'arrêt.

Simple dans son principe et sa mise en œuvre, la méthode optique in situ a pour principal inconvénient de ne pas fournir d'information sur les profondeurs de fissure au cœur de l'éprouvette, celles-ci pouvant être significativement différentes de celles en surface. Il est recommandé d'utiliser cette méthode en complément d'une méthode indirecte.

**Méthode fractographique post-essai** Cette méthode consiste à mesurer après essai les traces des fronts de la fissure sur la surface de rupture de l'éprouvette. La méthode la plus utilisée consiste à mesurer en 9 points la profondeur de la fissure. La profondeur de la fissure  $a$ , considérée dans le dépouillement de l'essai, est la moyenne pondérée des profondeurs obtenues :

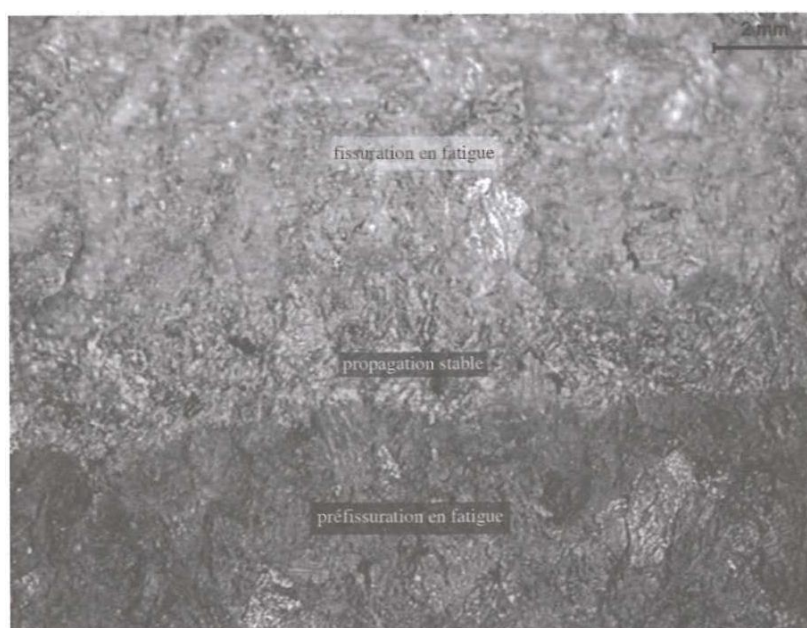
$$a = \frac{1}{8} \left( \frac{a_1 + a_9}{2} + \sum_{i=2}^8 a_i \right) \quad (\text{IV.14})$$

avec  $a_1$  et  $a_9$  les mesures réalisées à proximité des surfaces latérales de l'éprouvette et  $a_i$  une des autres mesures. Le poids plus faible des mesures  $a_1$  et  $a_9$  permet de réduire l'importance éventuelle des effets de bord induits par la présence d'une surface libre sur la propagation de la fissure.

Il est également possible de mesurer la surface de fissuration et de calculer la profondeur de fissure comme la longueur du rectangle de même surface et de largeur égale à l'épaisseur de l'éprouvette.

Lorsque les modes de fissuration d'un matériau rendent difficile l'observation des traces des fronts de fissure, il est possible de recourir à un marquage en cours d'essai. Ce marquage peut être réalisé, par exemple, par oxydation de la surface de rupture en portant l'éprouvette à une température supérieure à celle de l'essai. Il faut alors prendre garde, dans le cas d'un marquage intermédiaire, de ne pas modifier les propriétés du matériau lors de ce traitement (Figure IV.31). En propagation par fatigue et suivant les matériaux, le marquage peut être réalisé par changement du rapport de charge  $R$  (rapport de la charge minimale sur la charge maximale). Enfin, il est possible de marquer les surfaces de rupture à l'aide d'encres de couleur à faible viscosité.

La méthode fractographique est systématiquement utilisée après l'essai afin de vérifier la régularité de la géométrie des fronts de fissures, définir la profondeur de la fissure au début et à la fin de l'essai, et valider ainsi les mesures faites par les méthodes indirectes.



**Figure IV.31** – Surface de rupture d'une éprouvette CT en acier inoxydable austéno-ferritique moulé, obtenue lors d'un essai de mesure de la résistance à la propagation stable. Deux oxydations successives ont permis de marquer le front de pré-fissuration en fatigue puis le front de propagation stable. En l'absence de ces marquages, il est très difficile de définir les fronts des fissures et donc de mesurer les longueurs de propagation.

#### b) Mesures indirectes

Les méthodes de mesure indirecte fournissent en cours d'essai la profondeur de fissure pour l'ensemble du front de fissure. Une validation après essai par la méthode fractographique est indispensable.

**Méthode de la complaisance** La complaisance d'un corps élastique linéaire fissuré est le rapport du déplacement du point d'application de la charge à la variation de charge correspondante. Ce rapport est une fonction de la surface  $A$  de la fissure, qui se ramène pour une éprouvette d'épaisseur connue à la profondeur de la fissure  $a$ . La mesure de la complaisance permet donc la détermination de la profondeur de la fissure, si l'expression de la complaisance en fonction de  $A$  ou de  $a$  est connue. Dans les normes d'essai et pour des raisons pratiques, la complaisance n'est pas toujours directement utilisée, et le suivi de la profondeur de fissure est réalisé souvent à l'aide du rapport de la variation d'ouverture de la fissure  $\Delta\delta$  à la variation de charge correspondante  $\Delta F$ . Ce rapport est égal à la complaisance dans le cas des éprouvettes type CT pour lesquelles la mesure d'ouverture est réalisée sur la ligne de charge (Figure IV.28). Dans le cas des éprouvettes de flexion pour lesquelles l'ouverture de la fissure est mesurée en fonction de la charge appliquée, le rapport  $\Delta\delta/\Delta F$  ne correspond pas à la complaisance associée à la force  $F$ . Le rapport  $\Delta\delta/\Delta F$  est souvent présenté multiplié par la largeur  $B$  de l'éprouvette et par le module d'élasticité  $E'$ . Pour une géométrie d'éprouvette donnée, ce produit adimensionnel est uniquement fonction de la profondeur relative de la fissure,  $a/w$  :

$$E'.B.\frac{\Delta\delta}{\Delta F} = V\left(\frac{a}{w}\right) \quad (\text{IV.15})$$

La détermination de la fonction  $V$  nécessite en général l'utilisation d'approximations et de méthodes numériques. Son expression est donc obtenue par ajustement d'une fonction ad hoc. Elle peut également être présentée sous forme d'un tableau. La connaissance préalable du module d'élasticité  $E'$  est requise pour l'utilisation de la méthode de la complaisance. Pratiquement, et lorsqu'on ne dispose que d'une estimation de ce module, on le détermine après l'essai, à partir de la profondeur initiale de la fissure obtenue par la méthode fractographique. On peut noter que cette solution empirique permet de s'affranchir de la délicate question du choix entre l'hypothèse de déformation plane et celle de contrainte plane.

**Méthode de la chute de potentiel** Le principe de la méthode de la chute de potentiel consiste à faire passer un courant électrique régulé en intensité dans l'éprouvette, et à mesurer l'évolution de la différence de potentiel de part et d'autre de la fissure lorsque celle-ci avance. Cette évolution doit être étalonnée à l'aide d'une méthode directe. Le résultat de cet étalonnage peut s'exprimer sous forme d'une relation entre la variation relative de différence de potentiel et la longueur de fissure :

$$\frac{\Delta U}{\Delta U_0} = f\left(\frac{a}{a_0}\right) \quad (\text{IV.16})$$

où  $\Delta U$  et  $\Delta U_0$  sont les différences de potentiel respectivement pour les longueurs de fissure  $a$  et  $a_0$ , où  $a_0$  est la profondeur de la fissure en début d'essai.

Le courant utilisé peut être continu ou alternatif. La technique la plus éprouvée utilise un courant continu haché. Elle permet de réduire les dérives dues à des variations de température, les effets thermoélectriques et les bruits électriques liés au réseau d'alimentation électrique. Le signal en intensité est rectangulaire

et la tension qui est enregistrée en cours d'essai est la différence entre la tension maximale et la tension minimale durant une impulsion. La figure IV.28 présente une éprouvette CT avec entailles latérales, équipée pour le suivi de fissure par chute de potentiel. Dans ce cas, les prises de potentiel ont été soudées par point sur deux faces opposées ; celle visible sur la photo en dessous du plan de la fissure et l'autre au-dessus. Les prises de potentiel sont plus souvent fixées en face avant, de part et d'autre de la fissure. L'introduction du courant peut être également réalisée par les faces supérieure et inférieure de l'éprouvette, ou bien par la face arrière.

## IV.2 Essais de fluage

L'essai de traction uniaxiale est la méthode de base pour caractériser la résistance mécanique d'un matériau à température ambiante. Il peut être mené également à haute température, par exemple en équipant la machine d'essai d'un four électrique. Le but de tels essais est de déterminer les valeurs du module de Young,  $E$ , de la limite d'élasticité,  $R_{e0.2}$ , de la résistance à la traction,  $R_m$ , de l'allongement et de la striction à la rupture, en fonction de la température  $T$ [K]. De cette façon, une "fiche signalétique" du matériau testé peut être établie en l'espace de quelques heures.

On peut néanmoins émettre deux critiques :

- Si la déformation à haute température est contrôlée par des processus thermiquement activés (c'est le cas d'une déformation variable dans le temps), l'essai de traction n'est pas adapté pour révéler cette particularité, puisqu'il mesure la contrainte  $\sigma$  en fonction de la déformation  $\varepsilon$ . On s'attend plutôt à ce que l'essai de traction à température intermédiaire mesure tout d'abord les effets (modestes) résultant de la diminution de la rigidité de la maille atomique (à savoir  $(E/T) < 0$ ). Ceci est le cas jusqu'à une température  $\theta^*$  à laquelle la vitesse de déformation imposée par la machine (ou "extrinsèque") correspond à la vitesse de déformation thermiquement activée (ou "intrinsèque") du matériau pour la contrainte appliquée. Au-dessous de  $\theta^*$ , l'essai de traction révèle essentiellement les effets "non thermiques", c'est-à-dire ceux dus plutôt à  $E(T)$ . En revanche, pour des températures  $\theta > \theta^*$  ( $T > T^*$ ), on mesure les véritables effets de l'activation thermique. D'un point de vue expérimental, il est important d'utiliser une machine très rigide, dont la vitesse de déplacement est aussi faible et aussi constante que possible. C'est pourquoi la littérature de langue anglaise appelle très justement cet essai constant *strain rate test* (CSR-test).
- La seconde critique est fondée sur des considérations pratiques. Dans la plupart des applications à hautes température, on vise des durées de vie à haute température qui sont très longues ( $10^4$  à  $10^5$  heures). Or, lors d'une si longue exposition à température élevée, une dégradation (ou "endommagement") du matériau se produit, qui n'est pas directement liée à la déformation plastique. Il peut s'agir de la croissance des grains, des transformations de phase, du grossissement de la microstructure en général, et bien sûr des interactions avec l'environnement, c'est-à-dire de la corrosion. De plus, on observe la formation de cavités intergranulaires. Toutes ces modifications se produisent simultanément à la déformation, et sont hautement responsables de la dégradation de la résistance

mécanique des composants et de la réduction de leur durée de vie.

Pour caractériser un matériau en vue de son application structurale à haute température, l'essai de traction n'est donc pas le meilleur essai. Il convient plutôt d'étudier le comportement du matériau sous chargement mécanique à haute température, pour une durée aussi longue que possible. Ceci est le but de deux autres types d'essai très importants : l'essai de fluage et l'essai de relaxation.

### IV.2.1 Définition. Généralité

Soit un corps solide (ici une éprouvette) porté à haute température et chargé en traction jusqu'au point  $(\sigma_0, \varepsilon_0)$  de sa courbe contrainte-déformation. A partir de là, deux types d'essais peuvent être envisagés dans l'objectif de caractériser son comportement mécanique (comportement élastovisco-plastique) en fonction du temps :

**Essai à contrainte constante** on observe et mesure la déformation,  $\varepsilon(t)$  : on constate que  $\partial\varepsilon/\partial t > 0$ . C'est l'essai de fluage.

**Essai à déformation constante** on observe et mesure la contrainte,  $\sigma(t)$  : on constate que  $\partial\sigma/\partial t < 0$ . C'est l'essai de relaxation de contrainte.

Par l'essai de fluage, on mesure la déformation plastique en fonction du temps sous une contrainte constante, pour une température donnée.

La sollicitation appliquée peut être de traction, de compression, de flexion ou de torsion. La simplicité géométrique des éprouvettes est un argument en faveur des essais de compression ou de flexion, surtout pour les matériaux fragiles et difficiles à usiner (céramiques, intermétalliques, composites). L'essai de torsion, en revanche, a l'avantage de permettre d'atteindre de très grandes déformations avant rupture, jusqu'à des déformations logarithmiques (vraies)  $\epsilon = 5$  (pour comparaison,  $(\epsilon \approx 1$  en compression et  $\epsilon \approx 0,2$  en traction). De plus, cette déformation peut s'effectuer à grande vitesse ( $> 10^{-1}\text{s}^{-1}$ ). De tels essais présentent un intérêt non seulement pour l'évaluation de la résistance et de la ductilité d'un matériau pour composant de structure mécanique, mais également pour l'étude des procédés de mise en forme. On examinera en détail ici l'essai de fluage en traction.

Pour traiter les aspects expérimentaux, il s'avérera utile de connaître deux relations importantes qui régissent la vitesse de fluage en fonction de la température et de la contrainte :

#### la relation de Norton

$$\dot{\varepsilon} = A(T) \left( \frac{\sigma}{E} \right)^n \quad (\text{IV.17})$$

Où  $\dot{\varepsilon}$  est le vitesse de déformation [ $\text{s}^{-1}$ ],  $A(T)$  une fonction de la température en K et l'exposant  $n$  compris entre 4 et 5 pour les métaux purs.

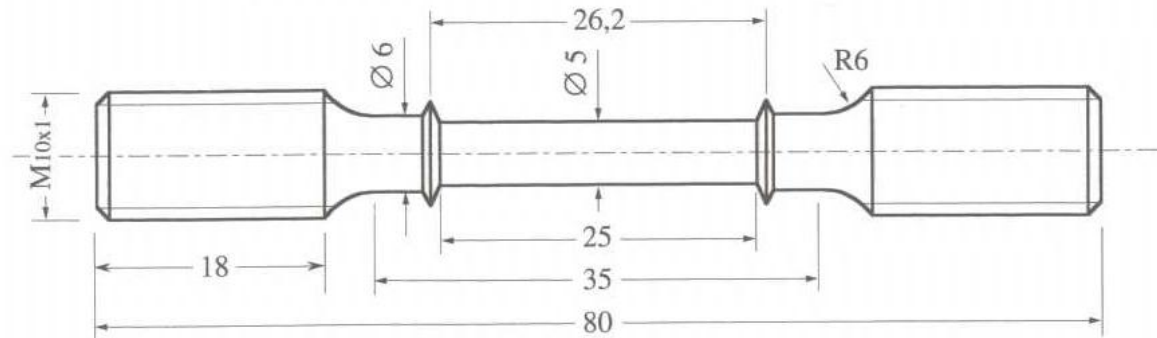
#### la relation d'Arrhenius

$$\dot{\varepsilon} = \varepsilon_{0p} \exp \left( -\frac{Q}{RT} \right) \quad (\text{IV.18})$$

Où  $R$  est la constante des gaz parfaits,  $\varepsilon_{0p}$  une constante et  $Q$  une énergie d'activation thermique.

## IV.2.2 Machines et éprouvettes

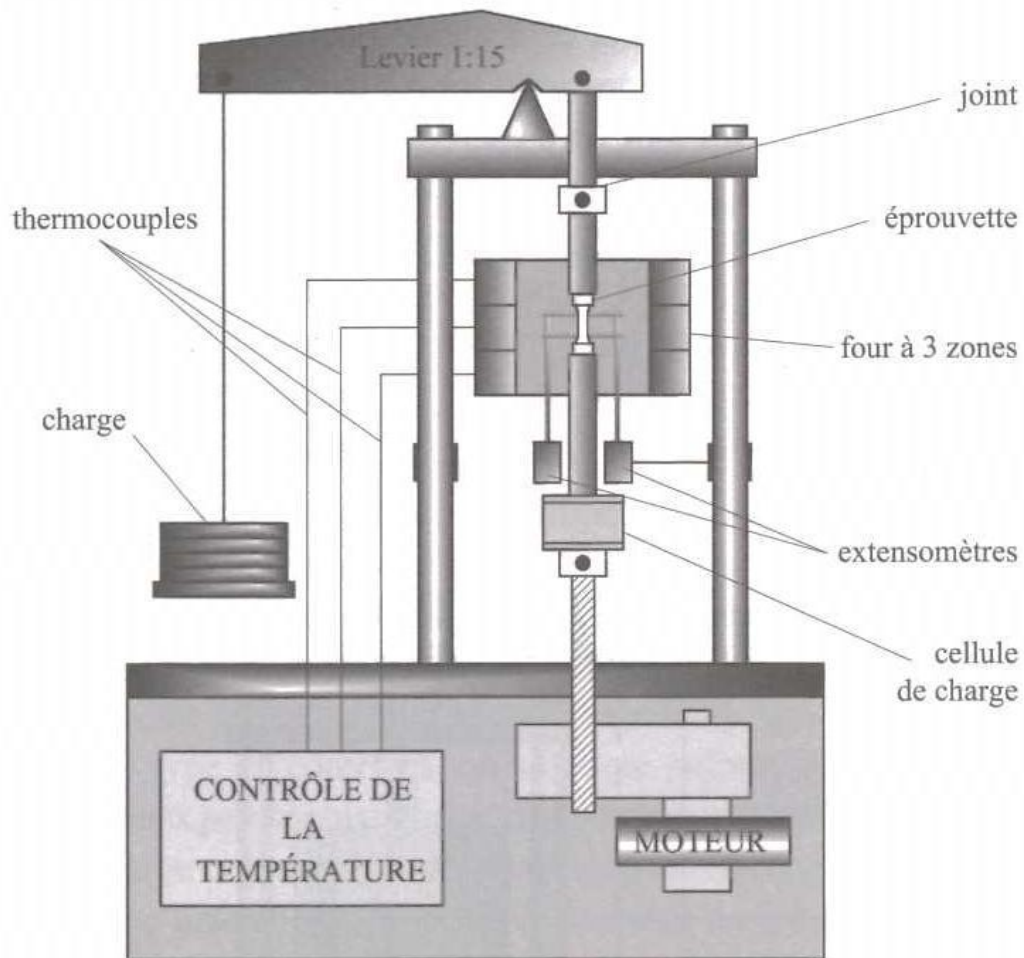
La forme de l'éprouvette pour l'essai de fluage en traction se base sur celle de l'éprouvette cylindrique normalisée pour l'essai de traction à température ambiante. Le diamètre est couramment choisi entre 5 et 10 mm, et le rapport entre la longueur utile de l'éprouvette et son diamètre doit être supérieur à 5 (Figure IV.32).



**Figure IV.32** – Géométrie d'une éprouvette de fluage.

Pour fixer les têtes des éprouvettes dans les mors d'amarrage du système de charge, on utilise souvent des filetages qui sont protégés contre les risques de grippage au moyen de lubrifiants solides comme le graphite, le verre ou le bisulfure de molybdène. Pour des essais à très haute température ou sur des matériaux difficiles à usiner (céramiques), des amarrages pour têtes lisses sont utilisés. L'utilisation d'un extensomètre monté sur l'éprouvette est indispensable. En effet, dans le cas des matériaux les plus souvent utilisés à haute température et ayant une bonne résistance au fluage, la déformation de la ligne d'amarrage peut être du même ordre de grandeur que celle de l'éprouvette. De plus, afin de ne pas former des sillons profonds par fluage local, on ne doit pas serrer les couteaux des extensomètres sur la surface de l'éprouvette. En conséquence, les couteaux des extensomètres sont positionnés de telle sorte que l'on puisse utiliser des collerettes directement usinées sur les éprouvettes (Figure IV.32).

Les machines de fluage commerciales sont beaucoup plus simples que les machines de traction habituelles qui, elles, ont un entraînement à vis ou servohydraulique. La raison en est simple : si on vise des applications pratiques, il convient de prévoir des longues, voire des très longues durées d'essai (plusieurs années!). Et afin d'obtenir suffisamment de résultats pour une évaluation statistiquement valable, il faut exécuter un grand nombre d'essais en parallèle. Il existe de grands centres d'essais, par exemple à Tokyo, à St. Pétersbourg, à Stockholm, qui possèdent 200, voire 2000 machines d'essai ! Il est donc évident que les machines doivent rester de conception simple. Le mode d'application de la force le meilleur marché est tout naturellement le poids d'une masse suspendue (en fonte ou en plomb). Or, un calcul simple montre qu'un échantillon ayant une section utile d'environ  $1 \text{ cm}^2$  supporte facilement des poids de plusieurs dizaines de kN, même en fluage. Cela impose l'utilisation d'un système de levier de rapport 1 : 5 à 1 : 15 (Figure IV.33). Il va sans dire que la partie des tiges de la ligne de charge qui se trouve à l'intérieur du four doit être en acier allié résistant à haute température, voire en superalliage. Le diamètre de ces tiges doit bien sûr être supérieur à celui de l'éprouvette.



**Figure IV.33** – Machine d'essai de fluage à force constante.

Une autre solution relativement simple est également disponible sur le marché : elle consiste à appliquer la charge de traction au moyen d'un puissant ressort ancré sur le bâti de la machine. Chaque allongement de l'éprouvette par fluage détend le ressort, et la contrainte initiale doit être maintenue constante grâce à un moteur piloté par un capteur de force.

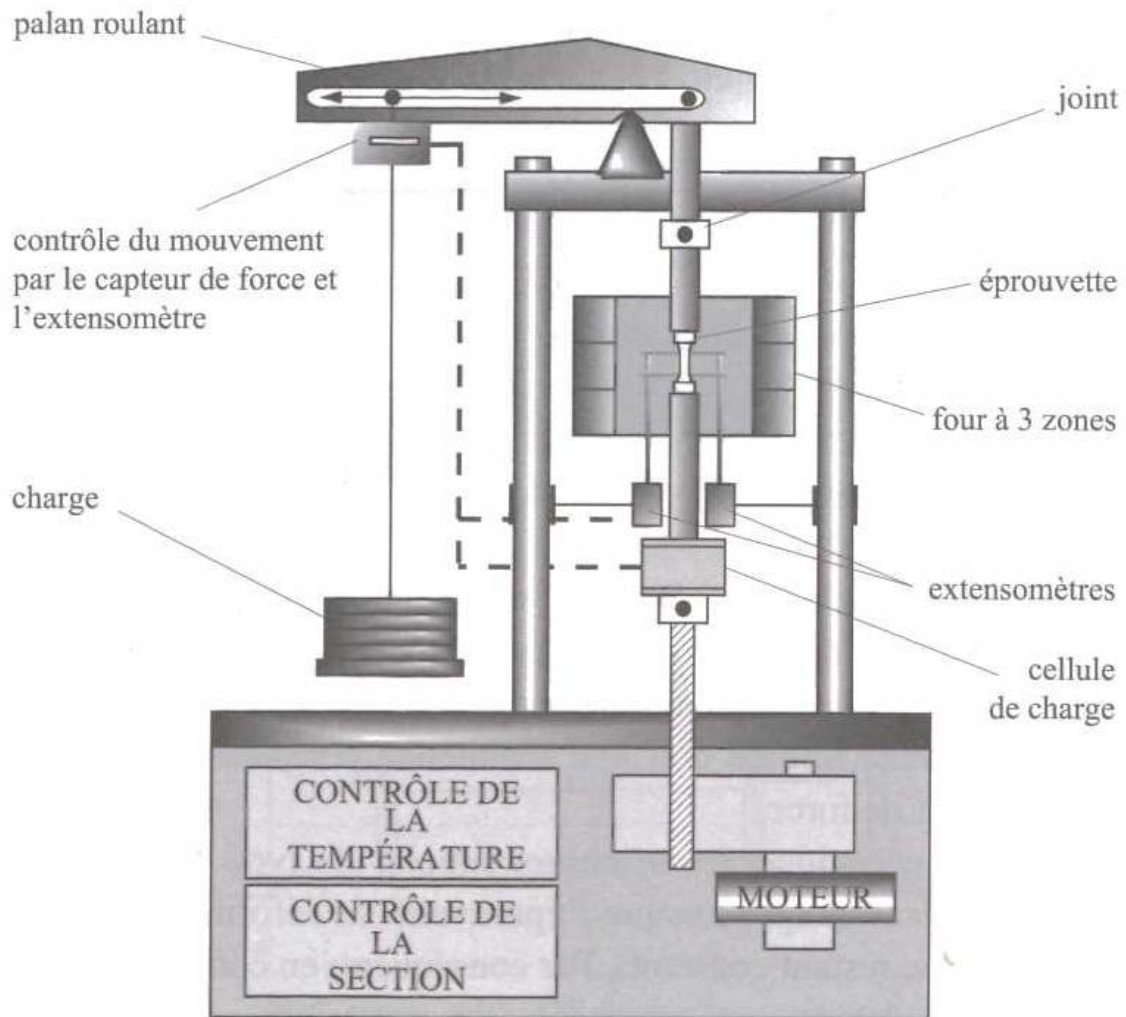
Sous l'aspect mécanique, les machines simples du type de celle de la figure IV.33 ont un gros désavantage : lorsque l'éprouvette se déforme de  $\varepsilon$ , la section  $S$  diminue (son volume restant constant). Par conséquent, en considérant que la force  $F$  transmise par le levier reste constante, la contrainte agissant sur la pièce augmente :

$$\sigma(\varepsilon) = \frac{F}{S(\varepsilon)} = \sigma_0 (1 + \varepsilon) \quad (\text{IV.19})$$

L'application de la relation de Norton donne alors :

$$\dot{\varepsilon} = \left( \frac{\sigma_0}{E} \right)^n (1 + \varepsilon)^n \quad (\text{IV.20})$$

La vitesse de fluage réelle est donc supérieure à la valeur obtenue sous une contrainte constante. Pour les déformations inférieures à 1 % (importantes d'un point de vue



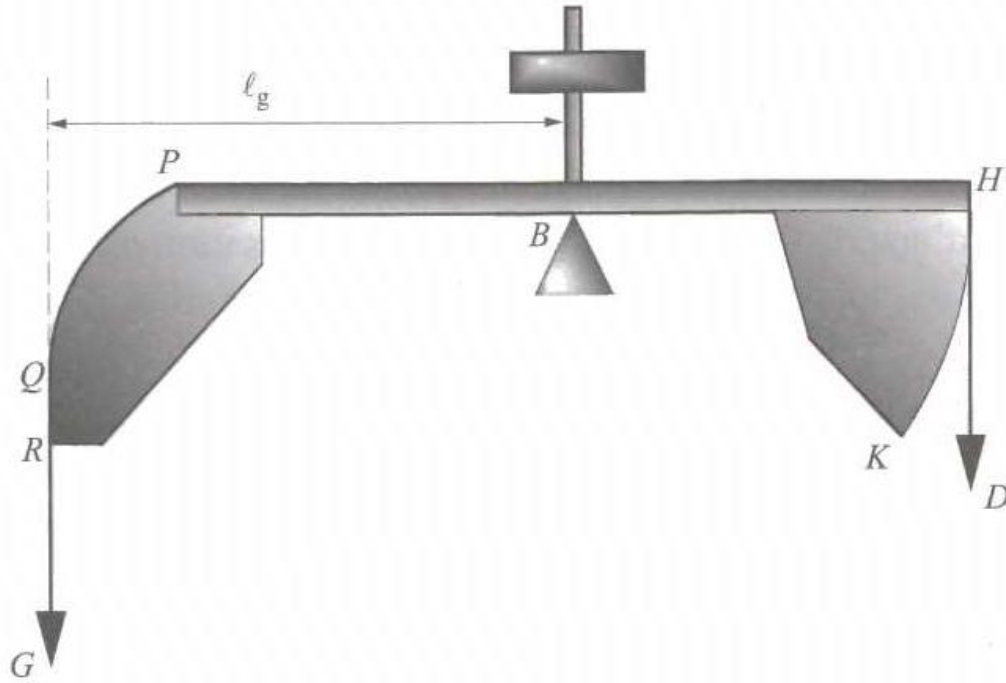
**Figure IV.34** – Machine d'essai de fluage à contrainte constante.

application pratique), la différence est négligeable. En revanche, pour une déformation d'environ 20 %, le facteur de correction à appliquer vaut déjà 2.07, pour  $n = 4$ .

**Remarque IV.8** *L'essai à charge constante (au lieu de contrainte constante) surestime donc largement la déformation en fluage, et ce d'autant plus que certains aciers alliés et alliages à base de Nickel conçus pour une utilisation à haute température possèdent des valeurs  $n$  allant de 7 à 12. Dès lors, on a cherché à introduire des servomécanismes susceptibles de compenser l'augmentation de la contrainte selon l'expression IV.19, en réduisant la longueur effective du levier côté poids. Une méthode pour y parvenir est de suspendre le poids à un palan roulant, dont le mouvement le long du levier est piloté par un capteur de force installé dans la ligne d'amarrage (Figure IV.34).*

*Une alternative très astucieuse d'un point de vue mécanique, publiée en 1932, est due à deux pionniers de la recherche sur le fluage, E.N. Andrade et B. Chalmers (Figure IV.35). Ces auteurs ont proposé de transmettre les forces, entre levier et pièce d'un côté, et entre levier et poids de l'autre, au moyen de chaînes flexibles en lieu et place de tiges rigides. Ces chaînes sont alors guidées suivant l'inclinaison du levier par deux cames,*

de telle sorte que, quelle que soit la déformation  $\varepsilon$ , le bras de levier est effectivement corrigé par le facteur  $(1 + \varepsilon)$  de l'équation IV.19.



**Figure IV.35** – Principe de l'essai de fluage développé par Andrade et Chalmers.

Pour déterminer les relations  $\varepsilon(t)$ , des machines d'essai de fluage sous  $\sigma = c^{ste}$  sont indispensables (problématiques des laboratoires de recherche). En revanche, pour les besoins des laboratoires de contrôle de qualité, habitués aux demandes de contrôles par centaines, voire par milliers d'éprouvettes, de tels efforts ne se justifient pas. Un autre argument mérite d'être mentionné : dans la réalité des structures, ce sont plus souvent les charges, que les contraintes qui sont constantes. C'est pourquoi pour ce type de contrôles, on se borne aujourd'hui préférentiellement à utiliser des machines peu sophistiquées, de construction fiable, ne permettant que la sollicitation à charge constante pour de très longues durées, sans extensomètre. En général, ce type de machine ne fournit que le temps à rupture,  $t_r(F, T)$ , pour une charge initiale et une température données. Il est néanmoins possible et même habituel d'arrêter l'essai à des intervalles de temps prédéterminés, et de prélever les éprouvettes afin de déterminer leur déformation à l'instant  $t$ ,  $\varepsilon(t)$ , en utilisant des équipements optiques de haute précision, pour ensuite poursuivre l'essai de fluage sur la même éprouvette. Pour des petites déformations ( $\varepsilon < 1\%$ ) et de très longues durées ( $t > 10^4$  h), cette méthode de mesure s'avère nettement moins coûteuse et plus précise que celle utilisant un extensomètre, sujette à plusieurs sources d'erreur.

En résumé, il existe deux niveaux de complexité pour l'essai de fluage :

- pour déterminer  $t_r$  et  $\varepsilon_r$  à une température et une charge initiale données :

$$\text{essai à } F = c^{ste} \quad (\text{IV.21})$$

(équipement simple, grand nombre d'éprouvettes ; but : essais de longue durée)

- pour contrôle de qualité et dimensionnement approximatif) ;  
 – pour déterminer la fonction  $\varepsilon(t)$  et la vitesse de fluage  $\dot{\varepsilon}$  en fonction de  $T$  et  $t$  :

$$\text{essai à } \sigma = c^{ste} \quad (IV.22)$$

(équipement sophistiqué, réglage nécessaire de  $\sigma$ , extensomètre obligatoire, système d'acquisition de données ; but : caractérisation précise et fine, détermination des lois de comportement, recherche scientifique).

### IV.2.3 Présentation des résultats

Nous avons montré que l'on peut réaliser l'essai de fluage de deux façons, dont la terminologie mérite d'être donnée dans les différentes langues :

	Objectif : déterminer	Désignation française	Désignation anglaise
I	$t_r$ ou $t_{1\%}$ pour $T$ et charge constante	essai de fluage (à long terme)	<i>stress-rupture test</i>
II	$\varepsilon(t)$ pour $\sigma$ , $T = c^{ste}$	essai de fluage	<i>creep test</i>

#### Essai de fluage à force constante

Dans l'essai du type I, l'expérimentateur souhaite acquérir les valeurs des temps à la rupture, ou celles des temps jusqu'à une déformation prédéfinie (le plus souvent 1 %), pour une contrainte nominale (force divisée par la section initiale) et une température données. En revanche, l'ingénieur en tant que responsable de projet est intéressé par la contrainte nominale admissible pour une durée de vie donnée, par exemple 10 000 h ou 200 000 h. Pour une durée de vie définie comme temps jusqu'à la rupture, on utilise la désignation suivante :

$$\sigma_r \text{ 10 000h } (\theta) \quad \text{ou} \quad \sigma_r \text{ 200 000h } (\theta) \quad (IV.23)$$

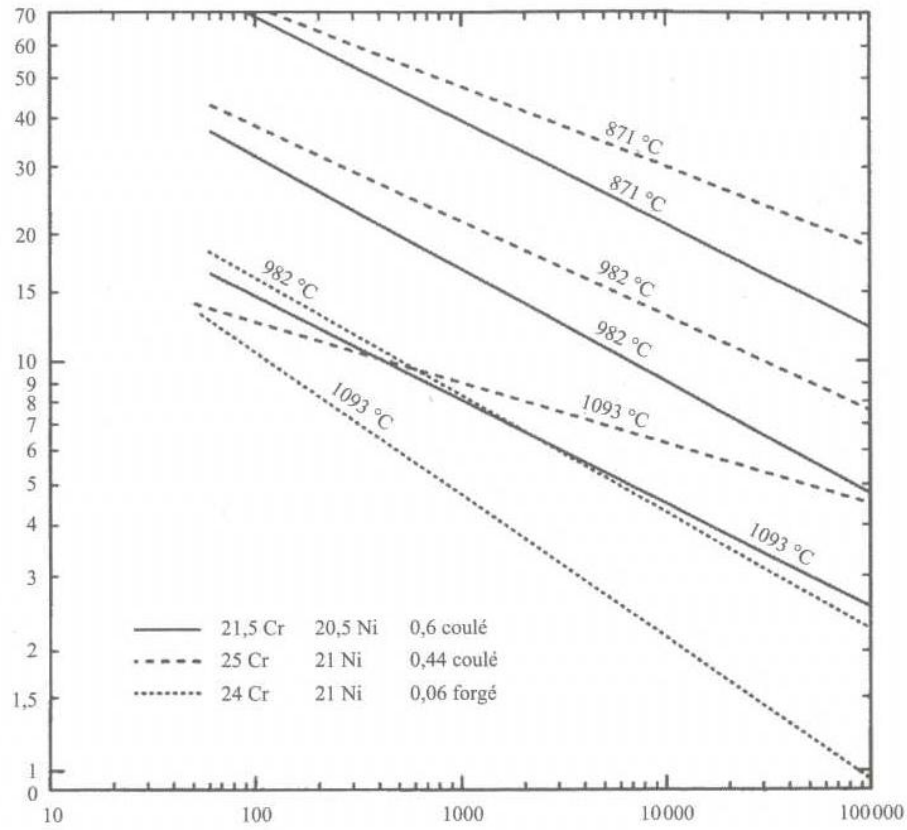
Pour une durée de vie définie comme temps jusqu'à une déformation de 1 %, on utilise la désignation suivante :

$$\sigma_{1\%} \text{ 10 000h } (\theta) \quad \text{ou} \quad \sigma_{1\%} \text{ 200 000h } (\theta) \quad (IV.24)$$

La seconde forme s'applique évidemment au cas d'une limite supérieure tolérable de la déformation. La présentation graphique habituelle de ces résultats est le diagramme de fluage (en anglais : *stress-rupture diagram*). Ce diagramme regroupe les valeurs  $\sigma_r(t)$  ou  $\sigma_{1\%}(t)$  en courbes interpolées sur une échelle logarithmique du temps, proposant une courbe pour chaque température. Un exemple typique est donné en figure IV.36 pour trois aciers inoxydables.

La relation de Monkman-Grant entre le temps jusqu'à la rupture et la vitesse minimale de fluage ( $\dot{\varepsilon}_{min}$ ) :

$$t_r = \frac{C^{ste}}{\dot{\varepsilon}_{min}} \quad (IV.25)$$



**Figure IV.36** – Courbes contrainte [MPa]-temps à rupture [h] pour trois aciers inoxydables austénitiques à différentes températures.

permet un calcul semi-théorique du temps jusqu'à la rupture, en utilisant pour ( $\dot{\epsilon}_{min}$ ) la relation de Norton :

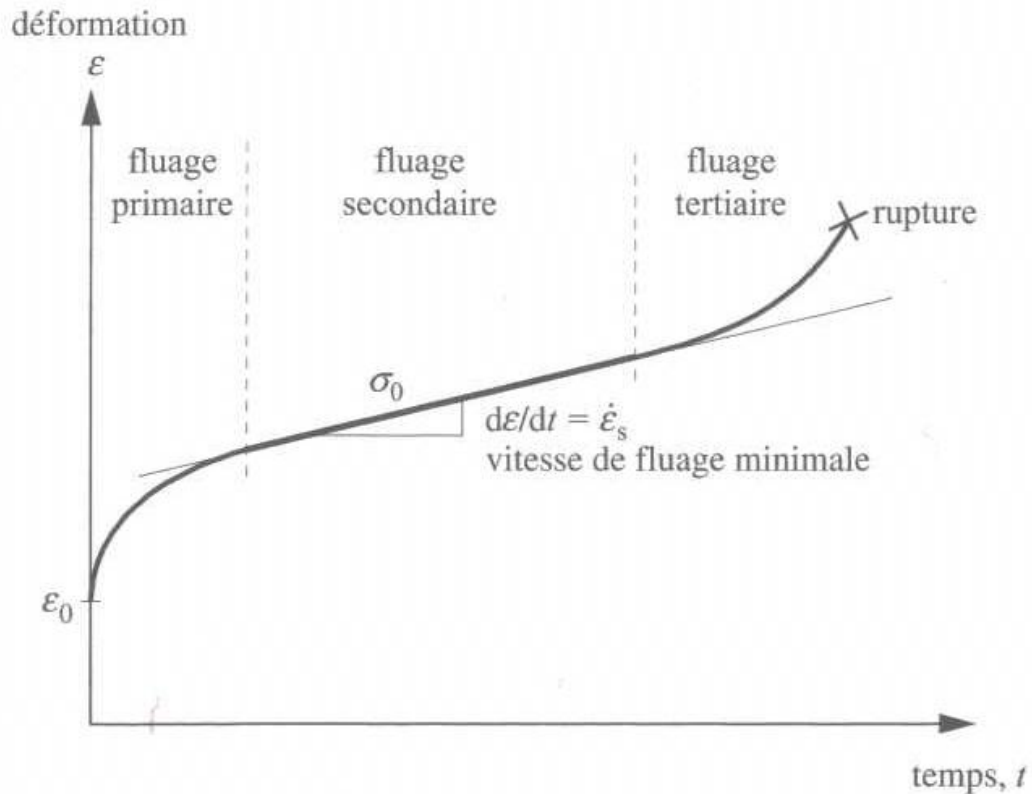
$$t_r = \frac{C^{ste}}{\sigma^n} \quad (IV.26)$$

Dès lors :

$$\log t_r = B - n \log \sigma \quad (IV.27)$$

Cette dernière forme suggère qu'il est intéressant de présenter les résultats de l'essai de fluage dans un diagramme  $\log - \log$  ( $\log \sigma$  en fonction de  $\log t_r$ ) afin d'obtenir une droite de pente ( $-n$ ). Malheureusement, l'exposant  $n$  est en règle générale lui-même une fonction de la contrainte appliquée, en raison de l'activation de différents mécanismes de déformation. Il a tendance à prendre des valeurs supérieures à 4 pour les fortes contraintes (courtes durées de vie), mais tend vers 1 pour les essais à faible contrainte (très longues durées de vie). C'est pourquoi on se borne dans la pratique à utiliser des diagrammes qui présentent  $\sigma$  (et non pas  $\log \sigma$ ) en fonction de  $\log t_r$ , en acceptant la non-linéarité caractéristique des courbes. Remarquons par ailleurs la concision de l'information obtenue par les essais de fluage du type I sous forme de contraintes caractéristiques ( $\sigma_{1\% 10\ 000h}(\theta)$  ou  $\sigma_{1\% 200\ 000h}(\theta)$ ) que l'on peut appeler résistances au fluage.

## Essai de fluage à contrainte constante

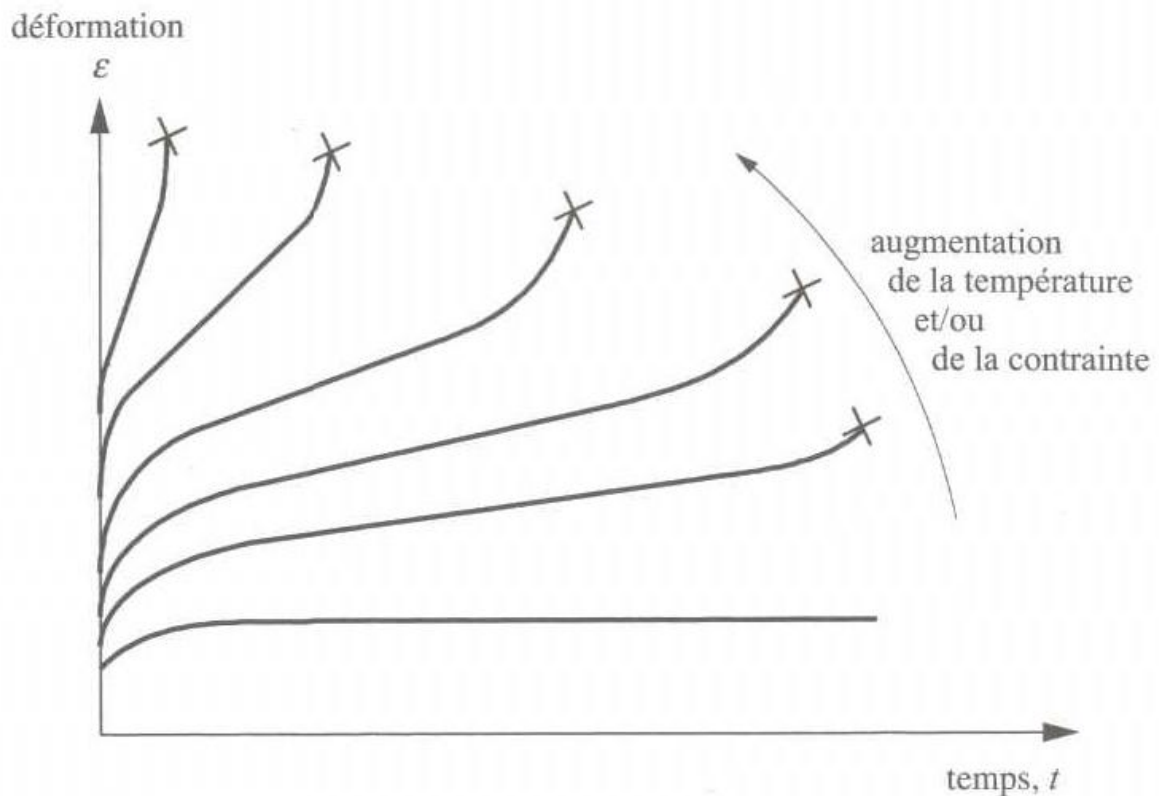


**Figure IV.37** – Allure schématique d'une courbe de fluage  $\varepsilon(t)$ .

Les essais du type II (réalisés avec extensomètre) fournissent d'autres informations, que l'on présente alors de façon différente. La plus directe est la courbe de fluage  $\varepsilon(t)$  classique. Le cas idéal, objet d'enseignement introductif au fluage sur le plan mondial, présente trois régimes que l'on appelle respectivement fluage primaire, fluage secondaire et fluage tertiaire (Figure IV.37). Mais ce type de courbe ne se rencontre que pour des métaux purs et des alliages monophasés. Pour la plupart des alliages industriels, le fluage primaire (ou de transition) est à peine visible, étant limité à des déformations très faibles (de l'ordre de 0.1 %). Quant aux influences assez semblables de la contrainte et de la température sur la courbe de fluage, la figure IV.38 les montre schématiquement. Si la déformation totale est portée en ordonnée, elle comprend évidemment une composante élastique, égale à  $\varepsilon_e = \sigma/E$ . Certains auteurs la soustraient, reportant alors en ordonnée  $\varepsilon_p$  au lieu de  $\varepsilon$ .

Bien que les courbes  $\log \sigma - \log t$ , et  $\sigma - \log t$ , et la courbe de fluage  $\varepsilon(t)$  soient directement liées à ce qu'on observe, il existe des arguments, tant pratiques que scientifiques, qui penchent en faveur d'une présentation différentielle des résultats, soit en termes de  $\dot{\varepsilon}$  au lieu de  $\varepsilon$  (pour  $\sigma = c^{ste}$ ,  $T = c^{ste}$ ).

Le premier argument est pratique : le durcissement par écrouissage provoque dans beaucoup de matériaux de construction une chute de la vitesse de fluage de 2 ou 3 ordres de grandeur lors des premiers 0.1 à 1 % de déformation de fluage transitoire. De telles valeurs sont très difficiles à visualiser sur une échelle autre que



**Figure IV.38** – Illustration schématique de l'effet d'une température et/ou d'une contrainte croissante sur la forme des courbes de fluage.

logarithmique. Un argument analogue est valable pour l'accélération du fluage tertiaire, dû à l'endommagement et à la dégradation microstructurale.

Le second argument se base sur la physique. Du point de vue des micro-mécanismes et des lois physiques, c'est la vitesse de déformation en chaque instant (et non pas la déformation cumulée au cours du temps) qui est contrôlée par les paramètres "contrainte" et "température". Soulignons le fait que, pour la déformation à haute température, le temps entre en jeu sous forme de phénomènes thermiquement activés, c'est-à-dire par des déplacements à l'échelle atomique, se traduisant par une vitesse de déformation macroscopique  $\dot{\varepsilon}$ .

D'autre part, la déformation  $\varepsilon$  s'impose comme choix de référence pour l'abscisse, parce qu'elle permet une meilleure comparaison entre les résultats des essais menés à différentes contraintes et différentes températures. En effet, les expériences montrent que l'état structural, après par exemple 1, 10 ou 20 % de déformation en fluage, n'est pas vraiment influencé par la contrainte et la température responsables de telle ou telle déformation. Les influences de  $\sigma$  et  $T$  sur la déformation à la rupture ne sont pas très marquées non plus. En revanche, les temps nécessaires pour atteindre  $x\%$  de déformation de fluage ou la rupture varient fortement avec  $\sigma$  et  $T$ .

La présentation  $\log \dot{\varepsilon}$  en fonction de  $s$  permet aussi de focaliser l'attention sur la vitesse secondaire (dite encore stationnaire) de fluage  $\dot{\varepsilon}(\sigma, T)$  (Figure IV.37). Celle-ci caractérise le comportement du matériau sous conditions de fluage à haute température de manière succincte, de même que  $\sigma_{200000h}$ . Or, les relations (11.4a et

b), bien que “simplificatrices”, sont utilisées dans les milieux scientifiques et industriels pour déterminer la vitesse de fluage. Dans les cas où une vitesse stationnaire n’est pas atteinte (en raison de modifications structurales concomitantes de la déformation), ces formules sont appliquées à la vitesse minimale de fluage,  $\varepsilon_{min}$ . Cette vitesse semble correspondre à une situation très “temporaire” dans le processus de fluage, si on ne regarde que les diagrammes  $\log \dot{\varepsilon} - \varepsilon$ . En réalité,  $\dot{\varepsilon}_{min}$  peut s’avérer dominante sur un grand laps du temps de fluage, en raison de sa faible valeur, qui a pour conséquence que l’éprouvette reste longtemps dans le même état.

Pour donner les résultats d’un essai de fluage de manière concise, il est donc important de déterminer l’exposant de contrainte de la relation de Norton,  $n$ , et l’énergie d’activation effective de la relation d’Arrhenius,  $Q_{eff}$ . Soulignons qu’il s’agit d’une description “phénoménologique” du comportement du matériau étudié. Toute interprétation micromécanique nécessiterait en revanche une modélisation détaillée. La marche à suivre pour déterminer  $n$  et  $Q_{eff}$  est simple :

$$n = \frac{\partial \dot{\varepsilon}}{\partial \left(\frac{\sigma}{E}\right)}, \quad Q_{eff} = \frac{\partial \dot{\varepsilon}}{\partial \left(\frac{A}{RT}\right)} \quad (\text{IV.28})$$

On reporte graphiquement les valeurs mesurées du logarithme de la vitesse de fluage (stationnaire ou minimale) en ordonnée, en fonction de  $\log(\sigma/b)$  et de  $(1/RT)$  respectivement, les pentes de ces courbes définissant  $n$  et  $Q_{eff}$ . Cette procédure nécessite cependant la réalisation d’un nombre relativement important d’essais à différentes contraintes et températures. Pour simplifier, avec toutefois un certain risque de perte de précision, il est recommandé de réaliser sur la même éprouvette des sauts de contrainte, en mesurant la vitesse de fluage avant et (par extrapolation) après le saut. En principe, on peut également appliquer des sauts de température afin de déterminer  $Q_{eff}$ , mais un changement rapide de la température est beaucoup plus difficile à réaliser en pratique.

Attirons enfin l’attention sur le fait que le “plateau” de la vitesse de fluage dans le régime secondaire correspond au plateau de la contrainte dans un essai à vitesse de déformation constante (constant strain rate test ou essai CSR). Ceci signifie que les essais CSR peuvent également être utilisés pour déterminer  $n$  et  $Q_{eff}$ .

## IV.2.4 Essai de relaxation de contrainte

### IV.2.4.1 Généralités

Dans un essai de relaxation, c’est la déformation  $\varepsilon$  qui est maintenue constante, et la réponse en contrainte  $\sigma(t)$  qui est étudiée.

Durant la relaxation, les processus irréversibles et thermiquement activés déplacent des atomes dans le corps solide sous contrainte, de telle sorte que leur nombre par unité de longueur de l’axe de contrainte augmente (en conséquence, le nombre moyen d’atomes par unité de diamètre diminue). Le résultat de ces déplacements à l’échelle atomique, qui constituent une déformation inélastique, est une diminution de la contrainte à longueur constante. Outre les déplacements des atomes individuels, différents processus peuvent contribuer à la déformation inélastique de relaxation : glissement de dislocations, glissement de joints de grain, transformation de phases (martensitique et/ ou autre). Plusieurs de ces processus peuvent se succéder lors

d'un essai de relaxation, Ainsi, de manière évidente, la relaxation de contrainte est un phénomène de même nature physique que le fluage.

L'importance de l'essai de relaxation pour l'ingénierie des matériaux, et donc la raison de l'introduction d'essais de relaxation normalisés, résident dans l'utilisation de ces matériaux pour réaliser des éléments de construction exigeant le maintien fiable d'une force entre deux composants sur une longue durée (et particulièrement à température élevée). Citons quelques exemples : assemblages par vissage ou rivetage, brides, garnitures et étoupages, systèmes à forte pression intérieure, fils et treillis d'acier pour le béton précontraint. En raison des durées de vie très longues attendues pour quelques-unes de ces installations, le terme "température élevée" doit être entendu, dans ce contexte, comme "permettant des processus d'activation thermique", même à des vitesses extrêmement lentes. Cela signifie qu'une température de 100°C est déjà une température élevée pour des assemblages en aluminium ou en cuivre. Et bien sûr, la relaxation des contraintes est un problème crucial pour la plupart des matériaux polymères.

#### IV.2.4.2 Mise en œuvre expérimentale. Présentation des résultats

L'essai de relaxation de contrainte est réalisé. En principe, en chargeant sur une machine d'essai, électromécanique en général, une éprouvette en traction jusqu'à la déformation en donnée. La machine est alors arrêtée (à l'instant noté  $t_0$ ) et on commence à mesurer, en fonction du temps, la contrainte,  $\sigma(t)$ , à l'aide d'un capteur de force.

Une éprouvette est similaire à celle utilisée pour l'essai de traction ; la partie utile est néanmoins plus longue, afin d'augmenter la précision de contrôle de la déformation (par exemple, longueur de référence de 150mm, pour un diamètre de 10mm). Sur la courbe d'évolution de la contrainte enregistrée, on peut déterminer le taux de relaxation,  $\partial\sigma/\partial t$ , à un instant donné,  $t = t_0 + \Delta t$ . Une autre présentation possible consiste à reporter la contrainte en fonction de  $\log t$ . En règle générale, ce diagramme présente une partie pratiquement linéaire que l'on peut décrire analytiquement par la relation :

$$\sigma(t) = \sigma_0 + b \ln \left( 1 + \frac{t}{t_0} \right) \quad (\text{IV.29})$$

On peut démontrer qu'une telle relation découle d'une loi de comportement de la vitesse de déformation inélastique responsable de la relaxation de contrainte de type :

$$\frac{\partial\varepsilon}{\partial t} = B \cdot \sinh \left[ \frac{(\sigma - \sigma_f)}{b} \right] \quad (\text{IV.30})$$

où  $\sigma_f$  désigne la contrainte vers laquelle tend asymptotiquement  $\sigma$  après une longue durée de la relaxation. Les paramètres  $B$  et  $b$  peuvent être associés à la théorie des processus microstructuraux.

Le problème crucial de l'essai de relaxation de contrainte est évident : comment respecter la condition  $\varepsilon = c^{ste}$  pendant que la contrainte diminue ? Il ne suffit pas d'arrêter l'entraînement de la machine, car : a) aucune machine d'essai n'est infiniment rigide, et b) les capteurs de force sont eux aussi, le plus souvent, des composants élastiques qui se déforment au fur et à mesure que la contrainte diminue. Pour des mesures de haute précision, il s'avère donc indispensable de mesurer séparément les

constantes de rigidité du bâti et du système de transmission de force de la machine, ainsi que celle du capteur de force. On peut traiter l'ensemble machine-capteur-éprouvette comme un système constitué de deux éléments élastiques plus un élément élasto-viscoplastique. Ceci permet d'estimer, par le calcul, l'erreur introduite par ces différents facteurs, et de les corriger activement par de très petits mouvements de la machine.

Pour terminer, se pose la question stratégique de "comment effectuer des essais de relaxation de très longue durée, sur un grand nombre d'éprouvettes, à température élevée, sans utiliser un nombre déraisonnable de machines d'essai universelles coûteuses". Plusieurs types de dispositifs simples, robustes et fiables ont été proposés et donnent de bons résultats. La relaxation du matériau  $y$  est étudiée au cours d'intervalles  $\Delta t$  dans un four réglé en température ; après chaque intervalle  $\Delta t$ , la contrainte relaxée est déterminée, puis la même valeur de déformation  $\varepsilon$  de l'éprouvette est rétablie au besoin. La courbe de relaxation est obtenue par interpolation entre les points  $\Delta\sigma - \Delta t$ . Cette méthode est approximative, mais elle donne facilement des résultats pour un grand nombre d'éprouvettes.

## Vocabulaire anglais technique

Français	Anglais
amplitude de contrainte	stress amplitude ratio
contrainte maximale	maximal stress
contrainte minimale	minimal stress
contrainte moyenne	average stress
durée de vie	lifetime
essai de fluage	creep test
essai de fluage à long terme	stress-rupture test
essai de relaxation	stress relaxation test
fatigue endurance	fatigue strength, fatigue endurance, endurance
fatigue oligocyclique	low cycle fatigue
fréquence	frequency
limite d'endurance	fatigue limit, endurance limit
machine de flexion rotative	rotating bending test
nombre de cycle à rupture	number of cycle to failure
propagation de fissure par fatigue	fatigue-crack propagation
rapport d'amplitude de contrainte	stress amplitude ratio
rapport de charge	stress ratio

## Pour en savoir plus

### Normes

Normes pour les essais de fatigue :

- NF A O3-400 (1983) : Produits sidérurgiques. Essais de fatigue. Principes généraux.
- NF A 03-401 (1983) : Produits sidérurgiques. Essais de fatigue sous charge axiale.
- NF A 03-402 (1983) : Produits sidérurgiques. Essais de fatigue par flexion rotative.
- NF A 03-403 (1990) : Produits métalliques. Pratique des essais de fatigue oligocyclique.
- NF A 03-405 (1991) : Produits métalliques. Essais de fatigue. Traitement statistique des données.

Normes pour les essais de fatigue propagation :

- NF A 03-404 (1991) Pratique des essais de vitesse de propagation de fissure en fatigue.

Normes pour les essais de fluage :

- ASTM : Annual Book of ASTM Standard. 1987, Vol. 3.01 : E 139-83 “Standard practice for conducting creep, creep-rupture and stress-rupture tests of metallic materials” ; E 328-86 “Standard methods for stress relaxation tests for materials and structures”

### Ouvrages de références

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

- S. Degallaix & B. Ilschner (2007) *Traité des matériaux 2 : Caractérisation expérimentale des matériaux I*. Presses Polytechnique et Universitaires Romandes (620.11 TRA)
- J. Barralis & G. Maeder (2002) *Précis : Métallurgie*. Nathan (669 BAR)
- J.-P. Bailon & J.-M. Dorlot (2000) *Des Matériaux (3<sup>e</sup> édition)*. Presses Internationales Polytechnique (620.112 BAI)
- C. Bathis & A. Pineau (2008) *Fatigue des matériaux et des structures. (Tomes 1 à 4)*. Hermes Sciences (620.11 TRA FAT)
- C. Bathias & C.P. Paris (2005) *Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice*. Marcel Dekker

### Vocabulaire anglais

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

## Exercices

### Exercice 1 : Cycle de contrainte

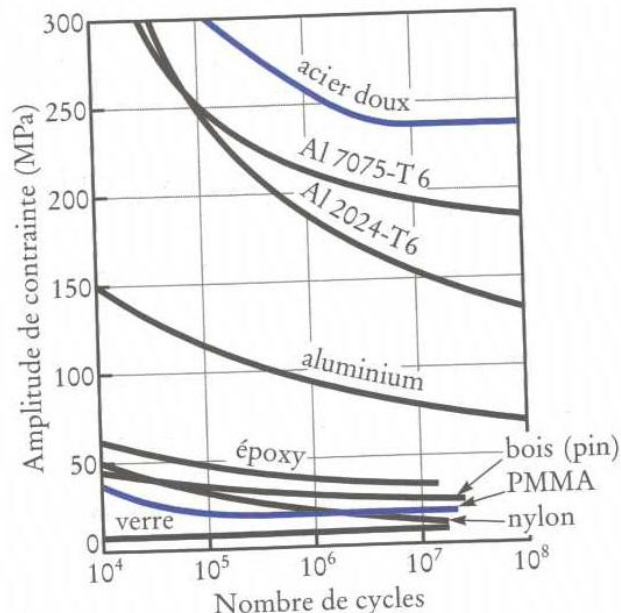
**Question IV.2.1** Tracer le cycle de contrainte correspondant à une sollicitation sinusoïdale de fréquence  $f = 100\text{Hz}$ , de rapport de charge  $R_\sigma = -1$  et d'amplitude de contrainte  $\sigma_a = 100\text{MPa}$ .

**Question IV.2.2** Déterminer les caractéristiques suivantes de ce chargement : la contrainte maximale, la contrainte minimale, l'étendue de variation des contraintes, la contrainte moyenne, le rapport d'amplitude de contrainte, la période du cycle.

**Question IV.2.3** Reprendre les deux premières questions pour un chargement triangulaire de période  $\tau = 10\text{ms}$ , un rapport de charge  $R_\sigma = 0$  et une amplitude de contrainte  $\sigma_a = 55\text{MPa}$ .

**Question IV.2.4** Sur la figure précédente, tracer le même chargement mais pour les rapports de charges suivants :  $R_\sigma = -\infty$ ;  $1$ ;  $\infty$ .

### Exercice 2 : Choix d'un alliage d'aluminium



**Figure IV.39** – Courbes d'endurance de plusieurs matériaux.

Pour un axe devant subir en service des contraintes de flexion rotative, vous avez le choix entre deux alliages d'aluminium : le 2024-T6 et le 7075-T6. Les courbes de Wöhler de ces deux alliages sont données sur la figure IV.39. La durée de vie exigée pour l'axe est égale à  $10^7$  cycles.

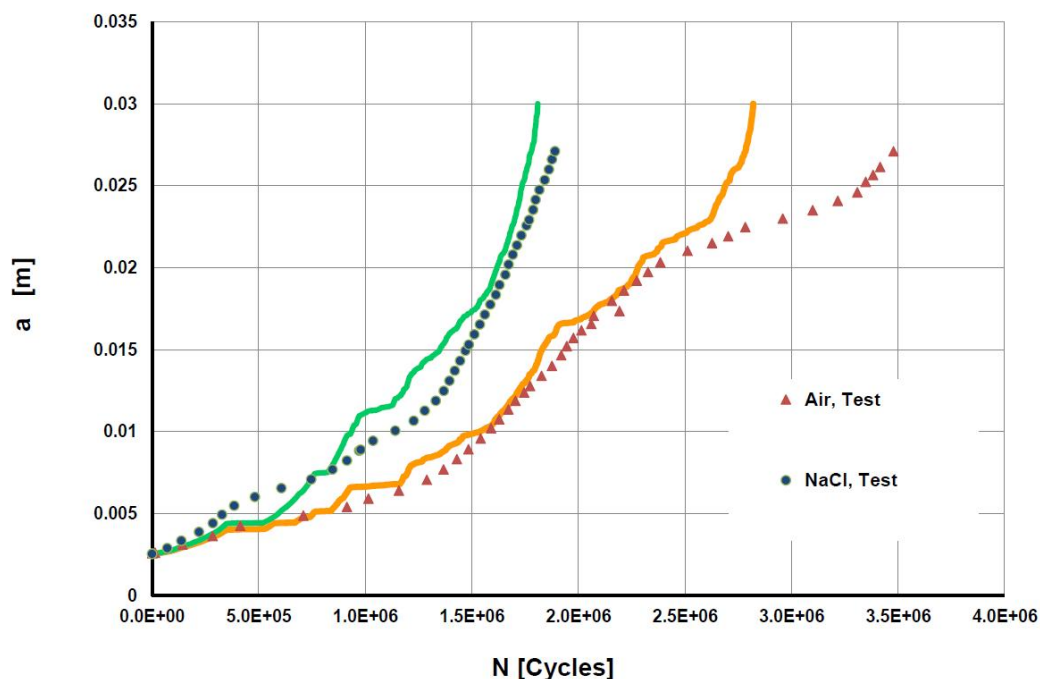
**Question IV.2.5** Quelle sera l'amplitude maximale de contrainte  $\sigma_a$  tolérable sur l'axe selon l'alliage que vous choisirez ?

**Question IV.2.6** Pour la durée de vie imposée à l'axe et pour une amplitude égale de la force de flexion imposée à l'axe, quelle devra être la valeur du rapport  $d_2/d_1$ , ou  $d_2$  est le diamètre de l'axe fait d'alliage 7075-T6 et  $d_1$  le diamètre de l'axe fait d'alliage 2024-T6 ?

**Question IV.2.7** Quelles sont les limites d'endurances de l'acier doux.

**Question IV.2.8** Déterminer l'amplitude maximale de contrainte  $\sigma_a$  tolérable pour un axe en acier doux dont le chargement tel que  $R_\sigma = 1$  ? La résistance à la rupture de l'acier doux est de 440 MPa.

### Exercice 3 : Fatigue propagation



**Figure IV.40** – Courbe profondeur de fissure  $a$  vs nombre de cycle  $n$  pour un alliage d'aluminium 7075 dans l'air et dans l'eau salée ( $R_K = -1$  et  $\sigma_{max} = 100$  MPa).

**Question IV.2.9** A partir de la figure IV.40, proposer une méthode pour construire la courbe de fatigue propagation de l'alliage d'aluminium 7075 sollicité dans l'air dont l'éprouvette à un facteur géométrique  $\alpha = 1.3$

Soit une éprouvette en acier dont la courbe de fatigue propagation est donnée sur la figure IV.41 et dont le facteur géométrique  $\alpha = 1.25$ .

**Question IV.2.10** Déterminer la valeur critique du facteur d'intensité des contraintes  $K_{IC}$  pour lequel il y a rupture brutale de l'éprouvette.

**Question IV.2.11** Sachant qu'une pièce faite en acier contient une fissure de 3 mm, déterminer l'amplitude maximale de contrainte qu'on peut lui appliquer sans qu'il y est propagation de la fissure.

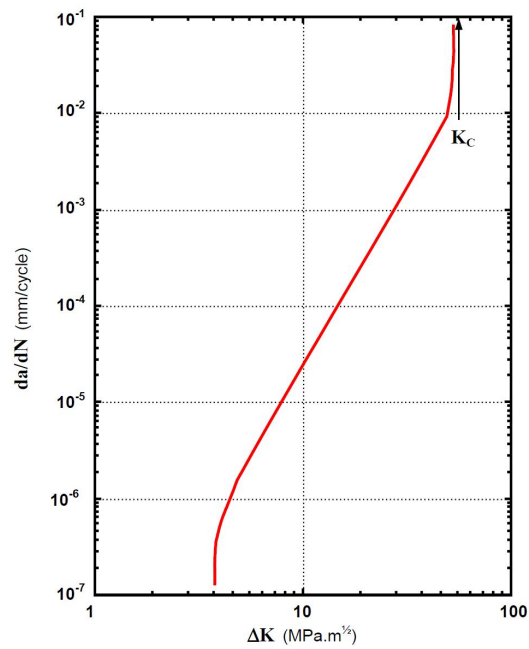


Figure IV.41 – Courbe fatigue propagation d'un acier.

Question IV.2.12 Déterminer les coefficients de la loi de Paris de cet acier.

### Exercice 4 : Essai de fluage

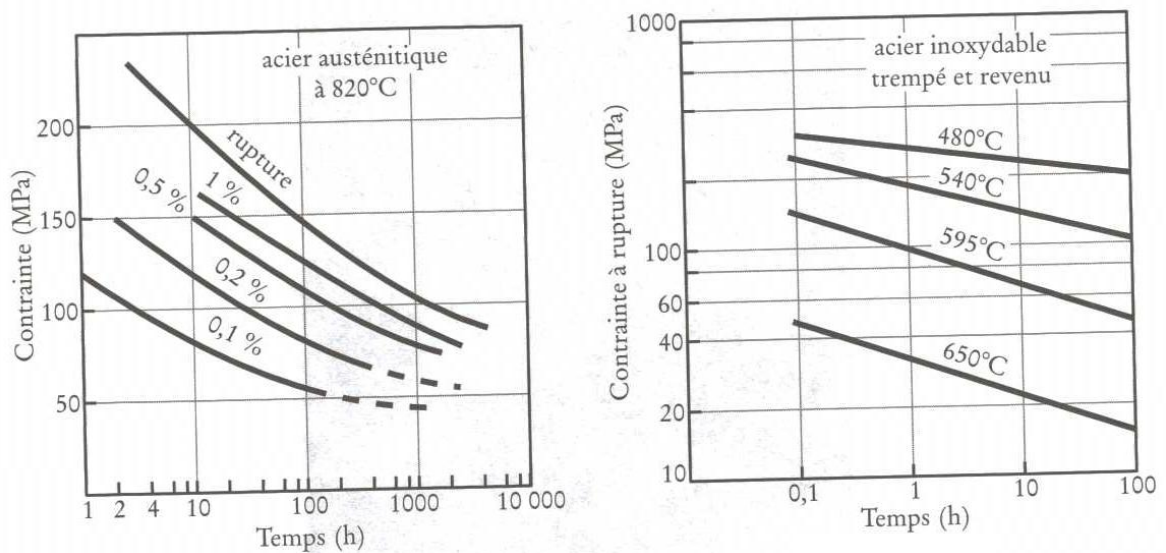
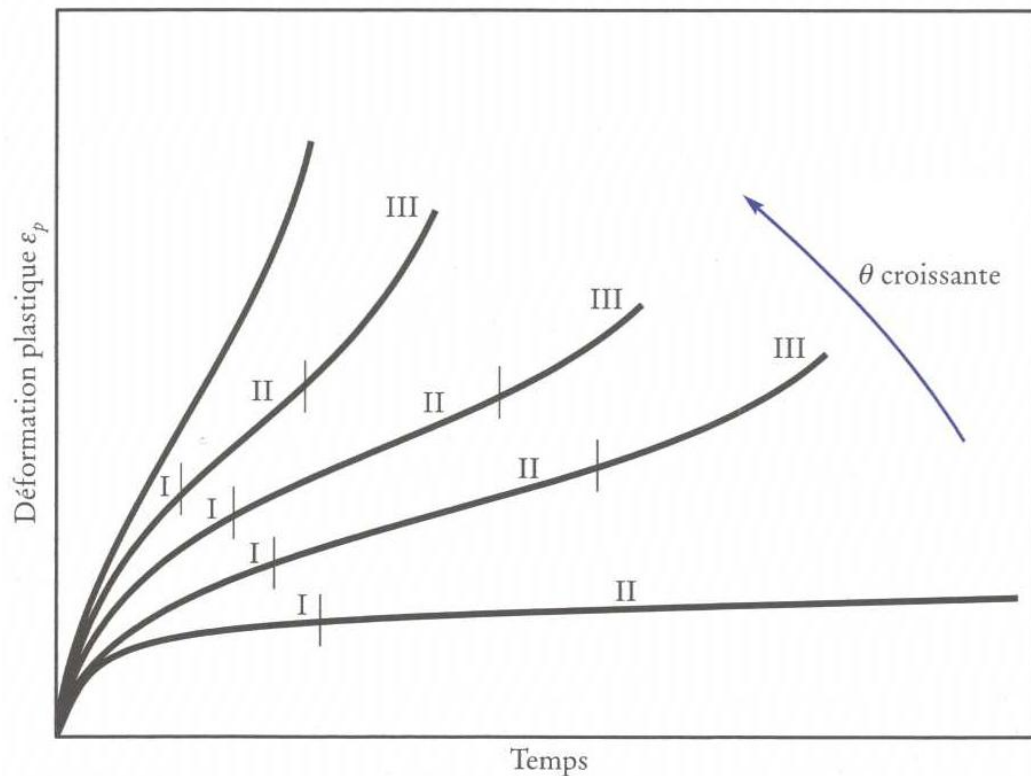


Figure IV.42 – Représentation graphique du comportement d'un acier inoxydable austénitique soumis à un essai de fluage à force constante.

Question IV.2.13 Déterminer le temps pour qu'une pièce se rompe à 820 °C pour une contrainte 150 MPa.

**Question IV.2.14** Quelle sera la déformation au bout de 10 heures à 100 MPa pour une température de 820 °C.

**Question IV.2.15** Déterminer le temps de rupture  $t_r$  pour un chargement de 100 MPa à 595 °C et 480 °C.



**Figure IV.43** – Courbes de fluage pour des températures croissantes à contrainte constante.

**Question IV.2.16** La figure IV.43 donne un ensemble de courbes de fluage pour différentes températures pour une contrainte  $\sigma$  constante. Expliquer comment on exploite ces résultats pour identifier la loi d'Arrhénius du matériau.



---

# Chapitre -V-

## Défauts & contrôle non-destructif

---

### Table des Matières

---

<b>V.1</b>	<b>Les processus métallurgiques générateurs de défauts . . .</b>	<b>173</b>
V.1.1	La solidification . . . . .	173
V.1.2	Aspects spécifiques des soudures . . . . .	178
V.1.3	La mise en forme et les traitements thermiques . . . . .	182
<b>V.2</b>	<b>Le suivi des défauts : le contrôle non destructif . . . . .</b>	<b>186</b>
V.2.1	Les rayons X et $\gamma$ . . . . .	186
V.2.2	Les ultrasons . . . . .	187
V.2.3	Autres techniques . . . . .	193

---

### Objectifs

- Identifier un défauts.
- Connaître l'origine des principaux défauts.
- Connaître les principales techniques de contrôle non-destructif.
- Savoir interpréter les résultats de contrôle par ultrason.

## Exercice type

### Défauts métallurgiques

**Question V.0.17** *Quels sont les défauts liés à la solidification ? Quels sont leur origine et leur remède ?*

**Question V.0.18** *Quels sont les défauts liés à la soudure ? Quels sont leur origine et leur remède ?*

**Question V.0.19** *Quels sont les défauts liés à la mise en forme ? Quels sont leur origine et leur remède ?*

**Question V.0.20** *Quels sont les défauts liés à l'usinage ? Quels sont leur origine et leur remède ?*

**Question V.0.21** *Quels sont les défauts liés aux traitements thermiques ? Quels sont leur origine et leur remède ?*

### Contrôle non destructif

**Question V.0.22** *Quelles sont les techniques de contrôle non-destructif que vous connaissez ?*

**Question V.0.23** *Quel est le principe de contrôle par ultrason ?*

**Question V.0.24** *Quel est l'élément indispensable pour avoir un signal ultrason lors du contrôle d'une pièce ?*

**Question V.0.25** *Quelles sont les limitations de contrôle par ultrasons ?*

La notion de défaut est à la fois assez intuitive et très imprécise. « Imperfection physique, partie imparfaite et qui ne possède pas les qualités requises » précise le Robert. Une telle définition souligne combien la caractérisation d'un défaut n'est en rien absolue, mais relative à l'usage que l'on veut faire de la pièce ou de l'assemblage où il est présent. Une sémantique moderne permet de réduire le flou d'une telle approche. Elle ne sera pas détaillée ici et l'on se limitera seulement à détailler les principales origines des défauts et les moyens de les caractériser.

Ainsi, la pureté chimique, la structure cristalline, l'état de surface ou la présence de certaines inclusions auront une importance très différente selon qu'on utilise un métal pour ses propriétés électroniques, magnétiques, mécaniques ou de résistance à la corrosion. Ce qui pourra être considéré comme un défaut grave pour une application donnée sera parfois un avantage pour un autre usage. De même, les diverses parties d'un assemblage n'étant pas soumises aux mêmes sollicitations, ni au même environnement, un défaut présent à un endroit donné pourra nécessiter une reprise avant remise au client alors que, situé différemment dans la pièce, il sera considéré comme insignifiant.

Lors de tout contrôle de pièce, il est donc nécessaire de définir ce qui caractérise un défaut, c'est-à-dire une condition qui, reliant sa taille, sa géométrie, son emplacement et éventuellement son origine, précise son danger potentiel.

La liaison entre le contrôle et la conception devra donc être très étroite pour séparer ce qui est défaut de ce qui ne l'est pas. Elle devra être au moins aussi forte avec la fabrication pour comprendre la genèse des défauts et y porter remède.

L'objet de ce chapitre est de présenter quelques notions générales sur l'origine et l'évolution des défauts dans les pièces métalliques, afin de faciliter le dialogue entre ceux qui réalisent les contrôles ou utilisent les pièces, et ceux qui les ont conçues ou en ont réalisé les composants.

## V.1 Les processus métallurgiques générateurs de défauts

### V.1.1 La solidification

La quasi-totalité des métaux utilisés industriellement sont passés, à un moment donné de leur histoire, par l'état liquide à des fins d'élaboration ou de mise en forme. Lors de la solidification, divers phénomènes physiques, dont les conséquences seront variées, se manifestent et marquent le métal. Il en gardera la trace, souvent même après plusieurs autres transformations thermomécaniques.

Trois propriétés physiques particulières des métaux et alliages interviennent toujours lors de la solidification. Ce sont des caractéristiques intrinsèques de la transformation liquide/solide, dont il faut chercher à atténuer les conséquences.

#### V.1.1.1 La différence de solubilité des éléments d'alliage

Premièrement, la solubilité des éléments d'alliages est généralement très différente dans le solide et le liquide. En particulier, pratiquement toutes les impuretés et les constituants mineurs des alliages sont plus solubles dans le liquide que dans le solide. Lors de la progression du front de solidification, le solide qui se forme est plus pur

que le liquide qui lui donne naissance. Le liquide s'enrichit donc progressivement en constituants mineurs. Le gradient de concentration qui en résulte, entre les parties qui ont solidifié les premières et celles qui ont solidifié les dernières, est appelé la ségrégation.

De plus, le liquide s'enrichissant en soluté juste en avant du front de solidification, le gradient de concentration, créé dans le liquide, conduit à un mode de solidification instable. Le front de solidification n'est pas plan mais très perturbé et les cristaux se développent au sein du liquide de manière arborescente et enchevêtrée : ce sont les dendrites. À la fin de la solidification, le liquide restant, qui forme les zones inter-dendritiques, est fortement chargé en éléments mineurs, les concentrations locales d'impuretés pouvant être, pour de gros lingots, plusieurs fois supérieures à la composition nominale. Dans le cas des aciers, ceci est particulièrement important pour le soufre, l'étain ou le phosphore qui sont responsables de la fragilité de ces zones inter-dendritiques.

Le rejet des solutés lors de la solidification peut conduire à dépasser, dans le liquide, la limite de solubilité d'un élément particulier. Dans le cas des gaz, il se forme des bulles qui restent prisonnières de l'enchevêtrement des dendrites.

On obtient alors des soufflures. Dans certaines conditions, la réaction de dégagement gazeux peut s'entretenir sur le front de solidification. Des soufflures sont alors très allongées et perpendiculaires aux isothermes. On évite ces défauts en réduisant la quantité de gaz dissous dans le métal liquide, soit par dégazage sous vide ou argon, soit par fixation de l'oxygène sur les oxydes.

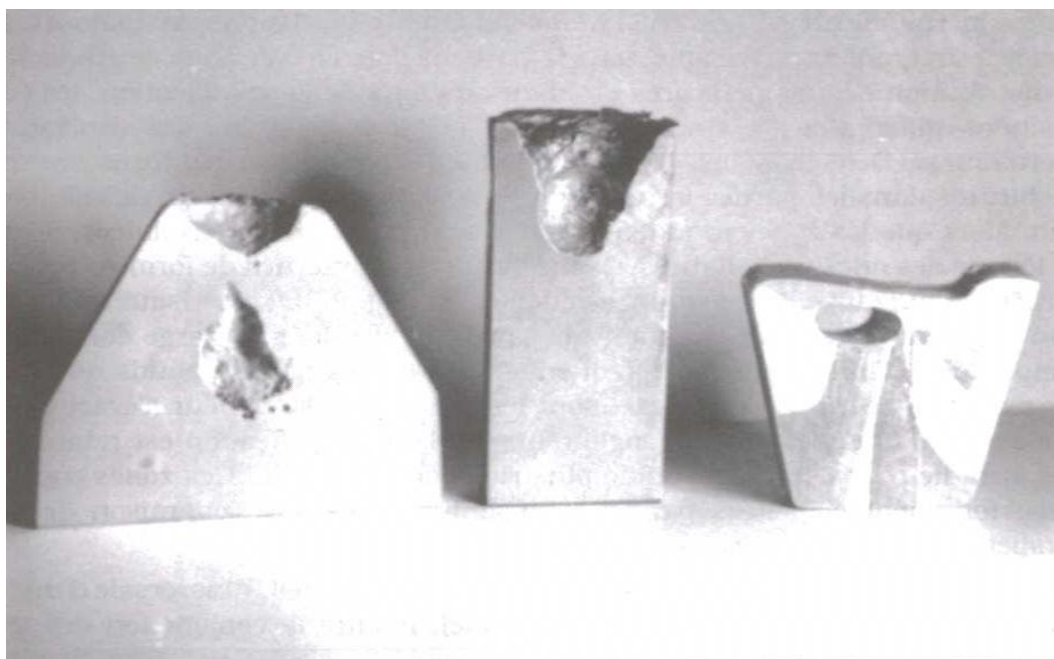
### V.1.1.2 La différence de masse volumique

La deuxième propriété physique à intervenir lors de la solidification est la différence de masse volumique entre le liquide et le solide. En général, celle-ci correspond à une contraction de l'ordre de 3 à 6 % lors de la solidification. En conséquence, un volume ferme d'alliage liquide que l'on laisse solidifier ne sera pas complètement comblé par le solide. La cavité restante est appelée une retassure.

Deux types de retassures existent : les retassures majeures (Figure V.1) affectent la partie supérieure des lingots ou des pièces moulées. On cherche à les diminuer par une opération de masselottage qui retarde la solidification de la partie supérieure. Les micro-retassures, elles se forment lorsque l'enchevêtrement des dendrites isole une petite zone liquide du reste du lingot. Le retrait du liquide dégage alors une petite partie du squelette dendritique (Figure V.2). Lors du laminage ou du forgeage ultérieur, les soufflures et les micro-retassures qui ne débouchent pas vers l'extérieur se ressoudent car leur surface n'est pas oxydée. Elles restent cependant des zones de moindre résistance.

### V.1.1.3 Le gradient thermique pendant la solidification

Enfin, la solidification, libérant la chaleur latente de fusion est toujours associée à un gradient thermique dans la partie solide. La valeur de ce gradient et la distribution des températures évoluant au cours de la solidification, les contractions différentes en chaque point du solide engendrent des contraintes thermiques. Des tensions locales peuvent induire des ruptures ou des déchirures dans les parties les plus fragiles. En particulier, en fin de solidification, alors que les zones inter-dendritiques sont encore mal consolidées, il peut se former des criques à chaud. Ce sont des défauts internes de



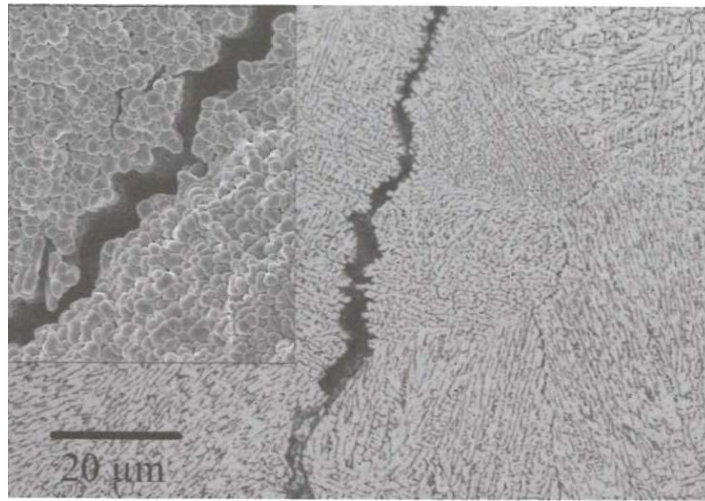
**Figure V.1** – Retassure dans des lingots d'aluminium.



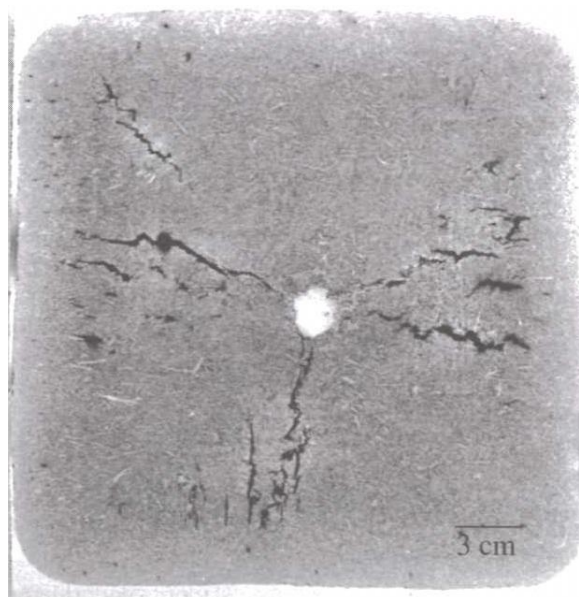
**Figure V.2** – Cavité dans une pièce solidifiée tapissée de dendrites.

formes très perturbées et qui suivent le contour des dendrites (Figure V.3). Leur risque de formation augmente fortement lorsque l'alliage se solidifie dans un large domaine de température. On les rencontre fréquemment près des points chauds qui dans les moules à géométrie complexe, sont les zones d'où la chaleur s'évacue mal, par exemple une gorge ou un angle rentrant. Leur solidification est retardée et elle aura lieu à partir d'un liquide plus riche en impuretés. Ces zones sont, de plus, fortement sollicitées par les contraintes thermiques en raison de leur géométrie.

La figure V.4, qui est la photo de l'empreinte Baumann transversale d'un lingot refroidi très rapidement (coulée continue), montre la conjonction des trois types de



**Figure V.3** – Criques à chaud dans une soudure d'un alliage d'aluminium.



**Figure V.4** – Empreinte Baumann d'une billette de coulée continue (retassure centrale, criques et ségrégations...).

défauts décrits précédemment : ségrégations inter-dendritiques de soufre, retassure centrale et criques à chaud.

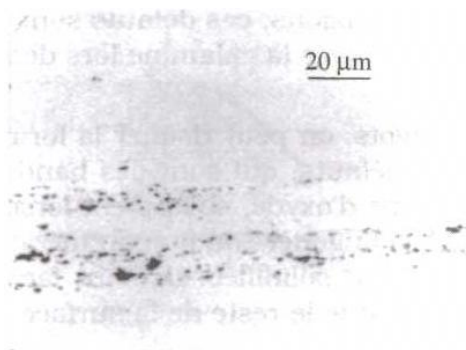
Un autre type d'accident de refroidissement ayant pour origine les contraintes thermiques est constitué par les tapures. Ce sont des fissures, souvent de grandes tailles, rectilignes et transgranulaires qui se produisent à basse température. Elles doivent leur nom au bruit important qui accompagne parfois leur formation. Elles sont dues à un refroidissement trop rapide, en particulier lors du passage des points de transformations dans les aciers trempants. Les tapures ne sont pas spécifiques de la solidification, mais de tout changement de température brusque. Lors d'un refroidissement, les parties externes sont en tension et les tapures sont débouchantes, alors qu'elles sont internes lors du chauffage.

#### V.1.1.4 Les inclusions

En plus des défauts déjà décrits et qui ont pour origine des phénomènes physiques qui apparaissent toujours lors de la solidification, d'autres défauts, d'origines variées se matérialisent lors de cette étape de la fabrication. C'est en particulier à ce moment que les inclusions se fixent dans le métal. Ce sont des particules, généralement non métalliques et insolubles, qui ont été emprisonnées dans le front de solidification. On distingue deux grandes classes d'inclusions suivant leur origine.

Les inclusions exogènes sont dues à l'incorporation, au sein du métal liquide, de particules qui lui sont étrangères. Parmi les sources les plus fréquentes de telles particules, on trouve le laitier superficiel, partiellement entraîné lors de la coulée et des débris de réfractaires arrachés par le métal liquide de la surface des poches, fours et conduits. De plus, certaines réactions chimiques peuvent avoir lieu entre le métal liquide et les garnissages, en particulier avec les aciers à fort rapport Mn/ Si. Lorsqu'elles n'ont pas décanté avant solidification, ces particules sont emprisonnées dans le métal et forment des inclusions souvent assez grandes et de formes perturbées, leurs compositions chimiques découlant de leurs origines (silicates, aluminates...).

Les inclusions endogènes se forment par réaction interne dans le métal liquide, lorsque l'évolution de la concentration de certains éléments, due à une addition ou à la ségrégation induite par la solidification, conduit à dépasser le produit de solubilité des constituants d'un composé chimique donné. On obtiendra ainsi des inclusions à partir des produits de réaction des additions de métal désoxydant avec l'oxygène dissous ( $Al_2O_3$ ,  $SiO_2$ ,  $Cr_2O_3$  et leurs combinaisons). Ces inclusions, souvent sphériques, ont une taille qui peut varier de la fraction de micromètre à quelques dizaines de micromètres. Éventuellement, elles s'agglomèrent pour former des grappes, particulièrement dans le cas de l'alumine (Figure V.5).

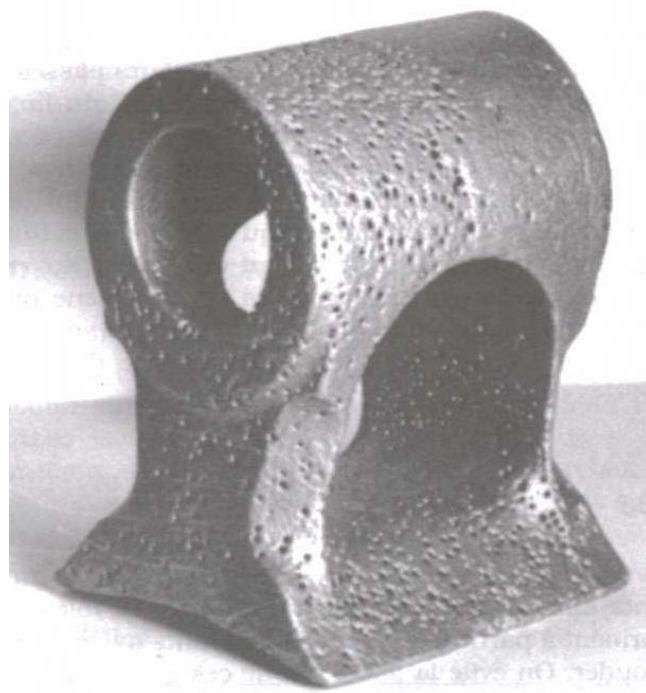


**Figure V.5** – alignement d'inclusions dans un acier au carbone.

Les inclusions à base de sulfures se forment généralement en fin de solidification, dans les zones inter-dendritiques où la conjonction de l'enrichissement en soufre et de l'abaissement de la température induit leur précipitation.

#### V.1.1.5 Autres incidents de coulée

Enfin, la solidification des lingots et pièces de fonderie peut être la source de défauts de surface mineurs : ainsi, les piqures sont des défauts minuscules (en trou d'épingle) à



**Figure V.6** – Piqûres de surface sur une pièce moulée.

la surface (Figure V.6). Elles ont pour origine le dégagement gazeux du réfractaire de moulage ou de la lingotière mal séchés.

Lorsqu'ils sont de petites dimensions, ces défauts sont pratiquement sans conséquence car ils disparaissent avec la calamine lors des réchauffages ultérieurs de l'acier.

Lors de la coulée des lingots, on peut risquer la formation de gouttes froides ou des doubles peaux. Ces défauts, qui sont des bandes de métal séparées du reste du lingot par une couche d'oxyde, se forment lorsque les éclaboussures se solidifient sur les parois de la lingotière ou que du métal liquide s'infiltré entre la lingotière et une première peau solidifiée. Ils sont faciles à détecter car ils se refroidissent plus rapidement que le reste de la surface et apparaissent en sombre à la sortie d'un four.

### V.1.2 Aspects spécifiques des soudures

Lors de la réalisation d'une soudure, il y a généralement fusion locale du métal de base, toujours fusion du métal d'apport. Au cours de la solidification, toutes les causes de défauts intrinsèques déjà exposées sont potentiellement actives (ségrégation, retassure et contraintes dues aux gradients thermiques). Cependant, en raison des caractéristiques de cette opération, leurs effets sont différents du cas des grosses pièces. De plus, certains phénomènes, propres à la soudure, peuvent s'ajouter et être à l'origine de défauts spécifiques.

### V.1.2.1 Les inclusions

Ainsi, lors de la réalisation d'une soudure en plusieurs passes, des inclusions peuvent être la conséquence d'un mauvais enlèvement du flux (le laitier protecteur solidifié); une partie du flux de la passe précédente peut rester accrochée sur les bords du caniveau du cordon de soudure et être recouverte par la passe suivante, formant une inclusion assez anguleuse. Les risques d'obtention de ces défauts augmentent lorsqu'on utilise des flux qui favorisent un cordon fortement bombé. De même, bien que le cas soit rare, l'électrode d'une soudure TIG peut fournir des gouttes de tungstène qui s'incorporent dans le cordon de soudure. Ces inclusions métalliques sont obtenues si, par inadvertance, l'opérateur met en contact l'extrémité de l'électrode avec le bain liquide.

### V.1.2.2 Les soufflures

Les soufflures sont fréquentes dans les cordons. Les gaz qui en sont à l'origine sont soit présents dans le métal de base (soudure des tôles d'aciers effervescents), soit se forment à partir de l'humidité ambiante fixée sur les électrodes ou les surfaces à souder. On évite la libération de ces gaz, généralement l'oxyde de carbone, par adjonction dans les électrodes de désoxydants et aussi en desséchant les électrodes à l'étuve avant utilisation.

### V.1.2.3 Les criques

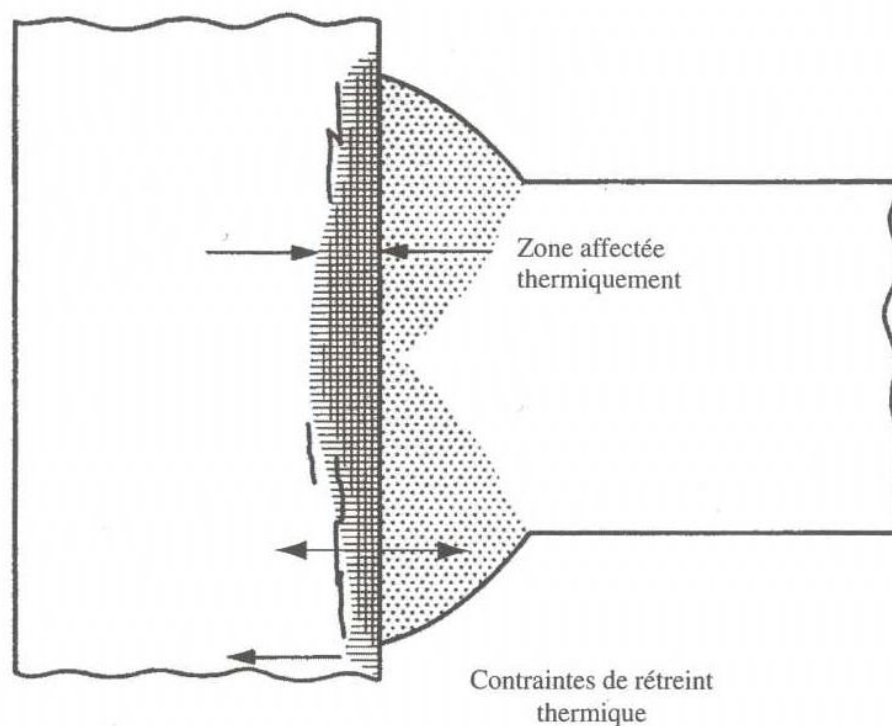
Les criques, toujours à redouter dans les cordons de soudure en raison des très forts gradients thermiques créés par la fusion locale du métal, sont parfois appelées fissures à chaud. Elles peuvent atteindre des tailles considérables et se propager le long du cordon au fur et à mesure de sa formation. De plus, d'autres fissures peuvent se développer au voisinage du métal fondu. Ce sont les arrachements lamellaires et les fissures à froid (Figure V.7).

### V.1.2.4 Les arrachements lamellaires

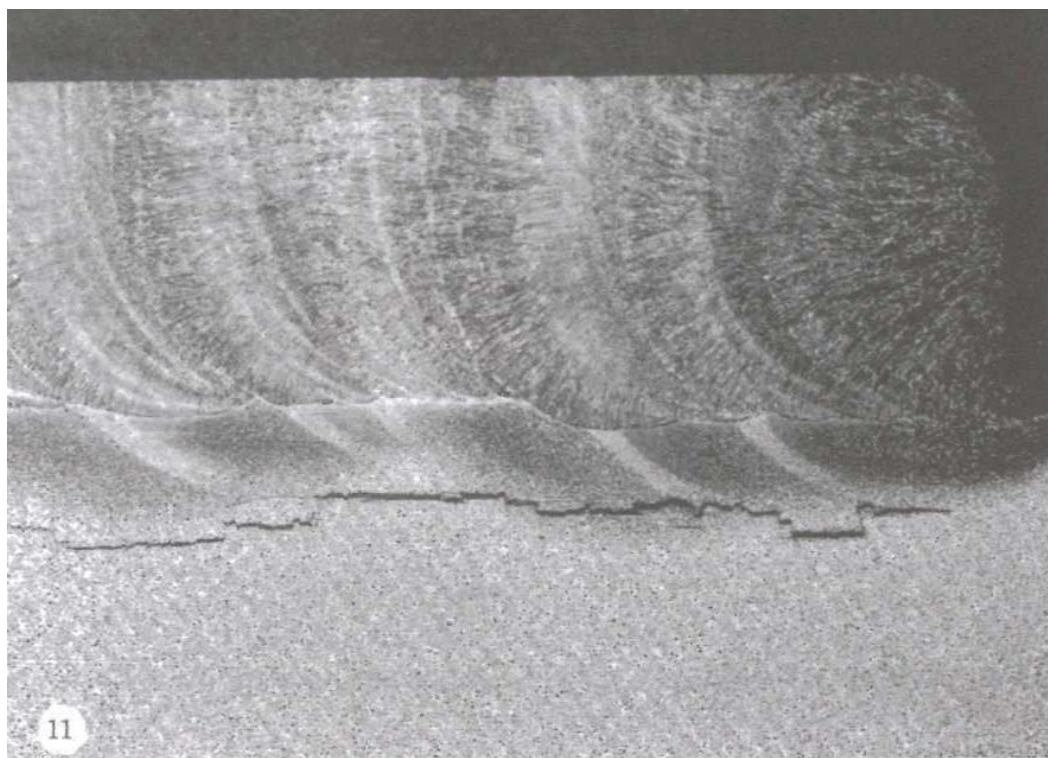
Lors de la réalisation d'un assemblage où deux tôles fortes sont perpendiculaires (coin, joint en T...), les contraintes thermiques de refroidissement ont une composante de traction parallèle au travers de l'une des deux tôles. Une faible ductilité transverse favorise la formation de fissures dites arrachement ou déchirement lamellaire. La surface de ces fissures, en marches, correspond aux alignements locaux des inclusions, obtenus par laminage, et le long desquels la rupture s'est propagée de proche en proche (Figure ??).

### V.1.2.5 La fissuration à froid

La fissuration à froid est un phénomène que l'on peut attendre lors de la soudure d'aciers de construction trempants. Elle apparaît dans la fraction de la zone affectée thermiquement (ZAT) qui est passée au-dessus de  $A_3$  (passage dans le domaine austénitique). Ces fissures se développent à la température ambiante, longtemps, parfois plusieurs jours, après la réalisation de la soudure. Le mécanisme de leur formation fait intervenir simultanément la présence d'hydrogène, une structure de trempé dans la ZAT et des contraintes internes à la suite du soudage.



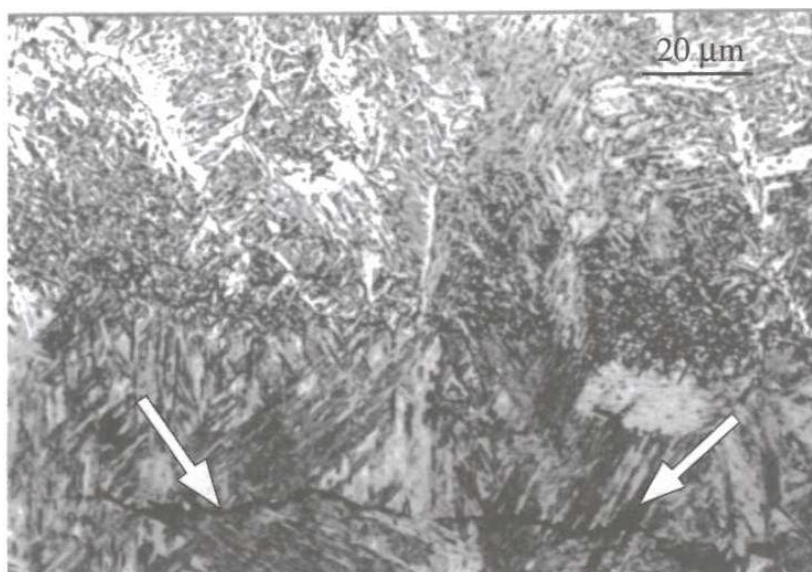
**Figure V.7** – Développement schématique d'un arrachement lamellaire.



**Figure V.8** – Fissuration par arrachement lamellaire sur une soudure.

Lors de la réalisation du cordon, l'hydrogène, dégagé par la décomposition de certains enrobages ou de l'eau provenant de traces d'humidité résiduelle, passe en

solution dans la zone fondue et, par diffusion, dans l'austénite qui s'est formée au contact du bain de fusion. La solubilité de l'hydrogène dans l'austénite étant près de deux fois plus grande que dans la ferrite, la transformation martensitique de la zone austénitisée induit une sursaturation locale en hydrogène car celui-ci n'a pas le temps de diffuser lors de cette transformation rapide. A froid, les contraintes résiduelles et la fragilité intrinsèque de la martensite favorisent la propagation de fissures qui se sont initiées par rassemblement d'atomes d'hydrogène autour de singularités (précipités, micro-inclusions et, parfois, singularités de forme) ainsi qu'illustré en figure V.9.



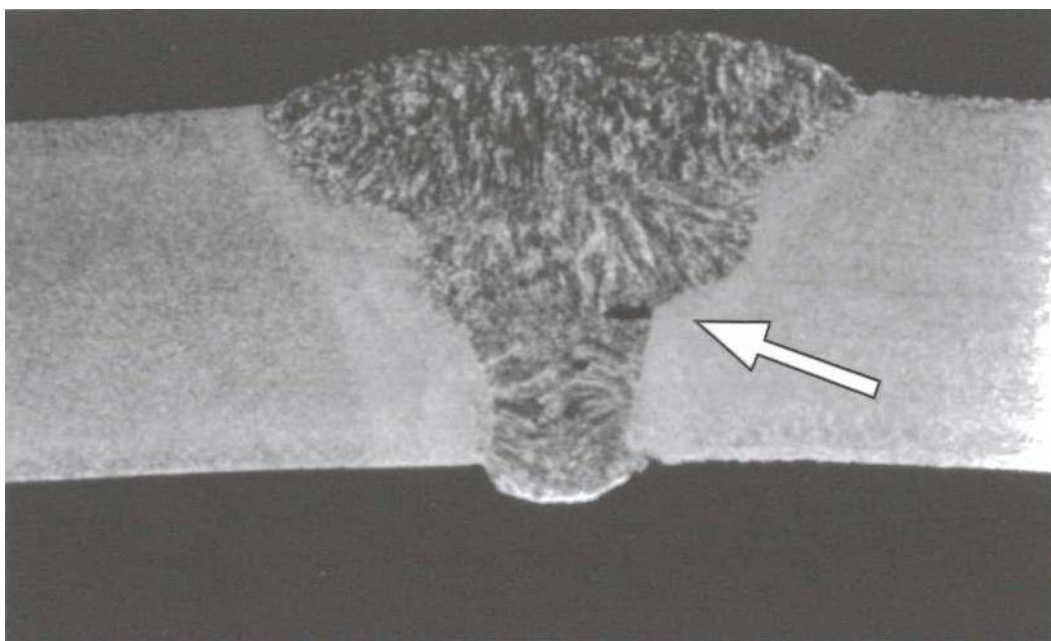
**Figure V.9** – Fissuration à froid dans la zone martensitique d'une soudure.

Ce type de fissuration n'est présent que dans la ZAT et donc donne généralement des défauts de petites tailles. On le prévient en réduisant les teneurs en hydrogène de tous les matériaux utilisés (choix et séchage des électrodes...) et en allongeant le cycle thermique de la soudure : un préchauffage diminue la vitesse de refroidissement lors de la transformation martensitique ; la martensite qui se forme sera moins dure, donc moins fragile. Un post-chauffage augmente la diffusivité de l'hydrogène et favorise le dégazage de la ZAT.

#### V.1.2.6 Autres défauts

Sans vouloir être exhaustif, soulignons que d'autres types de défauts sont présents dans les soudures, en particulier des défauts de forme. On peut citer les défauts d'alignement entre tôles à rabouter, les surépaisseurs de cordon, ou, à l'opposé, les caniveaux, le manque de pénétration du cordon qui laisse une cavité interne anguleuse, ou les collages qui sont des manques de liaison entre passes (Figure V.10). Ces défauts sont répertoriés et leur description est même quantifiable.

De plus, sans créer de défauts au sens de discontinuité locale de matière, la soudure induit une transformation locale par traitement thermique du métal de base dont les conséquences, si elles ne sont pas prises en compte lors de la conception, peuvent être dramatiques en service.



**Figure V.10** – Manque de liaison entre passes lors d’une soudure avec flux.

Ainsi, en plus du rôle de la martensite dans la fissuration à froid, rappelons que, lors de la soudure d’aciers inoxydables austénitiques ordinaires, la zone portée vers  $750^{\circ}\text{C}$  est le siège d’une précipitation intergranulaire de carbures de chrome associée à une déchromisation partielle de la matrice adjacente. Il s’ensuit une susceptibilité à la corrosion intergranulaire en bordure du cordon. On évite ces incidents en inhibant la précipitation de carbures de chrome, soit par réduction du carbone total (aciers bas carbone), soit en favorisant la précipitation d’autres carbures (aciers stabilisés au Ti ou au Nb).

### V.1.3 La mise en forme et les traitements thermiques

Après solidification complète d’un lingot ou d’une pièce moulée, il est déjà nécessaire de déterminer la présence de certains défauts. En effet, souvent faciles à détecter sur une pièce brute de solidification en raison de leur taille importante, ces défauts le sont plus difficilement ultérieurement à cause de l’évolution de leur géométrie. De plus, s’ils doivent conduire au rebut, il est souhaitable que la pièce ait la plus faible valeur possible lors de la prise de décision de rejet. Enfin, s’ils ne sont pas éliminés très tôt, des défauts mineurs peuvent servir de site d’initiation de défauts de plus grande taille lors des traitements thermomécaniques ultérieurs. Cependant, si toutes les précautions sont prises pour éliminer les défauts de solidification, il ne faut pas oublier que le corroyage et les traitements thermiques sont eux-mêmes générateurs de défauts.

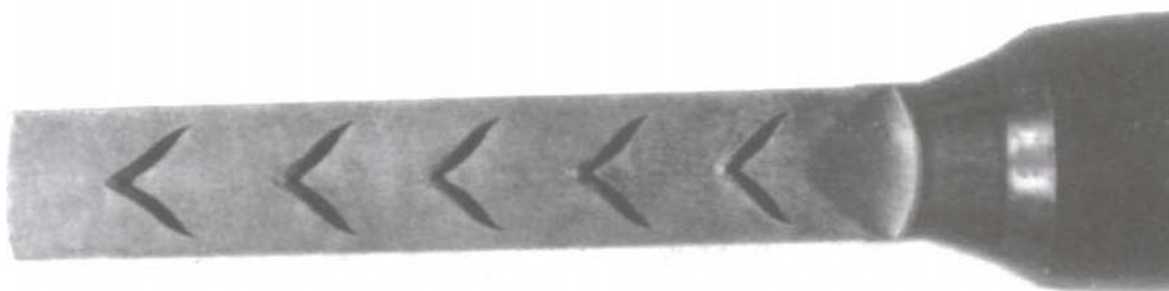
#### V.1.3.1 Le forgeage

Divers défauts de forge ont pour origine un manque de soin lors de cette opération. Une matrice mal nettoyée imprimera sur la surface de la pièce à déformer l’empreinte des corps étrangers présents. Ces défauts de surface, en creux, forment les gales. Les repliures, elles, sont obtenues lorsque les saillies de métal obtenues aux étapes

précédentes sont repliées et incrustées dans la pièce. Le défourni, quant à lui, correspond à un manque local de métal en raison d'une taille de lopin trop faible ou d'une mauvaise succession des passes de forge. Ces défauts sont généralement visibles à l'œil nu et leur élimination est rapidement obtenue par un soin plus grand lors du forgeage.

Plus grave, par contre, est la crique centrale. Cette fissure axiale se développe éventuellement lorsqu'on cherche à forger un cylindre plein, à partir d'un gros lingot, en le comprimant entre les deux panes d'une presse ou d'un pilon. Dans ce cas, la zone de déformation plastique est très allongée et étirée entre le marteau et l'enclume. Ceci conduit le cœur du lingot à être soumis à une traction hydrostatique interne. Comme cette zone correspond à la ségrégation majeure, elle est plus fragile et une fissure pourra s'y développer, surtout si les passes de déformation sont trop grandes et que la température de forgeage est trop élevée.

### V.1.3.2 Le filage



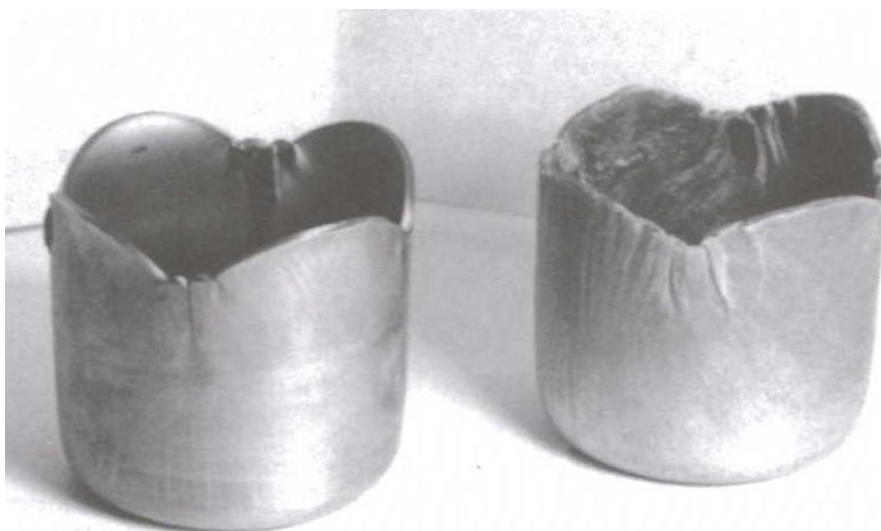
**Figure V.11** – Chevrons internes, révélés par usinage, dans une pièce filée.

Dans un autre procédé de mise en forme, le filage, c'est pratiquement la même cause qui est à l'origine de défauts internes, les chevrons (Figure V.11) : un angle d'attaque trop important sur une filière, associé à une faible réduction de section, induit des contraintes hydrostatiques de tension au cœur du métal. Celles-ci favorisent une déchirure interne, en forme de V, répétées régulièrement au centre du lopin. Dans les conditions générales de filage, ces défauts sont assez rares et leur présence aléatoire, ce qui rend leur détection difficile.

### V.1.3.3 Le laminage

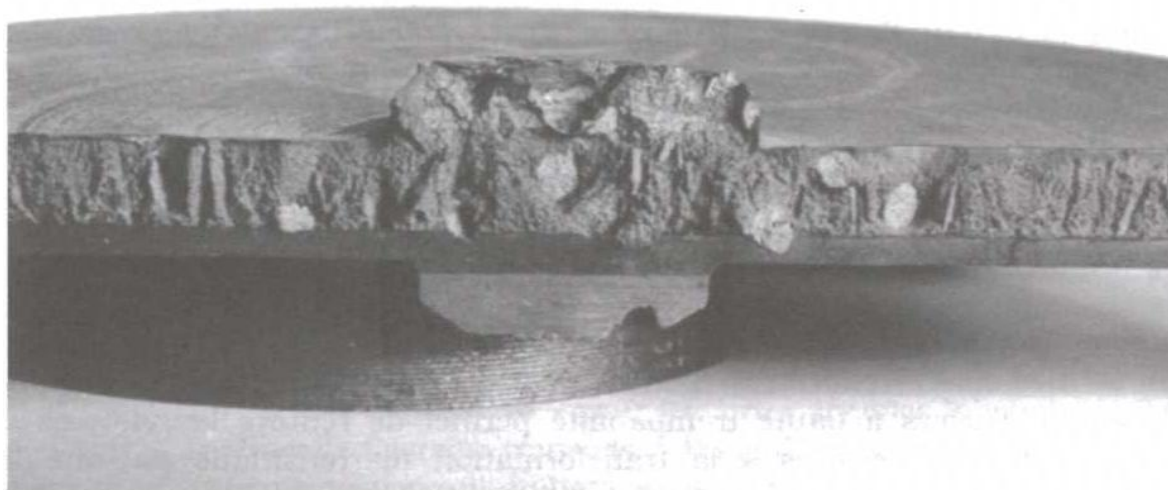
Le défaut typique du laminage - ouverture de la tôle à la sortie du laminoir selon son plan médian - est trop important pour passer inaperçu : de plus, ses conditions de formation sont relativement faciles à éviter. Cependant le laminage, avec les forts taux de déformation qui lui sont associés, induit une anisotropie que l'on retrouve sous forme de texture cristallographique (orientations préférentielles des cristaux par rapport aux axes de laminage), d'alignement d'inclusions ou de structure de bande. Sans être des défauts proprement dits, les textures cristallographiques peuvent poser des problèmes ultérieurs, en particulier lors de l'emboutissage (Figure V.12).

Difficile à détecter, l'alignement de chapelets d'inclusions réduit la ductilité transverse comme déjà signalé lors de l'analyse du déchirement lamellaire. Enfin, la



**Figure V.12** – Cornes d'emboutissage résultant d'une texture marquée.

structure de bandes est caractéristique des aciers au carbone laminés : à l'état recuit, l'alliage présente des bandes successives de ferrite et de perlite. Leur origine est liée aux zones de ségrégations inter-dendritiques de solidification qui sont étirées lors du laminage. Ces ségrégations influent sur la température de transformation de l'austénite. Le carbone, diffusant rapidement à ces températures, se rassemble dans les zones où l'austénite se transforme en dernier, ce qui conduit à des bandes plus riches en carbone, donc à des fluctuations locales de dureté.



**Figure V.13** – Flocons responsables de la rupture d'un disque en acier de construction.

Sans être un défaut réellement créé par la déformation plastique, c'est cependant lors du refroidissement qui suit le forgeage ou le dégrossissage des lingots, brames ou tôles fortes, que se forment les flocons. Ce sont de petits défauts de forme circulaire, de quelques millimètres de diamètre, extrêmement fins et orientés aléatoirement dans

la pièce (Figure V.13). Ces petites fissures sont dues au rassemblement local de l'hydrogène à basse température, après déformation plastique. Elles se forment par un mécanisme semblable à celui responsable de la fissuration à froid dans les soudures. On les évite en réduisant la teneur en hydrogène dissous dans le métal de base et en le laissant diffuser hors de la pièce avant complet refroidissement, par maintien à une température intermédiaire (150 - 200°C) ou bien en réduisant la vitesse de refroidissement à l'aide d'isolants appropriés.

#### V.1.3.4 L'usinage

L'opération d'usinage est une étape de la fabrication au cours de laquelle on peut trouver des erreurs d'opération, rarement des défauts réels.

Parmi les erreurs classiques, les dessins mal interprétés, les cotes mal reproduites, les coups d'outils ou les mauvais états de surface, dont la caractérisation relève de la métrologie, sont faciles à éliminer. Plus pernicieuse est l'erreur sur la nuance lors du prélèvement sur le parc des matières premières. La pièce usinée, parfaitement saine au sens métallurgique n'en sera pas moins, par elle-même, un défaut au sein d'un assemblage. La détection de cette erreur est difficile et ne pourra se faire généralement que de façon destructive.

Lors de l'usinage proprement dit, des défauts ne se forment que rarement, en raison en particulier du volume très limité dans lequel l'arête de l'outil induit des contraintes et déformations plastiques. Cependant, sans être producteur de défaut, l'usinage peut en être le révélateur. Ainsi l'enlèvement de métal peut porter à la surface un défaut qui était peu profond. Dans certains cas, une abrasion de métal ayant pour objet d'éliminer un défaut très visible, peut révéler les défauts sous-jacents, plus petits.

La rectification est parfois à l'origine de petits défauts de surface : les tapures de rectification. Elles sont dues à l'échauffement local très violent que subit la surface lors du passage de la meule. Lors du refroidissement qui suit immédiatement et qui est contrôlé par la conduction thermique du métal, les contraintes de tension induisent de petites fissures de surface. Leur profondeur est faible, de l'ordre du dixième de millimètre et elles sont imbriquées en réseau facile à déceler par des méthodes magnétiques. Rarement graves en tant que telles, elles sont dangereuses car présentes dans un matériau souvent dur, donc fragile, dans lequel elles pourront se propager ultérieurement.

#### V.1.3.5 Incidents dus aux traitements thermiques

Aucun échauffement ni refroidissement de matière ne peut être obtenu sans l'établissement d'un flux de chaleur, donc d'un gradient thermique. Ce gradient thermique, du fait de la dilatation des métaux, conduit au développement de contraintes internes dont l'amplitude croît linéairement avec le gradient thermique. Ces contraintes sont à l'origine des tapures lors de la solidification des lingots ou lors du refroidissement qui suit le passage d'une meule de rectification. On trouvera les mêmes tapures lors du chauffage brutal d'une grosse pièce (tapure interne) ou lors d'une trempe (tapure externe). Des formes perturbées, augmentant les hétérogénéités thermiques, favorisent les risques de formation de tels défauts. De plus, des défauts plus petits, comme des inclusions ou des micro-retassures, peuvent servir à l'initiation de ces

tapures. L'utilisation d'aciers à haute trempabilité permet de réduire les vitesses de refroidissement nécessaires à la transformation martensitique puisque les vitesses critiques de trempe sont plus faibles. Réduisant les gradients thermiques, on réduit ainsi les risques de tapures. Pour le chauffage, il est toujours possible de réduire la vitesse d'échauffement en chargeant dans un four froid et en protégeant la pièce du contact des flammes ou du rayonnement des résistances à l'aide d'écrans.

Le revenu met en IJuvre des vitesses de chauffage et de refroidissement plus faibles et ne conduit pas aux tapures. De plus, il adoucit le métal qui est donc moins fragile. Il est cependant nécessaire d'éviter, pour les aciers au chrome, la fragilité induite dans le domaine des 475°C, domaine que l'on cherchera à traverser rapidement lors du refroidissement.

Enfin, l'atmosphère du four de traitement thermique réagit avec la surface du métal et, dans le cas des aciers, une décarburation superficielle est fréquente. Elle réduit la dureté superficielle et donc la résistance à la fatigue ou à l'usure de la pièce. Il est parfois difficile de préciser la profondeur de cette zone autrement que par micrographie.

## V.2 Le suivi des défauts : le contrôle non destructif

En présence de tels défauts, une connaissance précise de leur localisation et de leur géométrie est impérative pour prédire le comportement de la structure en service. Des essais détaillés et destructifs sont utiles pour un suivi continu de la fabrication. Ils sont réalisés par prélèvements sur la ligne de fabrication en vue d'une analyse fine des mécanismes de formation de ces défauts. Il est évident que les impératifs économiques imposent d'utiliser aussi des techniques de contrôles en continu qui n'induisent aucun dommage à la pièce contrôlée. Utilisées régulièrement dans les secteurs industriels de la métallurgie et de la mécanique, les techniques d'examen non destructifs (END) méritent une présentation rapide, compte tenu de leur importance comme apport à la connaissance des défauts, en vue de préciser leurs impacts potentiels.

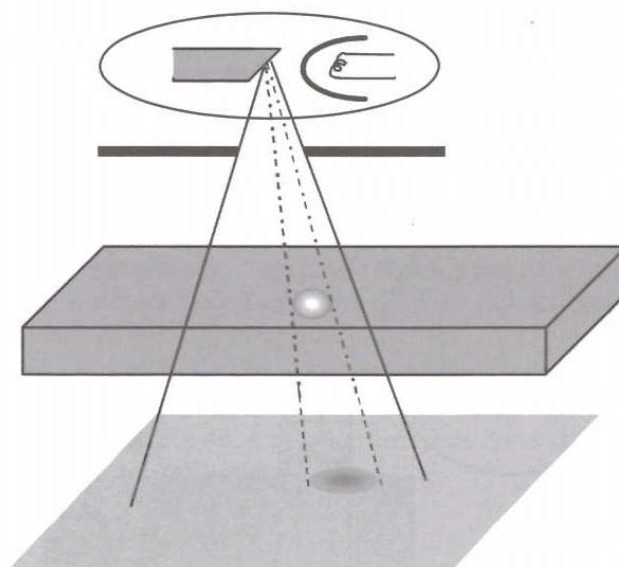
### V.2.1 Les rayons X et $\gamma$

Des techniques de radiographie sont fondées sur l'absorption des rayonnements électromagnétiques lors de la traversée des matériaux. L'atténuation du faisceau croissant avec l'épaisseur traversée, tout défaut, correspondant peu ou prou à un manque de matière, sera détecté par une intensité transmise localement supérieure. L'intensité transmise est obtenue par la relation :

$$I = I_0 e^{-\mu x} \quad (\text{V.1})$$

où  $\mu$  est le coefficient d'atténuation linéique qui dépend du matériau et de l'énergie du rayonnement électromagnétique, et  $x$  l'épaisseur parcourue.

La technique consiste à émettre un faisceau à l'aide d'un tube à rayons X (50 à 500 kV), ou d'une source radioactive  $\gamma$  pour les fortes énergies (photons de 0.5 à 5 MeV), et à analyser le faisceau transmis à l'aide d'un détecteur sensible à ce rayonnement, généralement un film photo, mais de plus en plus souvent un dispositif à semi-conducteur. Compte tenu des flous géométriques, les résolutions qui peuvent être



**Figure V.14** – Radiographie X d'une pièce avec un défaut.

obtenues sont de l'ordre  $150\ \mu\text{m}$  au mieux, et on peut détecter un défaut correspondant à un manque de matière de l'ordre de 1 % de l'épaisseur traversée.

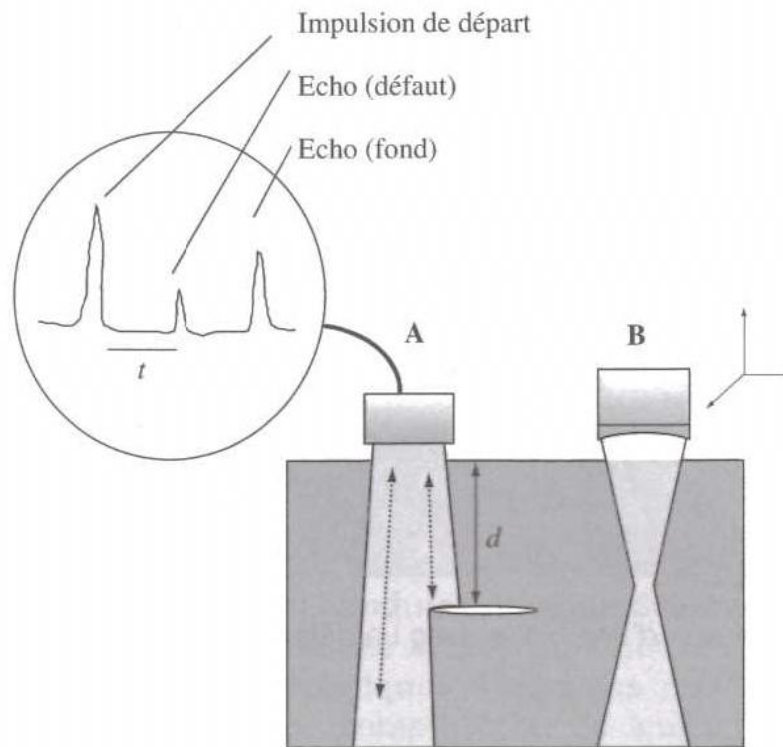
On remarquera que, comme le contraste de détection est lié à la différence d'épaisseur traversée par les photons, les RX sont particulièrement adaptés à la détection de défauts dont le plan principal est parallèle à la direction de propagation du faisceau. Des techniques plus élaborées, comme la tomographie, où source et film se déplacent parallèlement, permettent d'explorer un plan particulier de la structure et ainsi de préciser la structure tridimensionnelle des défauts.

Une variante de cette technique consiste à utiliser un faisceau de neutrons pour explorer la structure. On utilise alors la très grande variabilité de la section efficace d'absorption des neutrons thermiques selon les isotopes, ce qui permet de renforcer le contraste par ajout d'un élément fortement absorbant. La neutronographie permet ainsi de bien détecter la présence d'une phase peu dense dans une structure très absorbante aux photons (par exemple des colles organiques dans des structures en acier).

## V.2.2 Les ultrasons

### V.2.2.1 Principe

Le contrôle par ultrasons consiste à propager un ébranlement élastique, ou plus précisément un train d'ondes, dans une pièce à l'aide d'un transducteur ultrasonore (qui transforme une impulsion électrique en déplacement par effet piézo-électrique) et à mesurer les échos ou les atténuations que les défauts présents induisent sur la propagation de cet ébranlement. La figure V.15 donne un schéma des techniques utilisées dans ce type de contrôle. Ils sont généralement réalisés avec des appareils plus ou moins autonomes, sur site ou en atelier. Ils nécessitent toujours la présence de fluide pour assurer le couplage entre la source d'émission, la pièce et le capteur. Les fréquences utilisées sont de l'ordre de quelques MHz. À l'opposé des RX, ce mode de contrôle est surtout sensible aux défauts dont le plan principal est perpendiculaire au



**Figure V.15** – Schéma de principe de la détection de défauts par contrôle ultrasons.

faisceau. En jouant sur l'incidence, on peut éventuellement obtenir cette condition par une orientation contrôlée du faisceau émis.

Dans le cas de l'écho-localisation ou échographie (mode A), la mesure du temps nécessaire au retour de l'écho permet de préciser la distance à laquelle celui-ci se situe. En effet le temps au bout duquel est détecté l'écho est donné par la relation :

$$d = \frac{1}{2}vt \quad (\text{V.2})$$

Par déplacement le long de la surface, on peut préciser la géométrie de la surface réfléchissante dans la pièce. Il est par ailleurs possible de focaliser le faisceau ultrasonore et, par-là, d'affiner la détection des défauts internes par déplacement en 3D du capteur (mode B). Une autre variante consiste à séparer émetteur et détecteur et à déterminer l'intensité du faisceau transmis, corrigé des effets d'atténuation et de diffusion. Il est courant de représenter les résultats de ces contrôles selon l'un des trois modes suivants : le mode A précise la localisation du défaut en profondeur au droit d'un point donné de la pièce, le mode B décrit une cartographie en profondeur selon une section plane, alors que le mode C correspond à une projection sur la surface de la position des discontinuités sources des échos. La combinaison des modes B et C permet une visualisation 3D de la localisation des défauts.

Comme la taille du défaut peut être comparable à celle du faisceau et aux longueurs d'ondes, les ondes émises en réflexion par le défaut vont naturellement conduire à des phénomènes de diffractions et d'interférences. Les développements modernes du contrôle ultrasonore les utilisent pour une meilleure détermination de la géométrie du défaut : un jeu de capteurs est utilisé pour recueillir les faisceaux diffractés et, par

une analyse de Fourier inverse de leurs amplitudes et phases, on peut développer une “reconstruction de défaut” qui consiste à déterminer la géométrie d’un défaut “idéal”, généralement ellipsoïde, qui conduirait aux mêmes phénomènes.

Les performances des techniques modernes de contrôle par US permettent de détecter des défauts de la fraction de millimètre dans des pièces de plusieurs décimètres ou de quelques dizaines de micromètres dans des tôles ou des tubes d’épaisseurs inférieures au millimètre.

### V.2.2.2 Appareils et accessoires



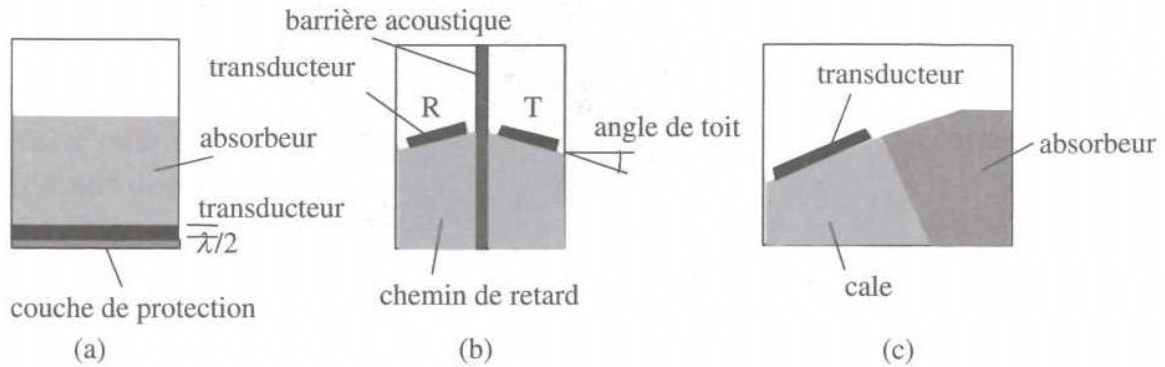
**Figure V.16** – Appareil de contrôle par ultrasons (GE Inspection Technologies).

La figure V.16 donne un appareil de contrôle par ultrasons. Un transducteur ultrasonore doit permettre d’émettre et/ou de recevoir des ultrasons. L’oscillateur, partie essentielle d’un transducteur, est également appelé transducteur.

La plupart des oscillateurs utilisés en contrôle par ultrasons ont un fonctionnement basé sur l’effet piézo-électrique. Comme cristal, on a souvent utilisé le zirconate-titanate de plomb (PZT), le métaniobate de plomb ( $PbNb_2O_6$ , PMN) ou le polyvinylidène fluorure (PVDF). Le cristal est excité par une brève impulsion électrique, puis est amorti. Avec un amortissement faible, on obtient une puissance élevée, mais du fait de l’impulsion large à bande étroite, la résolution reste faible. Avec un fort amortissement, la largeur de l’impulsion est réduite, la résolution et la largeur de bande augmentent, mais la puissance est diminuée. Les impulsions se répètent en général avec une fréquence de l’ordre du Hz au kHz, nommée fréquence de récurrence.

Il existe des transducteurs droits et des transducteurs d’angle (Figure ??). Les transducteurs droits se composent d’un transducteur et d’un amortisseur. Certains possèdent une plaque de protection plate dure ou une couche intermédiaire d’huile, ou encore une feuille de protection amovible remplaçable. Il existe par ailleurs des transducteurs fonctionnant en immersion, dont certains équipés de lentilles de focalisation. Il existe aussi des transducteurs à émetteur et récepteur séparés, pour lesquels toutefois la réflexion n’est optimale que pour une profondeur déterminée. Les transducteurs d’angle se composent pour l’essentiel d’un cristal collé sur un prisme

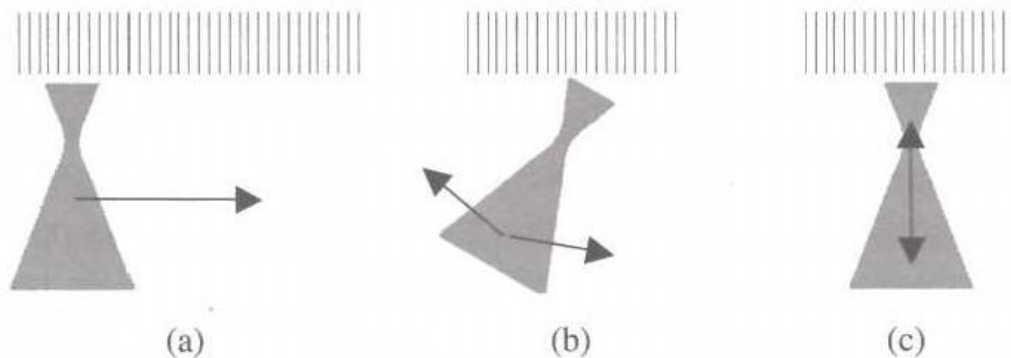
en plexiglas et d'un bloc amortisseur. L'angle dans le prisme en plexiglas est choisi de manière à ce qu'il n'y ait que des ondes transversales dans la pièce à contrôler. L'indication d'angle sur le traducteur n'est en général valable que pour l'acier. Les angles de 38°, 45°, 60°, 70°, et 78° (onde rampante) sont utilisés dans la pratique.



**Figure V.17** – Représentation schématique de différents types de traducteurs : traducteur droit (a), traducteurs d'angle ((b) et (c)).

Pour le contrôle, un couplant doit être interposé entre le traducteur et la pièce à contrôler, pour permettre le passage de l'onde acoustique. En contrôle manuel, on utilise le plus souvent de la colle d'amidon ou de l'huile pour machines, et sur les appareils automatiques, de préférence de l'eau. Pour le couplage direct des ondes transversales, on utilise des liquides de haute viscosité tels que le miel.

Des matrices de sondes à transducteurs multiples permettent de manipuler électroniquement le faisceau acoustique (Figure V.18). Cela est réalisé par activation des éléments individuels à différents instants lors de l'émission et de la réception. Par la suite, un instrument électronique approprié et un programme informatique tout particulièrement adapté sont nécessaires. Cette technique est habituelle pour assurer de larges pistes d'essai à sensibilité d'essai constante.

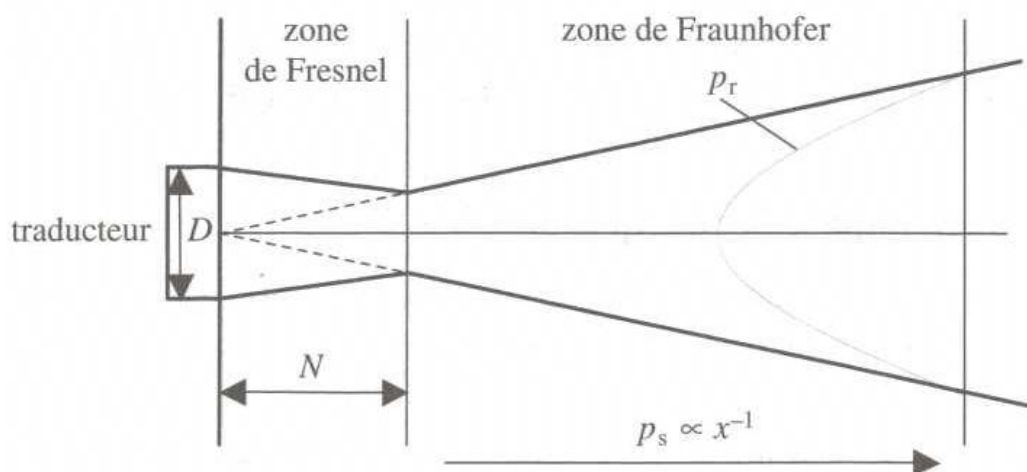


**Figure V.18** – Principe de fonction des matrices de sondes, déphasage du faisceau acoustique (a), pivotement du faisceau acoustique (b) et focalisation du faisceau acoustique (c).

**Remarque V.1** Le champ acoustique joue un rôle important pour l'estimation de la taille des défauts. Il se subdivise en une zone proche du capteur, le champ proche (ou zone de Fresnel), et une zone plus éloignée, le champ éloigné (ou zone de Fraunhofer) (Figure V.19). La longueur du champ proche  $N$ , pour un transducteur circulaire de diamètre  $D$  et une longueur d'onde  $\lambda$ , se calcule par la formule :

$$N = \frac{D^2}{4\lambda} \quad (\text{V.3})$$

Du fait des interférences dans le champ proche l'estimation de la taille des défauts et leur détection y est difficile. Dans le champ éloigné, le faisceau acoustique s'ouvre à la manière du faisceau d'un phare.



**Figure V.19** – Champ acoustique d'un transducteur (représentation schématique).

### V.2.2.3 Techniques de contrôle par ultrasons

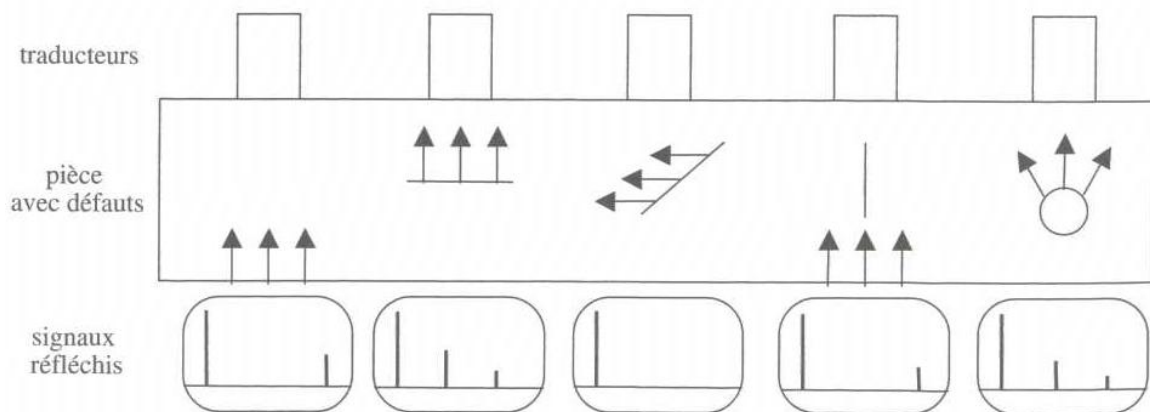
En contrôle par ultrasons, l'émission se fait par impulsions, et celles-ci doivent être amorties. On détecte le faisceau transmis (technique ultrasons par transmission) ou le faisceau réfléchi (technique ultrasons par réflexion) par le matériau ou la pièce à contrôler. On définit la fréquence du signal émis,  $\eta$  (de l'ordre du MHz), et la fréquence de récurrence,  $\mu$  (de l'ordre du kHz). On définit également le temps de vol,  $t_v$ , correspondant au signal le plus lointain que l'on veut recevoir. La fréquence de récurrence doit être telle que :

$$\mu < \frac{1}{t_v} \quad (\text{V.4})$$

Dans la plupart des cas, en technique par contact, le ou les transducteurs (émetteur, récepteur) sont déplacés directement à la main ou à l'aide d'un manipulateur à la surface de l'objet. Avec le déplacement manuel, on court le risque que les différentes passes ne se recoupent pas suffisamment, ou que le transducteur ne soit pas maintenu à plat ; mais en présence d'un signal de défaut, un contrôleur expérimenté peut amener le transducteur en position optimale et ainsi maximaliser le signal de défaut.

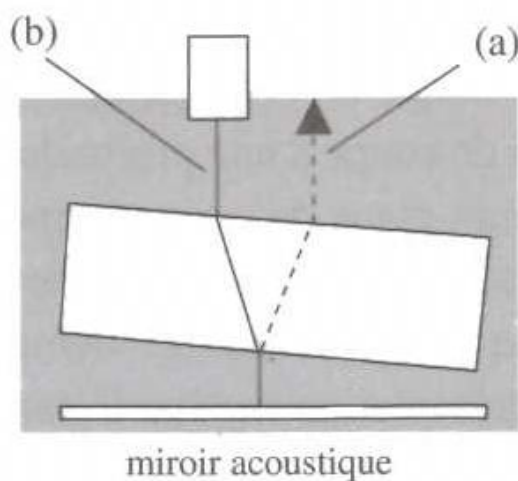
La technique ultrason en immersion s'utilise lorsque le traducteur ne peut ou ne doit pas être en contact direct avec la pièce à contrôler. Des manipulateurs permettent de positionner le traducteur de manière à créer une ligne de retard dans un liquide, en général de l'eau, et d'obtenir ainsi n'importe quel angle d'incidence désiré sur la pièce à contrôler. Cette méthode s'utilise principalement pour le contrôle automatisé. Pour pouvoir déterminer avec précision l'étendue latérale des défauts, mêmes petits, il est possible de focaliser le faisceau acoustique. La profondeur de focalisation est influencée par les matériaux en présence.

La technique par réflexion utilise la fraction réfléchi des ultrasons pour la détection des défauts. Le traducteur fonctionne alors à la fois comme émetteur et comme récepteur. Les types de défauts décelables par cette méthode sont représentés sur la figure V.20. Généralement on choisit l'angle d'incidence de manière à ce que les défauts présumés offrent une surface réfléchissante optimale. Il faut toutefois veiller à ce qu'aucun des échos dus à la géométrie de la pièce contrôlée ne vienne interférer sur l'écran avec les échos des défauts.



**Figure V.20** – Signaux ultrasonores de différents types de défauts.

Dans la technique ultrason par transmission, on procède à l'évaluation des ultrasons transmis à travers la pièce à contrôler. Il est dans ce cas nécessaire de différencier émetteur et récepteur. Avec la technique ultrason par transmission double, on prend en considération l'écho de fond; la présence de faibles défauts de planéité peut toutefois conduire à ce que l'écho de fond soit trop éloigné de l'emplacement du traducteur. Cet inconvénient peut être éliminé en recourant à la technique ultrason de transmission par miroir dans laquelle on dispose un miroir acoustique derrière la pièce à contrôler, l'espace entre le traducteur et la pièce à contrôler, et celui entre la pièce à contrôler et le miroir doivent être conducteurs acoustiques; c'est la raison pour laquelle cette technique est en règle générale utilisée en immersion. Dans les deux cas, la détermination de la profondeur à laquelle les défauts sont situés est impossible. La technique de transmission par miroir présente quelques avantages, en particulier lorsque la différence impédance acoustique entre le matériau et son milieu environnant est faible (faible écho de fond), pour les objets minces (interférences entre écho de surface et écho de fond, respectivement entre échos multiples), ou lorsque la pièce ne peut pas être placée perpendiculairement à la direction de propagation des ultrasons (Figure V.21).



**Figure V.21** – Contrôle ultrasonore par la technique de transmission par miroir : a) sur une pièce oblique l'écho de fond est hors de la zone du transducteur ; b) on détecte l'écho du miroir.

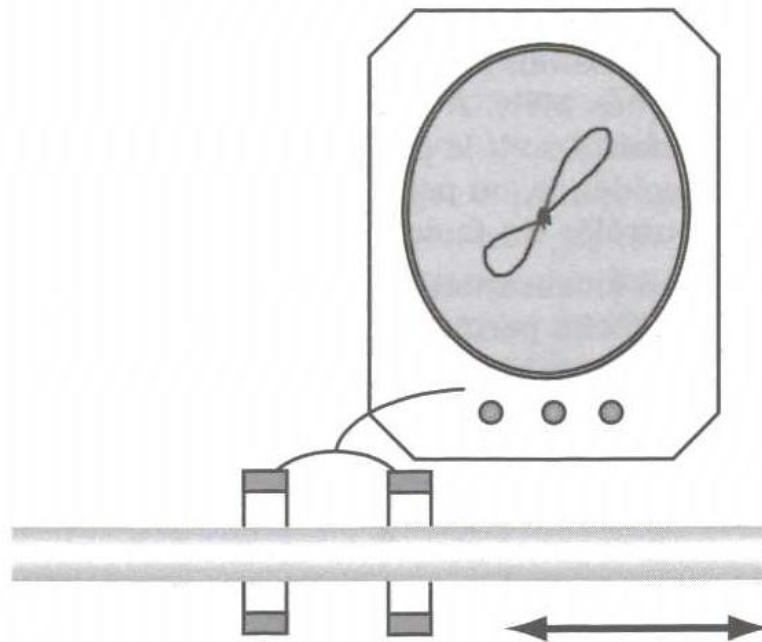
### V.2.3 Autres techniques

Principalement utilisées pour la détection de défauts de surface, débouchant ou non, les techniques les plus usuelles fondées sur les propriétés électromagnétiques des matériaux sont les courants de Foucault et la magnétoscopie.

#### V.2.3.1 Les courants de Foucault

La méthode des courants de Foucault consiste à créer par induction électromagnétique un courant de surface dans le métal (elle n'est donc applicable qu'à des conducteurs électriques) et à mesurer les différences de comportement (impédance locale) induites par des défauts présents sur le développement des courants induits. Par déplacement sur la zone à sonder, un capteur, constitué de deux bobines identiques, balaye le métal de part et d'autre du défaut. La valeur des self-impédances de ces bobines varie en fonction de l'intensité et de la phase des courants induits, et donc de l'existence ou non d'un défaut qui les affecte. Pour des raisons évidentes de sensibilité, on travaille d'habitude de façon différentielle. L'image dans le plan complexe (phase, amplitude) du signal fortement amplifié permet de préciser la surface équivalente et la profondeur du défaut.

Comme la profondeur de pénétration des courants de Foucault dépend de la fréquence, une analyse de l'évolution du signal avec la fréquence renseigne aussi sur sa profondeur. Les appareils modernes permettent une telle analyse multifréquences et, pour le contrôle systématique de production, déclenchent automatiquement la mise au rebut de pièces contenant des défauts dépassant les critères d'acceptabilité. Des défauts inférieurs à 50  $\mu\text{m}$  sont facilement détectés par courants de Foucault, dans des installations industrielles où la vitesse de défilement dépasse les 10ms. Le schéma d'une telle installation est présenté en Figure V.22, où deux bobines encerclochantes identiques et montées en différentiel sont traversées par les tubes à contrôler.



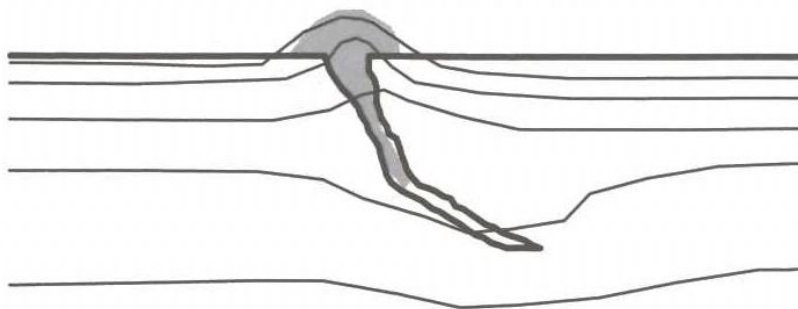
**Figure V.22** – Technique de contrôle de tube par courant de Foucault.

### V.2.3.2 La magnétoscopie

Les méthodes de magnétoscopie consistent à localiser les perturbations des lignes de champ magnétique qu'un défaut fait subir à un matériau ferromagnétique placé dans un champ d'induction. Deux méthodes sont couramment utilisées : soit on place la pièce dans un champ magnétique (la pièce peut fermer un circuit magnétique créé par un enroulement sur un noyau en U aux extrémités duquel elle est mise en contact, ou constituer elle-même le noyau d'une bobine d'aimantation), soit on fait parcourir la pièce par un courant continu de forte intensité. Ces deux méthodes sont complémentaires car elles conduisent à des champs perpendiculaires : la première permet de détecter les défauts transversaux, la deuxième les défauts longitudinaux. Cette magnétisation réalisée, on asperge la pièce d'un fluide contenant une poudre ferromagnétique, il s'agit généralement d'un liquide organique dans lequel une poudre fine d'oxyde de fer, de granulométrie égale au micromètre, est mise en suspension. Ces particules viennent se fixer sur les fuites magnétiques induites par les défauts, permettant de les localiser à l'IJil (Figure V.23). Les perturbations de champ se développant aussi pour des défauts non débouchants, mais situés sous la surface, ces derniers peuvent aussi être détectés par cette méthode. Un opérateur expérimenté détecte des défauts dont la profondeur est inférieure à 100  $\mu\text{m}$ . Il est nécessaire de démagnétiser les pièces après examen.

### V.2.3.3 Le ressuage

La technique de ressuage consiste, après avoir nettoyé la pièce à examiner, à pulvériser sa surface d'un liquide mouillant, fluide et facilement visualisable (couleur vive ou fluorescente). On laisse les défauts débouchants s'imprégner de ce liquide, puis on en élimine l'excès resté en surface, par un nettoyage qui représente l'étape critique :



**Figure V.23** – Perturbations des lignes de champ induites par un défaut de surface et localisation de la poudre d'oxyde de fer associée.

trop poussé, il vide les fissures du liquide pénétrant, trop faible il laisse en surface du liquide, source d'indications erronées. La projection d'une poudre fine conduit, par capillarité, au rappel en surface de ce fluide, au droit des défauts, permettant leur localisation. Si cette technique est facile et rapide à mettre en œuvre, en particulier en raison de la disponibilité des produits utilisées sous forme de bombes aérosol, il faut souligner qu'elle ne s'applique qu'à des défauts débouchants, même s'ils sont très fins (largeur minimale détectable de l'ordre de  $5\ \mu\text{m}$ ).

#### V.2.3.4 L'émission acoustique

Sans être strictement une technique de contrôle non destructive, l'émission acoustique permet de localiser des défauts dans des structures. Elle est obtenue lors de l'application d'une sollicitation plus intense que celles correspondant au service normal. Celle-ci développe une déformation plastique au voisinage des défauts, en raison des singularités de contraintes qu'ils induisent. Ces déformations, relaxant les contraintes locales, sont la source d'ébranlements élastiques qui se propagent dans la structure. Une série de capteurs, judicieusement placés sur la structure, permet de remonter, par analyse des retards de détection, aux lieux d'émission. Bien adaptée aux grandes structures, cette technique peut être utilisée à l'occasion d'épreuve hydraulique d'appareils à pression de grande taille. Elle est aussi utilisée au laboratoire sur de petits échantillons pour préciser l'instant de propagation d'un défaut ou d'une fissure particulière.

**Table V.1** – Caractéristiques comparées des différentes techniques de contrôle non-destructif.

Technique	Type de défauts détectables	Sensibilité et pouvoir séparateur	Mise en œuvre	Limitations
Ressuage	Débouchant en surface	Liquide coloré : 50 × 200 μm fluorescent : 1 × 20 μm	Très facile, sur site	Impossible sur matériaux poreux
Magnétoscopie	Surfacique ou sub-surfacique	Fraction de mm	Installation spécifique, atelier	Matériaux ferromagnétiques uniquement
Courants de Foucault	Défauts superficiels	Détection ≈ 100 μm	Facile, équipements portatifs. En ligne de fabrication : jusqu'à 100 km/h	Impossible sur les matériaux non-conducteurs
Radio X et γ	En volume Défauts // flux de photons	Pénétration mm à cm selon énergie. Résolution : fraction de mm	Installation lourde, utilisable sur site par personnel qualifié	Lent
Ultrasons	Au sein du volume, Défauts ⊥ propagation des ondes	Épaisseur > 1 m, Extension en microscopie acoustique (résolution ≈ 1 μm)	Très facile sur site et en ligne de production	Ne convient pas aux matériaux très hétérogènes

## Pour en savoir plus

### Normes

**Française** NF EN 473 (1993) : Essais non-destructifs, qualification et certification du personnel END.

**Européennes** EN ISO 4179.

**Américaine** NAS 410.

## Ouvrages de références

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

- C. Lemaignan (2003) *La rupture des matériaux*. EDP Science (620.112 LEM)
- S. Degallaix & B. Ilchner (2007) *Traité des matériaux 2 : Caractérisation expérimentale des matériaux I*. Presses Polytechnique et Universitaires Romandes (620.11 TRA)

## Vocabulaire anglais

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

## Vocabulaire anglais technique

Français	Anglais
amplitude de contrainte	stress amplitude ratio
contrainte maximale	maximal stress
arrachement lamellaire	lamellar tearing
courant de Foucault	eddy current
crique	crack, clink, hot tear
défaut	defect
émission acoustique	acoustic emission
fissure à froid	cold cracks
flocon	flake
gale	scab
inclusion	inclusion
magnétoscopie	magnetic-particle inspection
piqûre	pinhole
radiographie à rayons X	X-ray radiography
radiographie gamma	gammagraphy, gammaradiography
repliure	lap, overlapping, double skin
ressuage	dye-penetrant testing
retassure	shrinkage cavity, shrink mark
retrait	shrinkage
ségrégation	segregation
solidification	solidification
soudage	welding
soufflure	blowhole, gas pocket
tapure	clink, contraction crack, cracking, crack
ultrason	ultra-sound
zone affectée thermiquement (ZAT)	heat affected zone (HAZ)

## Exercices

### Exercice 1 : Défauts

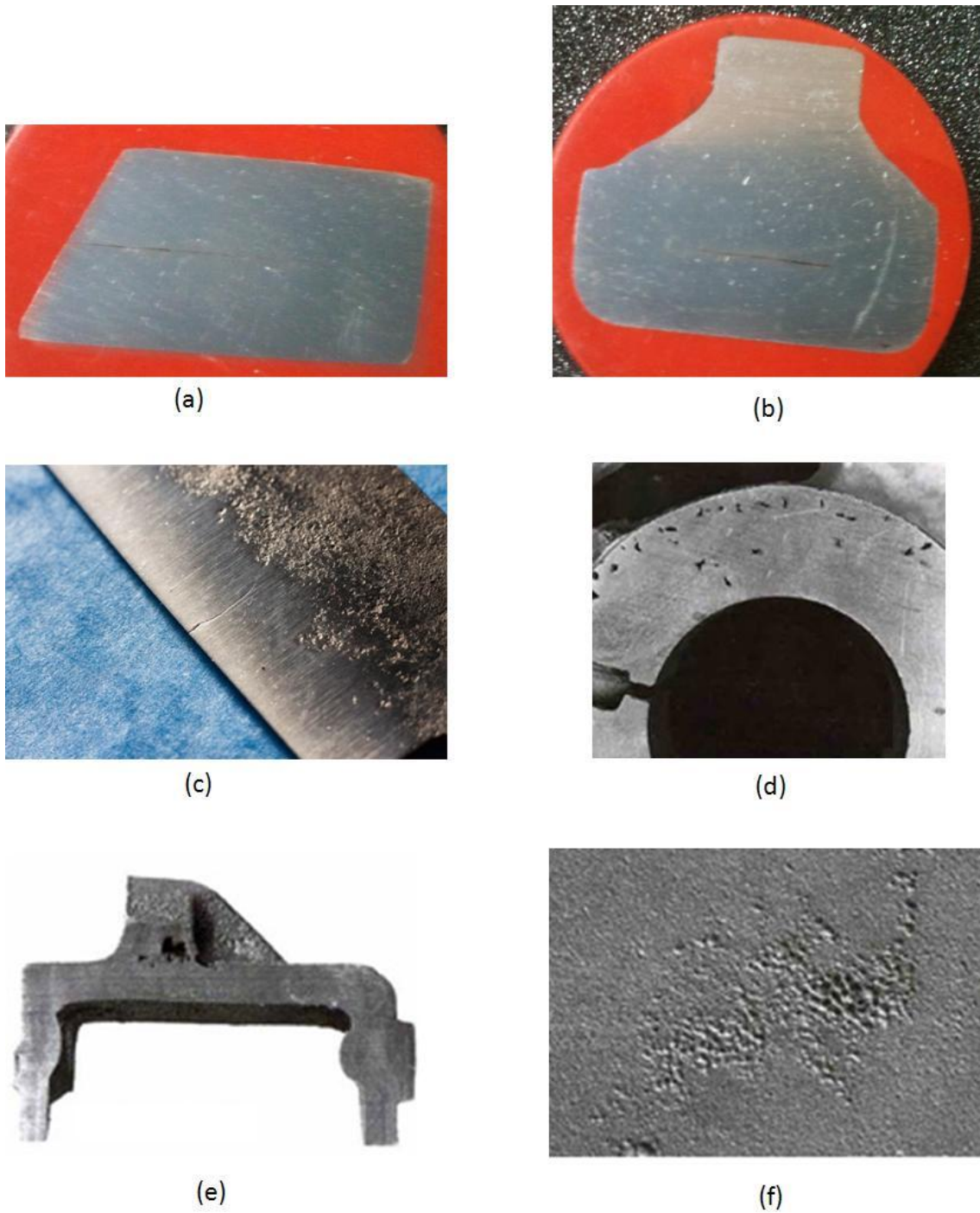
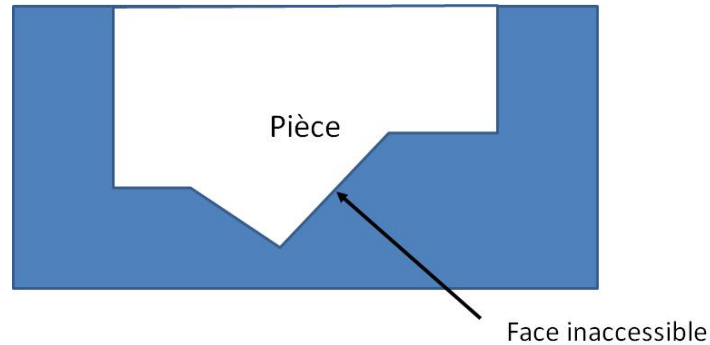


Figure V.24 – Différents défauts d'élaboration.

Question V.2.1 Déterminer la nature et l'origine des défauts de la figure V.24.

**Exercice 2 : Détermination de profil par ultrasons**

**Figure V.25** – Schéma d'une pièce inaccessible.

L'objectif de l'exercice est déterminer le profil d'une pièce dont la face inférieure est inaccessible (Figure V.25). Sachant que la face inaccessible est constituée de plan horizontaux ou inclinés à  $45^\circ$ , on utilise deux transducteurs un droit et un oblique à  $45^\circ$ .

**Question V.2.2** *Faire un schéma de principe montrant l'opération de contrôle d'une pièce.*

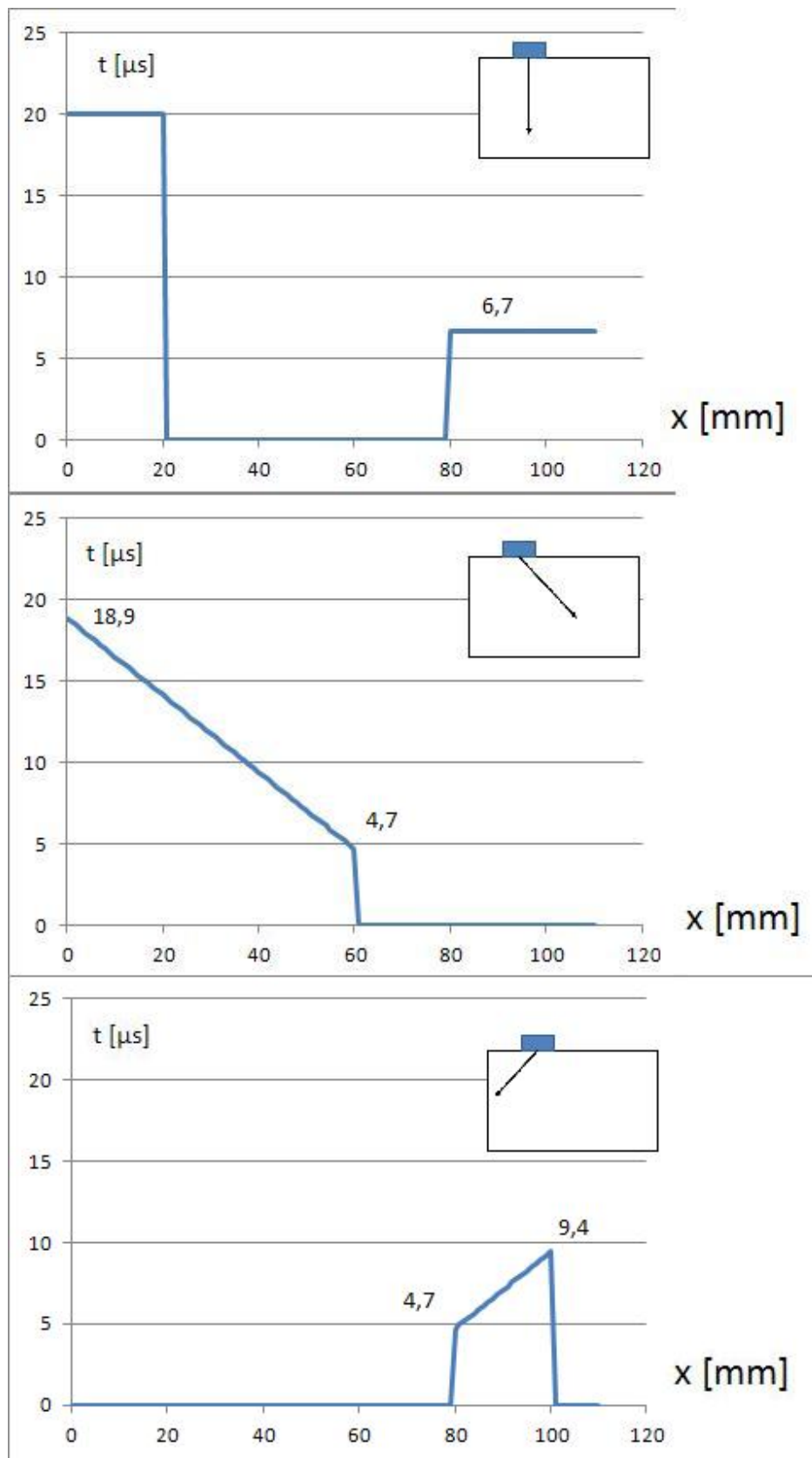
**Question V.2.3** *Que doit-on faire et connaître avant de faire l'investigation ?*

La figure V.26 présente les différentes évolutions du temps de retour de l'écho de fond pour le capteur droit et pour les inclinaisons du capteur oblique.

**Question V.2.4** *Déterminer le profil de la pièce sachant qu'elle est en acier.*

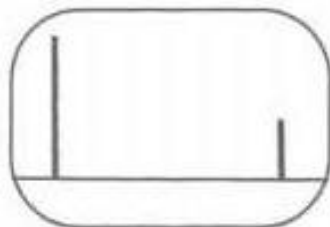
Données :

- vitesse du son dans l'acier :  $6\,000\text{ ms}^{-1}$



**Figure V.26** – Evolution de la durée de retour de l'écho de fond pour différents inclinaisons du transducteur.

### Exercice 3 : Localisation de défauts par ultrasons

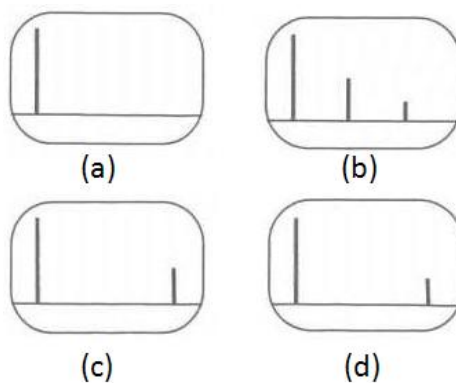


**Figure V.27** – Signal recueilli pour une pièce sans défauts.

Pour contrôler la présence de défauts d'un lot de  $n$  pièces prismatique d'acier d'épaisseur (100mm), on utilise les ultrasons avec un transducteur PZT droit de diamètre 24mm avec une longueur d'onde  $\lambda =$ . La figure V.27 présente le signal recueilli, lorsque l'on balaye la face supérieure d'une pièce saine.

**Question V.2.5** *Faire un schéma de principe montrant l'opération de contrôle d'une pièce.*

**Question V.2.6** *Déterminer la durée entre l'émission d'un onde ultrasonore et la réception de l'écho de fond.*



**Figure V.28** – Signaux recueilli sur différentes pièces.

**Question V.2.7** *La figure V.28 présente différents signaux relevés sur des pièces, interpréter les différents signaux. En déduire la présence ou non de défaut.*

**Question V.2.8** *Lesquels de ces défauts peut-on localiser précisément? Proposer des alternatives pour localiser ceux qui ne sont pas localisables avec ce protocole de contrôle.*

**Question V.2.9** *On veut utiliser ce protocole de contrôle pour des pièces de 5mm d'épaisseur, est-ce possible?*

Données :

- longueur d'onde du transducteur :  $\lambda = 3 \text{ mm}$
- vitesse du son dans l'acier :  $6\,000 \text{ ms}^{-1}$