

Une introduction aux propriétés mécaniques *ou de Robin des Bois au grand Zampano*

par Michel MASSE et Richard PORTIER
ENSCP - Laboratoire de Métallurgie structurale
11, rue P. et M. Curie - 75231 Paris
et CECM / CNRS (Centre d'Études UPR 2801 de chimie métallurgique, UPR)
15, rue G. Urbain - 94400 Vitry-sur-Seine

L'étude des propriétés mécaniques des matériaux est pratiquement aussi ancienne que l'utilisation de ceux-ci comme outils ou comme armes, même si durant des millénaires, elle s'est essentiellement limitée au simple constat de leur comportement à l'usage. La progression des connaissances, du savoir-faire, relevait alors de méthodes de type essais-erreurs mais, grâce à des observations fines et à de brillantes intuitions, les connaissances ont pu progresser spectaculairement sans que des lois de comportement aient été rigoureusement établies (par exemple, le passage du roman au gothique repose sur une évolution progressive des voûtes). Néanmoins, la nécessité d'une formalisation devint rapidement indispensable d'où l'idée d'une machine d'essais mécaniques qui remonte sans doute au XVI^e siècle (Léonardo da Vinci et Galileo Galilei). La loi fondamentale de l'élasticité fut énoncée au XVII^e siècle par Hooke, à partir d'études expérimentales sur les ressorts (amortisseurs pour les carrosses) et, peu après, Huygens limita son champ d'applications au domaine des faibles élongations. Une autre caractérisation essentielle du comportement mécanique des matériaux remonte à la fin du XVIII^e siècle avec Coulomb, par des essais de torsion (module de Coulomb) et au début du XIX^e avec Young et la détermination du module qui porte son nom pour des essais de traction. Plus tard, sans mettre en évidence les plans de glissement, l'étude de la fracture par Shoncke indique clairement l'effet, non pas de la contrainte appliquée globalement, mais seulement d'une composante de cisaillement de celle-ci. Au XX^e siècle, des avancées remarquables seront effectuées avec la mise en évidence du rôle de défauts microscopiques dans le mécanisme de la déformation plastique avec les dislocations et du rôle des microfissures pour la rupture.

1. INTRODUCTION AUX PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

1.1. Quelques bases

Quand un solide est soumis à un champ de forces externes, il se déforme. La déformation peut être réversible ou permanente, le spécimen peut aussi se rompre. Il

est essentiel de caractériser la réponse des matériaux à l'action des forces, afin d'évaluer leurs performances mécaniques et leur comportement. Cette caractérisation, pour être représentative du matériau, implique qu'il est indispensable de s'affranchir des influences de forme et de dimensions. C'est la raison pour laquelle ce n'est pas la force qui est la grandeur pertinente, mais son quotient par l'aire de la face du spécimen sur laquelle elle s'applique. Nous appelons contrainte une force par unité de surface. Les unités adoptées sont :

- pour les forces : Newton (N) 1 kgf = 9,807 N ;
- pour les contraintes : 1 Pascal (Pa) = 1 N m⁻²
- pour les contraintes : 1 Méga Pascal (MPa) = 10⁶ N m⁻² = 1 N mm⁻²
- pour les contraintes : 1 Giga Pascal (GPa) = 10⁹ N m⁻²
- pour l'énergie : 1 Joule (J) = 10⁷ erg = 0,239 cal = 6,24 10¹⁸ eV.

La déformation est caractérisée non par les changements de dimension du spécimen, mais par leurs valeurs relatives par rapport aux dimensions initiales. Pour un accroissement de la longueur du spécimen sous l'effet d'une contrainte de traction, la déformation est mesurée par le quotient de l'allongement par la longueur initiale. C'est donc une grandeur sans dimension.

Les quatre états principaux de contrainte sont la traction (ou la compression) simple, la traction biaxiale (c'est l'état de l'enveloppe d'un ballon sous pression), la pression hydrostatique, la cisssion pure ou cisaillement (torsion d'un tube mince). Les essais mécaniques classiques sont de traction et de compression, de torsion, de flexion, de dureté, de fluage (sous charge fixe mais à haute température), de fatigue (application cyclique d'une contrainte), de rupture, de frottement...

Un essai mécanique consiste à déterminer expérimentalement la relation qui existe entre une contrainte (σ) et la déformation (ϵ) qu'elle engendre dans le matériau. L'essai peut être statique sous une contrainte constante et nous portons alors la déformation en fonction du temps. C'est le cas du test de fluage. L'essai peut être dynamique et la contrainte varie alors avec le temps. Il est réalisé en imposant une vitesse de déformation constante $\left(\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} \right)$, et nous mesurons la contrainte à exercer pour que le matériau se déforme dans ces conditions fixées. Il s'agit d'un essai dit en machine dure. Il peut être réalisé sous l'effet d'une contrainte qui varie avec le temps, en général à

vitesse constante $\left(\dot{\sigma} = \frac{d\sigma}{dt}\right)$ et nous mesurons à chaque instant la déformation qu'elle induit dans le spécimen. Il s'agit d'un essai dit en machine molle et dont l'avantage réside dans le fait que le spécimen est parfaitement libre de se déformer.

1.2. Domaines de déformation élastique et plastique

Ayant déformé le spécimen sous l'action d'une contrainte sans atteindre la rupture, si nous relâchons cette contrainte, deux comportements se rencontrent :

- soit le spécimen retrouve son état initial et la déformation est complètement annulée. C'est le domaine de l'**élasticité** et ce phénomène réversible ne se produit que pour de faibles déformations. Les propriétés élastiques sont des propriétés intrinsèques du matériau. Pour ces faibles sollicitations, la déformation globale du spécimen est la conséquence directe de celle des liaisons atomiques qui assurent la cohésion de l'ensemble. En d'autres termes, sous l'effet d'une force, les atomes s'écartent de leurs positions d'équilibre et sont alors soumis à des forces de rappel qui tendent à restaurer l'équilibre, ces forces s'opposent donc à la sollicitation externe ;
- soit, l'intensité des forces externes augmentant, le spécimen conserve une déformation résiduelle. C'est le domaine de la **plasticité** et le spécimen s'est modifié irréversiblement lors de l'essai mécanique sous l'action de la contrainte. Les propriétés plastiques d'un matériau sont des propriétés **extrinsèques**, c'est-à-dire qu'elles dépendent fortement de sa microstructure, donc de son histoire thermomécanique. Elles sont donc modifiables.

Finalement, l'augmentation de la contrainte se poursuivant, le matériau peut être rompu. Il est qualifié de fragile si la rupture intervient dans le domaine des déformations élastiques et de ductile si cette rupture intervient après déformation plastique. Nous allons caractériser ces comportements avec l'essai de traction.

2. ESSAI DE TRACTION

Nous allons pouvoir préciser les domaines de déformation et des caractéristiques mécaniques pertinentes des matériaux. Le spécimen est préparé sous la forme d'une éprouvette (normalisée) dont les extrémités sont fixées par des mordaches aux deux traverses d'une machine de traction. Deux forces uniaxiales, de sens opposés sont appliquées selon l'axe principal de l'éprouvette. Elles vont entraîner une élongation du spécimen. Il en résulte que l'éprouvette, de section initiale S_0 , subit l'action d'une contrainte uniaxiale de traction σ définie par $\sigma = \frac{F}{S_0}$. Si la longueur de l'éprouvette est

initialement l_0 , l'allongement résultant de l'application de la force de traction conduit, pour une contrainte σ , à une nouvelle longueur l et la déformation ϵ associée à la contrainte σ se définit par $\epsilon = \frac{l - l_0}{l_0}$ (contrainte et déformation sont dites conventionnelles ou nominales).

Le tracé de la courbe de traction consiste, lors de l'essai à $\dot{\epsilon}$ constante imposée par la machine, à porter σ en fonction de ϵ . L'interruption de la courbe correspond à la rupture de l'éprouvette. Un comportement classique d'un matériau ductile (métaux ou alliages) est représenté sur la figure 1. Nous allons décrire successivement les différents domaines de la courbe.

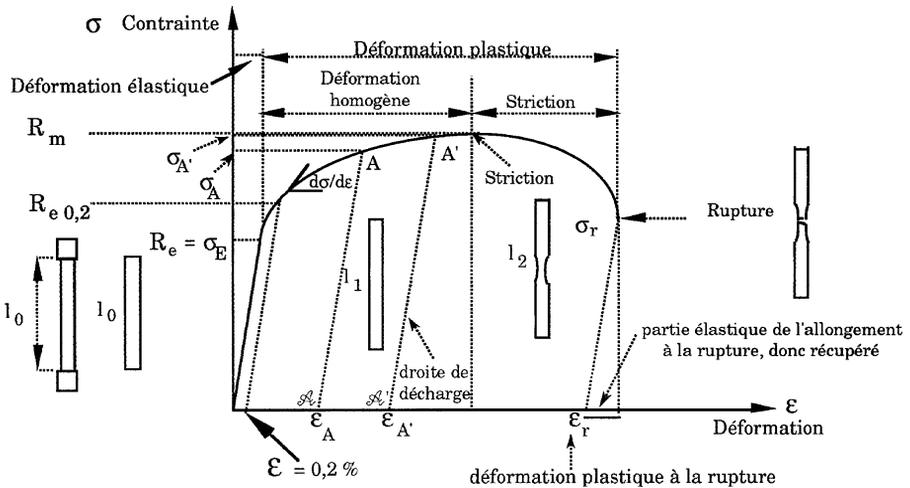


Figure 1 : Représentation d'une courbe de traction pour un spécimen ductile.

2.1. Domaine de déformation élastique

Pour les faibles déformations, la relation σ/ϵ est linéaire et le comportement du matériau peut être appréhendé dans le cadre de l'élasticité linéaire des milieux continus et homogènes. Il existe alors une relation linéaire entre la contrainte et la déformation (loi de Hooke), le coefficient de proportionnalité étant le module d'élasticité :

$$\text{contrainte} = \text{module d'élasticité} \cdot \text{déformation} \rightarrow \sigma = E\epsilon$$

Nous admettons l'hypothèse importante que le matériau peut être considéré comme un solide continu, homogène et isotrope (condition moyenne sur une éprouvette polycristalline, à grains fins sans orientations préférentielles).

2.2. Domaine de déformation plastique

Dès que nous quittons le domaine linéaire, c'est-à-dire dès que la valeur de la contrainte dépasse une valeur critique R_e , appelée limite d'élasticité ou contrainte d'écoulement, la déformation est dite plastique et il subsiste une déformation résiduelle lorsque la contrainte sera relâchée. L'amplitude de cette déformation plastique a pour valeur l'abscisse de l'intersection de l'axe des déformations avec de la droite parallèle à la portion linéaire de $\sigma(\epsilon)$ (déformation élastique) portée à partir du point de la courbe $\sigma(\epsilon)$ du domaine plastique correspondant à la contrainte maximum exercée sur l'échantillon. La déformation plastique se produit à volume constant donc, l'allongement du spécimen est nécessairement associé à une diminution de la section. Examinons les caractéristiques et les différentes parties de la courbe $\sigma(\epsilon)$:

- Étude de $\sigma(\epsilon)$ jusqu'au maximum (dans ce domaine, la déformation est dite homogène)

Si nous interrompons l'essai en A, la déformation résiduelle est ϵ_A (point \mathcal{A}). Si nous reprenons l'essai sur cette éprouvette déformée, elle se déforme élastiquement jusqu'à une valeur de la contrainte σ_A . Ainsi, σ_A est la nouvelle limite d'élasticité du matériau. Comme σ_A est supérieure à R_e , nous constatons donc qu'il est possible d'augmenter la limite d'élasticité d'un matériau en le déformant préalablement dans le domaine plastique. Ensuite, il faut appliquer une contrainte supérieure à σ_A pour déformer plastiquement de nouveau l'éprouvette (jusqu'en A' sous l'action de $\sigma_{A'}$). Nous dirons que le matériau s'est durci par écrouissage ou consolidation. Une augmentation de la dureté sera observée. Ainsi, la contrainte nécessaire pour déformer plastiquement un matériau dépend des déformations qu'il a déjà subies et donc de son histoire thermomécanique.

- La courbe $\sigma(\epsilon)$ passe ensuite par un maximum, correspondant à une contrainte maximum appelée R_m , résistance mécanique à la traction.
- Sur la courbe $\sigma(\epsilon)$, au-delà du maximum, la contrainte diminue, tandis que l'allongement et donc la déformation du spécimen augmentent. Cette diminution de la contrainte correspond à un nouveau phénomène qui se manifeste par un rétrécissement localisé de l'éprouvette : la striction. Au niveau de ce rétrécissement, il se produit une localisation de la déformation plastique (c'est une instabilité mécanique qui intervient dès lors que le taux de consolidation ne peut plus compenser l'augmentation de la

contrainte). Ensuite, la situation s'aggrave de façon catastrophique en ce lieu, le plus faible du spécimen, et le rétrécissement s'accroît jusqu'à la rupture.

La réalité du comportement apparaît clairement avec un changement de coordonnées. Les coordonnées rationnelles ou vraies permettent de tracer la courbe de traction en tenant compte des variations de section (diminution) et de longueur (allongement) du spécimen à tout instant de l'essai (figure 2). La contrainte vraie continue d'augmenter jusqu'à la rupture et c'est bien ce que nous ressentons quand nous brisons un objet.

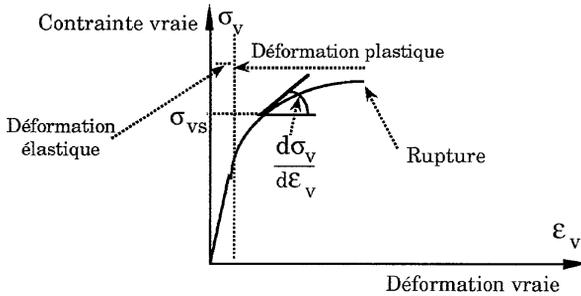


Figure 2 : Courbe de traction en coordonnées rationnelles.

- Enfin, la rupture survient au niveau de la zone de la striction. Nous pouvons définir alors la contrainte moyenne à la rupture : $\sigma_R = \frac{F_R}{S_R}$ où S_R est la section minimale du rétrécissement et F_R la force appliquée à l'instant de la rupture.

Ainsi, une courbe contrainte/déformation permet donc d'accéder à plusieurs informations pertinentes caractérisant le matériau testé du point de vue de son comportement mécanique : le module d'Young, la limite d'élasticité, la résistance à la traction R_m , l'allongement à la rupture $(A (\%) = \frac{l_M - l_0}{l_0} 100$ où l_M représente la longueur du spécimen au moment de la rupture), la striction à la rupture $(Z (\%) = \frac{S_0 - S_R}{S_0} 100)$. L'aptitude d'un matériau à la déformation plastique est appelée la ductilité.

L'élasticité linéaire concerne en général le domaine des faibles déformations, environ 10^{-3} (soit 0,1 %) au maximum pour les matériaux standards. Au-delà, il y a rupture ou déformation plastique. Certains matériaux peuvent subir des déformations élastiques beaucoup plus fortes ($\rightarrow 5$ pour le caoutchouc) mais le domaine d'élasticité

n'est pas linéaire. Dans un premier temps, l'effort en traction aligne les chaînes macromoléculaires dans la direction de la contrainte (élasticité entropique), puis dans un second temps, la contrainte conduit à une élongation élastique de ces chaînes par suite de l'allongement des liaisons interatomiques (figure 3). De même, les matériaux biologique présentent une courbe en j qui indique clairement qu'une grande déformation est accessible pour de faibles contraintes initiales mais que le matériau devient vite très rigide. C'est bien préférable pour l'être humain.

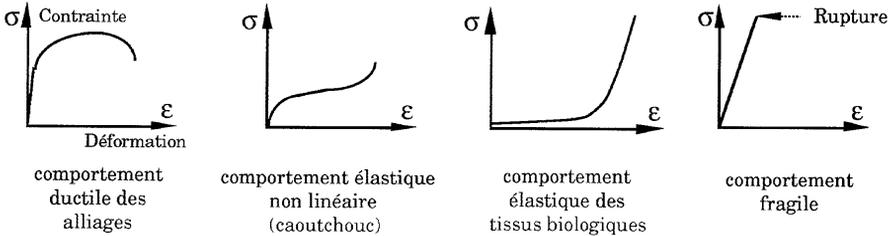


Figure 3 : Comportements caractéristiques de matériaux en traction.

La rigidité d'un matériau exprime son aptitude à résister à une déformation élastique. Un matériau est d'autant plus rigide que les déformations sont faibles pour une contrainte donnée : $\sigma = E \epsilon$ indique clairement que pour une contrainte donnée, une plus grande déformation est induite pour E petit (matériau flexible ou souple) que dans le cas où E est grand (matériau rigide). Ainsi, un module d'élasticité mesure la résistance d'un matériau à une déformation élastique.

La limite d'élasticité ou limite d'écoulement, contrainte maximum supportée par le spécimen sans établissement d'une déformation permanente, est une donnée essentielle pour l'utilisation des matériaux. Sa valeur optimale dépend de l'application souhaitée. Quand la mise en forme (forgeage, emboutissage) est essentielle pour l'application, il est souhaitable qu'elle ne soit pas trop élevée. Sinon, il faut fournir des contraintes très élevées pour réaliser la mise en forme ce qui, d'une part coûte plus d'énergie, d'autre part entraîne le risque de dépasser la résistance à la traction localement et d'amorcer la rupture. Lorsque les sollicitations mécaniques qui «agressent» un élément d'une structure sont importantes, cela impose que R_e soit élevée afin que cet élément ne se déforme pas plastiquement. Nous pouvons aussi dans ce cas réduire sans dommage la section des pièces et diminuer ainsi le poids de l'ensemble.

L'aptitude d'un matériau à se déformer plastiquement est la ductilité (rôle pour la mise en forme). Généralement, la ductilité augmente avec la température (le forgeron

travaille le métal à haute température). A haute température, les matériaux sont presque tous plastiques (il existe une température de transition ductile-fragile).

Quelques tendances se dégagent parmi les matériaux :

- les céramiques, verres et certaines fontes possèdent des limites d'élasticité très élevées et, en général, la rupture intervient brutalement dans le domaine de déformations élastiques avant que cette limite ne soit atteinte à température ambiante. Ces matériaux résistent mal à la fissuration. Pour de tels matériaux fragiles, la limite d'élasticité se confond donc avec la résistance à la rupture. La ductilité est nulle ;
- les métaux purs sont mous (très ductiles) et présentent des limites d'élasticité relativement basses ; ils peuvent largement se déformer plastiquement. Les métaux durcissent par écrouissage lors d'essais mécaniques et peuvent encore subir d'importantes déformations plastiques. La limite d'élasticité peut donc croître largement avec l'ajout d'éléments d'alliages et/ou des traitements mécaniques, elle peut donc être ajustée aux besoins (l'or des bijoutiers contient du cuivre afin de le durcir) ;
- les polymères présentent généralement des limites d'élasticité basses et sont très ductiles. Ils peuvent être durcis dans des composites à matrice polymère.

Remarques : Certains matériaux peuvent être naturellement très anisotropes (structure fibreuse du bois) et dans ce cas, les propriétés doivent être mesurées selon deux directions, le sens des fibres et une direction perpendiculaire.

| Matériau | Module d'Young E (GPa) | Limite d'élasticité R _e MPa | Résistance à la traction R _m MPa | Allongement à rupture A _R % |
|------------------|---------------------------|---|---|--|
| Diamant | 1000 | 50 000 | Fragile | Fragile |
| Alumine | 390 | 5000 | Fragile | Fragile |
| Verre sodique | 69 | 3600 | Fragile | Fragile |
| Acier doux | 200 | 220 | 430 | 0,18 - 0,25 |
| Alliages d'Al | 70 - 80 | 100 - 600 | 300 - 700 | 0,05 - 0,3 |
| Béton | 45 - 50 | 20 - 30 | 37 | 0 |
| Bois (// fibres) | 9 - 16 | 30 - 50 | 35 - 55 | 0,6 |
| Nylon | 2 - 4 | 50 - 87 | 100 | 0,5 |
| Caoutchouc | 0,01 - 0,1 | 20 - 30 | 30 | 5 |

3. ÉNERGIE

Abordons maintenant simplement les échanges d'énergie intervenant lors de l'essai. Une certaine énergie d'origine mécanique est transférée au spécimen (figure 4).

En élasticité linéaire, l'aire du triangle formé par la droite $\sigma(\epsilon)$, la normale à l'axe des déformations portée au point de $\sigma(\epsilon)$ d'ordonnée $\sigma = \sigma_1$, contrainte maximum appliquée, et l'axe des déformations, représente l'énergie élastique E_{el} stockée par le spécimen par unité de volume selon un processus non dissipatif, puisque celle-ci est totalement restituée lors de la décharge et du retour à l'état initial (c'est ce qui se produit pour l'arc de Robin des Bois, l'énergie musculaire dépensée est stockée sous forme élastique et elle est restituée sous forme d'énergie cinétique transférée à la flèche lorsqu'il lâche la corde). En fait, un solide n'est jamais strictement élastique et une partie de l'énergie, généralement très faible, est dissipée. Ce comportement est appelé l'anélasticité.

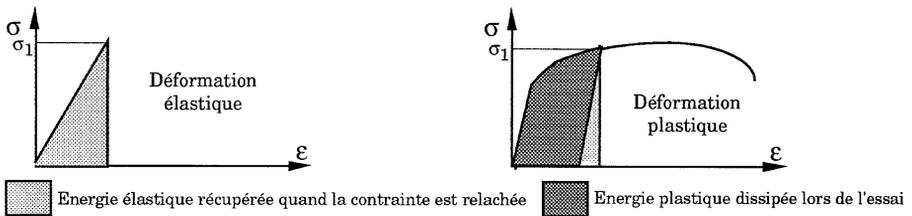


Figure 4 : Énergie élastique stockée par le spécimen et énergie dissipée lors de la déformation plastique.

Quand le spécimen est déformé plastiquement, l'aire entre $\sigma(\epsilon)$ et la droite de décharge pour une contrainte donnée correspond à l'énergie mécanique de déformation plastique dissipée (en chaleur et création de défauts) au cours de l'essai. Elle est donc non récupérable. C'est cette forte énergie musculaire que doit fournir le «grand Zampano» dans «La strada» de F. Fellini pour tordre ses barres métalliques.

4. APPROCHE MICROSCOPIQUE DES PROPRIÉTÉS ÉLASTIQUES

Le module d'élasticité d'un solide, propriété intrinsèque, dépend essentiellement de deux facteurs :

- la force des liaisons interatomiques,
- l'architecture atomique (disposition des atomes, distances, coordination).

Les liaisons sont classées en liaisons fortes et faibles. Les liaisons fortes sont difficilement déformables et conduisent à des modules élevés. Elles sont classées en plusieurs types (souvent elles présentent un caractère mixte) :

- les liaisons *covalentes* sont directionnelles,

- les liaisons *ioniques* ne sont pas directionnelles et les structures sont décrites par l'empilement des ions avec une condition d'électronéutralité locale,
- les liaisons *métalliques* ne sont pas directionnelles et les structures sont décrites par l'empilement dense des cations baignant dans un gaz d'électrons presque libres circulant entre ces cations,
- les liaisons faibles sont de type *Van der Waals* ou *hydrogène*.

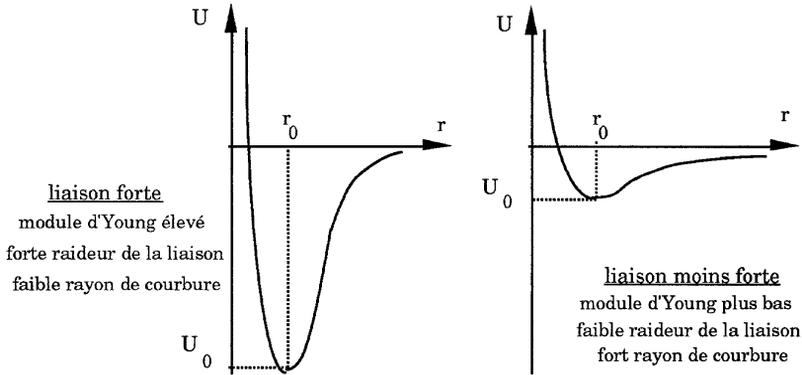


Figure 5 : Représentation de la variation d'énergie de liaison en fonction de la distance entre deux atomes pour une liaison forte et pour une liaison faible

Cependant, quelque soit sa nature, l'établissement d'une liaison conduit à un abaissement de l'énergie potentielle du système à la distance d'équilibre par rapport à l'énergie des atomes libres. Les deux atomes sont soumis à des forces dont la résultante s'exprime classiquement par la dérivée du potentiel par rapport à la distance internucléaire :

$$F = \frac{dU(r)}{dr}$$

Cette force est nulle à la distance d'équilibre r_0 mais, dès que pour une raison quelconque les atomes sont écartés de leur position d'équilibre, elle prend une valeur non nulle. Les atomes sont alors soumis à des forces de rappel qui tendent à restaurer l'état d'équilibre du système : forces d'attraction quand les deux atomes sont écartés, forces de répulsion quand ils sont rapprochés. Le comportement élastique du solide résultera de l'application de contraintes n'entraînant que de petits déplacements atomiques autour de la position d'équilibre, celle-ci étant récupérée grâce aux forces de rappel lors de l'arrêt de l'application de la contrainte (c'est la notion même d'élasticité). Nous pouvons montrer que le module d'Young est proportionnel à la

dérivée seconde de l'énergie potentielle en $r = r_0$ distance d'équilibre, c'est-à-dire à

$$\mathcal{E}_0 = \left[\frac{d^2U(r)}{dr^2} \right]_{r_0}, \text{ raideur de la liaison (figure 5). Il est donc inversement proportionnel}$$

au rayon de courbure de $U(r)$ en r_0 .

5. LIMITE D'ÉLASTICITÉ ET INTRODUCTION À LA DÉFORMATION PLASTIQUE

Par examen au microscope métallographique d'un spécimen initialement parfaitement poli, après déformation, des lignes ou des bandes apparaissent à la surface (dans chaque grain) et subsistent quand la contrainte est relâchée et qu'une déformation plastique résiduelle persiste. Une observation à fort grandissement révèle que ces bandes sont formées de lignes délimitant des marches, signature en surface d'un phénomène de glissement dans le cristal (figure 6a). La déformation plastique d'un cristal se réalise donc par glissement (le maclage est un autre mécanisme moins fréquent). Les plans et les directions de glissement d'un cristal sont parfaitement définis cristallographiquement, ce sont des plans et directions de forte densité en atomes. Les bandes et lignes de glissement sont parallèles dans un monocristal ou dans chaque grain d'un polycristal. Leur nombre croît quand la contrainte augmente et donc quand la déformation plastique s'amplifie (mais d'autres systèmes de glissement peuvent aussi être activés ce qui complique l'aspect final sur la surface du spécimen).

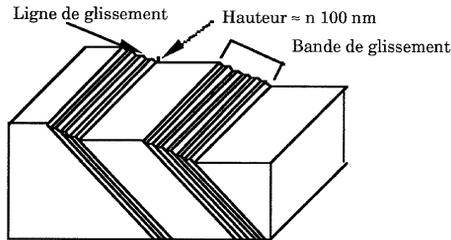


Figure 6a : Représentation schématique de bandes de glissement résolues en marches de glissement.

Comme l'indique la figure 6b, le glissement s'effectue sous l'action de forces égales et opposées, agissant parallèlement au plan de glissement. C'est une contrainte de cisaillement ou cission. Ainsi, pour l'essai de traction, la déformation plastique est activée par l'action de la composante de la contrainte de traction selon l'axe de glissement dans le plan de glissement. Elle est appelée la cission résolue τ . Le glissement activé en premier est celui pour lequel la cission résolue est la plus forte. Le passage du domaine des déformations élastiques à celui des déformations plastiques

intervient quand la cission résolue dépasse une valeur caractéristique du matériau : la cission critique de glissement τ^* .

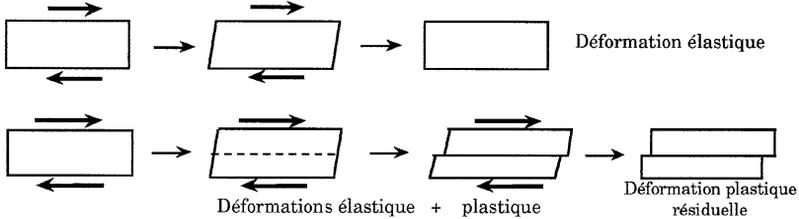


Figure 6b : Déformations élastique et plastique, le plan de glissement est en tirets et la contrainte agissant est une contrainte de cisaillement (cission).

Le calcul de la cission critique théorique de glissement (Frenkel 1926) est basé sur un modèle de rupture des liaisons interatomiques de part et d'autre du plan de glissement et il conduit à $\tau_{th} \approx E/10$. Cependant, si nous comparons les cissions critiques théoriques obtenues par ce calcul aux valeurs expérimentales, un écart de plusieurs ordres de grandeur est généralement constaté. La limite d'élasticité réelle est en réalité beaucoup plus faible que celle que nous avons calculée et les matériaux ductiles sont donc beaucoup plus mous et déformables que ne le prévoit le calcul (paradoxe de la limite d'élasticité) ! En fait, il faut se placer à l'échelle atomique pour comprendre le processus réel du glissement. Les propriétés plastiques des matériaux sont gouvernées par des défauts linéaires que nous appelons dislocations. Celles-ci permettent de réaliser le glissement pour des contraintes beaucoup plus faibles que la limite théorique.

6. NOTIONS DE DISLOCATIONS

Nous pouvons faire remonter à la fin du XIX^e siècle l'idée que des «défauts» sont susceptibles de jouer un rôle essentiel dans la déformation des solides, avec les «régions de déformations» de Burton. En fait, la notion de dislocation a connu un double cheminement, celui des mathématiciens étudiant l'élasticité des milieux continus et celui des physiciens. L'introduction effective des dislocations dans les cristaux peut être fixée en 1934 à la suite des travaux d'Orowan, Polanyi et Taylor. Avec l'avènement de la microscopie électronique, l'observation des dislocations a constitué la preuve formelle de leur existence dès 1950. L'idée fondamentale est que le glissement intervient non pas par le déplacement simultané de tous les atomes situés d'un côté du plan de glissement, mais par la propagation, le long du plan et dans la direction de glissement, d'une «distorsion» qui, après avoir balayé tout ce plan, réalise la déformation finale.

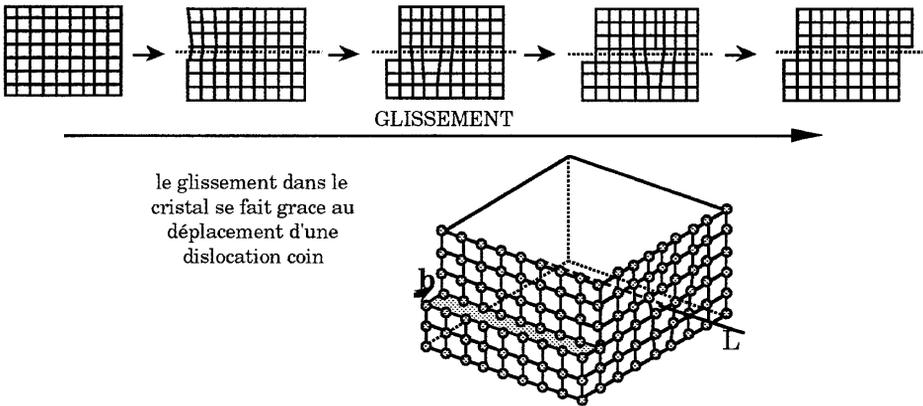


Figure 7 : Glissement dans un cristal.

Cette distorsion s'appelle une dislocation et la ligne contenue dans le plan de glissement qui sépare, dans la portion supérieure, la partie du cristal qui a subi le glissement de celle qui est inchangée, s'appelle la ligne de dislocation. C'est un défaut linéaire. La région très perturbée autour de la ligne de dislocation s'appelle le cœur de la dislocation. Autour de celui-ci, le réseau est déformé élastiquement puis retrouve, à quelque distance, sa géométrie d'équilibre. Le glissement de la dislocation revient donc à la progression de la zone perturbée. Pour passer d'une position de la ligne de dislocation à la position suivante, la progression de la dislocation est aisée car les atomes concernés par ce mouvement sont en «petit» nombre et ne se déplacent que sur de courtes distances (à travail global égal, cette opération requiert une cisssion beaucoup plus faible pour provoquer le glissement de la dislocation sur toute la longueur du cristal que celle nécessaire pour réaliser en une seule fois un glissement élémentaire d'une moitié du spécimen). Une analogie cocasse mais instructive est celle de l'effort à fournir pour déplacer un tapis de taille importante. Il faut déployer une force considérable pour le translater en bloc, tandis qu'il est beaucoup plus facile de faire progresser sur la longueur du tapis, un plis formé sur toute sa largeur (le déplacement d'une chenille, l'animal, procède du même principe) (voir la figure 1 de l'article «*Une vie de cuivre*» dans ce numéro).

Lorsque la dislocation a atteint la surface en engendrant une marche (ligne de glissement), le cristal est irréversiblement déformé. La limite d'élasticité expérimentale devrait donc correspondre à la contrainte nécessaire pour activer le mouvement des dislocations. En fait, bien que celles-ci existent naturellement dans le matériau de départ, la déformation plastique ne peut se réaliser effectivement à une échelle

macroscopique que si de nouvelles dislocations sont créées à partir de sources qui se déclenchent sous l'action de la contrainte. La limite d'élasticité mesurée correspond donc à la contrainte d'activation des sources. La formation de bandes de glissement se comprend aisément : les plans de glissement sur lesquels se déplacent les dislocations étant parallèles, un ensemble de lignes de glissement formant une bande, est issu du glissement de nombreuses dislocations dans des plans atomiques parallèles et voisins, contenant les sources activées.

Deux types fondamentaux de dislocations sont reconnus, les dislocations **coin** et **vis**. Il existe, en effet, deux manières pour réaliser le glissement élémentaire sous l'action d'une même contrainte selon que le glissement du cristal s'effectue perpendiculairement ou parallèlement à la ligne de dislocation. Le vecteur (le plus court possible) repérant le glissement élémentaire final, **b**, est appelé vecteur de Burgers de la dislocation (il est perpendiculaire à la ligne pour une dislocation coin et parallèle pour une dislocation vis).

La densité de dislocation, notée Λ , est la longueur totale de ligne de dislocations par unité de volume. Typiquement, pour un métal recuit non écroui, qui a donc éliminé une partie de ses défauts, la densité est de l'ordre de 10^6 cm/cm³. Lors de la déformation plastique, la densité de dislocation s'accroît et peut atteindre 10^{12} cm/cm³ soit encore dix millions de kilomètres par centimètre cube. Une telle distance correspond à 10^{19} nm soit encore, environ 10^{20} distances interatomiques. Nous pouvons estimer donc à 10^{20} le nombre d'atomes fortement perturbés par la présence des dislocations (sous estimation). Or 1 cm³ contient environ 10^{23} atomes. De ce fait, même pour cette très forte densité de dislocations, un atome sur mille seulement est fortement perturbé par rapport à sa position d'équilibre et la structure cristalline est largement conservée.

Les dislocations sont des défauts pratiquement inévitables dans tout matériau cristallin. Même si celui-ci est élaboré avec un soin extrême et refroidi très lentement, une certaine quantité de dislocations existe car ce sont des fautes de croissance qui interviennent lors de la solidification. Ces dislocations sont organisées plus ou moins régulièrement en un réseau tridimensionnel, le réseau de Frank et les segments de dislocations sont reliés en des nœuds généralement triples où elles sont ancrées. Si la contrainte appliquée au spécimen favorise un système de glissement, le segment de dislocation qui doit naturellement glisser voit son mouvement entravé par l'ancrage aux nœuds et, sous l'effet de la contrainte, ce segment se courbe dans un premier temps. Si la contrainte est suffisante, le segment grandit en continuant à se courber autour des deux points d'ancrage pour finalement produire une boucle autour de ces deux nœuds en régénérant le segment. C'est le glissement de la boucle qui va réaliser la déformation

tandis qu'une nouvelle boucle se forme et ainsi de suite. Ceci décrit le fonctionnement d'une source de dislocations. Par ailleurs, une dislocation (boucle) qui glisse dans son plan de glissement va rencontrer toutes celles qui l'interceptent et que nous appelons classiquement les dislocations de la forêt. Il en résultera des réactions entre dislocations qui vont entraver le glissement. Plus la densité de dislocations augmente et plus le glissement est entravé (voir plus loin le durcissement par écrouissage).

Il existe un certain nombre de méthodes permettant de mettre en évidence la présence des dislocations. Les figures d'attaque résultent de l'action d'un réactif chimique (ou attaque électrochimique) qui conduit souvent à une attaque préférentielle au point d'émergence de la dislocation. La microscopie électronique, développée à partir de 1956 pour les dislocations (Bollmann et Hirsch), a permis la mise en évidence directe de ces défauts, apportant ainsi la preuve de la validité des modèles proposés (voir la figure 2 de l'article «*Une vie de cuivre*» dans ce numéro).

L'aptitude à la déformation plastique des matériaux ductiles est essentiellement liée à la grande mobilité des dislocations. C'est la raison pour laquelle la limite d'élasticité expérimentale est beaucoup plus faible que celle calculée théoriquement pour des matériaux sans défauts. Néanmoins, cette déformation n'est atteinte que pour une certaine contrainte. Il existe une résistance au glissement des dislocations, une force de frottement qu'il faut surmonter. Nous appelons force de Peierls-Nabarro cette résistance s'opposant au glissement de la dislocation et que la contrainte externe, par l'intermédiaire de sa composante pertinente, surmonte quand elle atteint la valeur correspondant à la limite d'élasticité.

Dans les *métaux et alliages* à structures compactes, la force de Peierls-Nabarro est faible et les dislocations glissent facilement à toute température. Ces matériaux sont très ductiles. La limite d'élasticité est alors contrôlée par les obstacles au glissement et non par la force de Peierls-Nabarro.

Pour les *cristaux covalents*, le freinage est fort, la force de Peierls-Nabarro est élevée et les dislocations ne glissent qu'à très haute température. A basse température, le mouvement des dislocations est bloqué et ces matériaux sont fragiles.

C'est aussi le cas, dans une moindre mesure, pour les *cristaux ioniques* qui, lors du glissement, font intervenir des forces de répulsion quand deux ions de même signe se «croisent». C'est de cette contribution électrostatique que vient l'essentiel de la force de Peierls-Nabarro.

7. DURCISSEMENT

Il est possible d'élever la limite d'élasticité d'un matériau, donc de le durcir, en lui faisant subir des traitements thermomécaniques. Il suffit pour cela de gêner le mouvement des dislocations en créant des obstacles. Il existe plusieurs manières pour y parvenir :

- ***Durcissement par solution solide***

Un métal pur est, en général très mou. Pour améliorer ses propriétés mécaniques, il suffit de lui ajouter un autre élément. Il est en effet connu depuis longtemps que les propriétés mécaniques d'un alliage faiblement allié sont supérieures à celles du métal pur (l'or des bijoutiers est un alliage Au-Cu). Si les tailles des atomes sont différentes, il en résulte l'existence de contraintes (déformations) élastiques de la matrice au voisinage des atomes de soluté. Ce champ de contraintes va interagir avec les dislocations lors d'une déformation ultérieure et, en gênant le mouvement des dislocations, il va renforcer les propriétés mécaniques.

- ***Durcissement par affinement de la taille de grain***

Les joints de grains dans un matériau polycristallin constituent des obstacles au mouvement des dislocations. Ainsi, plus la taille des grains diminue et plus la limite d'élasticité est élevée.

- ***Durcissement par écrouissage***

L'écrouissage d'un alliage, c'est-à-dire l'application de contraintes dans le domaine plastique, va le consolider vis-à-vis de déformations ultérieures en conduisant à une augmentation de la densité de dislocations. Il sera alors nécessaire, pour poursuivre la déformation, d'appliquer une contrainte supérieure à celle attendue, par référence au premier cycle. En effet, le mouvement des dislocations mobiles est gêné par la présence des autres dislocations (interactions élastiques entre dislocations, croisement des lignes de dislocations...) et ceci d'autant plus que leur concentration augmente. Ce phénomène fait partie de l'art du forgeron.

- ***Durcissement par précipitation d'un deuxième phase***

L'apparition d'une seconde phase lors d'une précipitation dans la matrice revient à créer des obstacles au glissement pour les dislocations. Un exemple classique est celui de la séquence des précipitations successives qui s'obtient par des recuits pour des temps différents (vieillessement) pour l'alliage de cuivre (quelques pour-cent) dans l'aluminium. A haute température, ces atomes sont parfaitement miscibles et ils forment une solution solide qui se décomposera lors d'un refroidissement lent avec la formation

de gros précipités Al_2Cu dans la matrice qui s'enrichit en aluminium. En fait, d'autres précipités sont susceptibles de se succéder quand nous faisons subir un vieillissement (quelques heures à 180°C) à la solution solide de haute température maintenue à température ambiante par un refroidissement très rapide (une trempe). Lors du premier stade du vieillissement, nous constatons expérimentalement, un durcissement de l'alliage par une précipitation difficilement détectable, les zones dites de Guinier Preston (zone GP) qui sont constituées par des rassemblements d'atomes de cuivre sous forme de disques de une à deux couches atomiques d'épaisseur et de quelques 10 nm de diamètre. Leur simple présence suffit à renforcer largement le matériau. Le retour à la structure d'équilibre, lors de la poursuite du recuit, se réalise séquentiellement avec l'apparition successive de deux autres précipités intermédiaires et des propriétés mécaniques qui s'améliorent, puis se dégradent avec l'apparition des gros précipités de Al_2Cu .

Pour que le spécimen se déforme plastiquement, il faut que les lignes de dislocations franchissent les précipités situés dans leur plan de glissement. Quand cela est possible, la contrainte devient plus élevée qu'en l'absence de précipité. La dislocation mobile franchit le précipité en laissant autour de lui une boucle de dislocation ou en le cisailant mais dans ces deux cas, une telle opération coûte de l'énergie mécanique.

8. RESTAURATION DES PROPRIÉTÉS ET RECRISTALLISATION

Nous avons vu que les propriétés mécaniques d'un matériau pouvaient être améliorées dans le sens d'une plus haute limite d'élasticité et d'une plus grande dureté, par écrouissage, c'est-à-dire par déformation plastique. Un métal déformé possède une forte densité de dislocations ($[10^8 - 10^{12}] \text{cm}^{-2}$) et une concentration de lacunes supérieure à la concentration d'équilibre. Ceci s'accompagne aussi d'une diminution de sa ductilité et, en pratique, cette conséquence peut être fâcheuse. En effet, une tôle laminée, donc fortement écrouie, est peu apte à subir une déformation supplémentaire lors d'une mise en forme, sans risque de rupture. En effet, la forte valeur de la limite d'élasticité nous oblige à lui faire subir des contraintes très importantes pour obtenir une déformation permanente. Ces contraintes peuvent alors, au moins localement ce qui est tout aussi nuisible, s'approcher ou dépasser la résistance mécanique du matériau. Il est donc souhaitable de faire en sorte qu'une telle déformation permanente soit accessible pour des contraintes moins fortes. Il est alors nécessaire de faire évoluer sa population de dislocations afin d'abaisser à nouveau sa limite d'élasticité. Ceci peut s'obtenir par recuit à une température suffisamment élevée. Nous obtiendrons une diminution de la densité de dislocations et une réorganisation spatiale de celles-ci (phénomène de restauration) ou une recristallisation du spécimen avec la croissance

de nouveaux grains ce qui élimine un très grand nombre de dislocations. Ceci fait aussi partie de l'art du forgeron.

9. RUPTURE ET TÉNACITÉ

La rupture d'un matériau constitue, sans aucune espèce de doute, un épisode essentiel de son existence dont les conséquences peuvent être dramatiques. L'étude de ce phénomène est donc un thème fondamental mais complexe de la science des matériaux. La rupture conduit à la séparation d'un matériau en plusieurs fragments sous l'influence de contraintes externes. Notons que la vitesse d'application des contraintes est aussi un facteur important à prendre en compte (karaté). La rupture se traduit simplement par la brisure des liaisons interatomiques entre les atomes de part et d'autre de la surface de rupture. Elle intervient donc par suite de la propagation de fissures dans le matériau. Étudier la rupture, c'est donc étudier la propagation des fissures (et donc la résistance du matériau à ce phénomène). Ceci peut être abordé dans un matériau modèle présentant peu de défauts ou dans un matériau à forte concentration de défauts. En fait, pratiquement tous les matériaux contiennent entre autres défauts, des microfissures qui restent stables, tant que l'intensité des contraintes ne dépasse pas un certain seuil. Au-delà, les fissures deviennent instables et se propagent dans le matériau à une vitesse qui peut atteindre celle du son.

• *Rupture des matériaux fragiles*

Ces matériaux sont caractérisés par une rupture survenant alors que les déformations précédant cette «triste fin» sont purement élastiques (verres). La rupture est clairement un phénomène dans lequel les liaisons interatomiques entre les atomes bordant la surface de rupture et de part et d'autre de celle-ci, sont brisées. Or, le calcul de l'énergie nécessaire pour y parvenir conduit à une forte surestimation de la contrainte critique de rupture par rapport à la réalité pour la plupart des matériaux. A. Griffith proposa un modèle à partir d'une observation expérimentale sur des fils de verre (matériau fragile) pour lesquels il existe un bon accord entre la résistance théorique à la traction et l'expérience quand ceux-ci sont élaborés avec le plus grand soin. Ils sont alors pratiquement sans défauts et ils sont tractionnés immédiatement après l'élaboration. Au contraire, s'ils sont rayés superficiellement avant l'essai de traction, la résistance à la traction expérimentale manifestée par le spécimen diminue fortement. Ceci est dû à l'influence de défauts créés en surface. L'idée simple qui s'en déduit est que la rupture dans le matériau intervient, bien que la contrainte globale à laquelle il est soumis soit inférieure à la valeur théorique, parce qu'il existe localement des concentrations de contraintes qui, pouvant alors atteindre la valeur critique, conduisent à la rupture des liaisons et donc, de proche en proche, à celle du matériau (figure 8) (voir l'article «*Matériaux céramiques : structure et propriétés*» dans ce numéro).

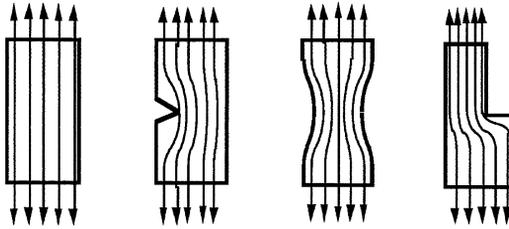


Figure 8 : Les trajectoires des contraintes sont les lignes selon lesquelles la contrainte externe est transmise à la traversée du spécimen. Quand il y a un changement de section une concentration de contraintes est nécessairement observée à l'aplomb de la singularité.

On a pu montrer que pour un matériau soumis à une contrainte de traction σ et possédant en surface une microfissure de profondeur l_f et de rayon de courbure r_f à «sa racine», il se produit une concentration de contrainte en tête de la microfissure où la contrainte effectivement ressentie par le matériau est :

$$\sigma_f = \sigma \left(1 + 2 \sqrt{\frac{l_f}{r_f}} \right) = \sigma (1 + k)$$

Ainsi, une rayure microscopique de $1 \mu\text{m}$ de profondeur (l_f) et de rayon $0,2 \text{ nm}$ (r_f , ici la distance interatomique) conduit à $k = 141$, d'où $\sigma_f = 142 \sigma$. La contrainte locale peut donc aisément dépasser la contrainte critique même pour une faible contrainte appliquée. La vitesse de propagation de la fissure, limitée à la vitesse de progression des déformations élastiques (vitesse du son, v_s), est en fait d'environ 40 % cette valeur. En fait, la fissure ne se propage que si le bilan d'énergie associé à sa progression est favorable. Or la propagation d'une fissure conduit à la création de deux surfaces libres ce qui impose un coût en énergie (une surface libre est un défaut puisque les atomes qui sont en surface partagent moins de liaisons avec d'autres atomes que ceux qui sont à l'intérieur du matériau). D'un autre côté, l'énergie élastique de déformation, stockée par le matériau, est brutalement libérée dans un certain volume du spécimen qui borde les deux lèvres de la fissure. L'égalité de ces deux quantités permet de définir la contrainte critique. Par ailleurs, si le matériau est soumis à une contrainte maximale donnée, un raisonnement similaire permet de définir la longueur critique des fissures. Sous l'effet de cette contrainte, les fissures plus courtes sont stables et ne se propagent pas. Au contraire, celles de plus grande longueur sont instables et se propagent entraînant la rupture du matériau.

L'utilisation des matériaux fragiles (verres, céramiques, bétons, pierres, ...) est courante depuis très longtemps. Sous faible contrainte, ils se comportent bien mais,

leur comportement peut rapidement devenir critique sous des contraintes plus fortes. Une parade à ce risque est leur utilisation en compression, condition qui tend à refermer les fissures et non à les propager comme dans le cas d'efforts de traction. L'architecture a utilisé cette propriété avec les dômes, les arcs-boutants, les contreforts, ... Le béton précontraint est maintenu en compression par des câbles. Le verre trempé est réalisé en refroidissant brutalement ses surfaces qui se contractent. Quand le cœur se refroidit à son tour, sa tendance à se contracter est entravée par les couches de surfaces déjà rigides. Finalement, les couches superficielles sont soumises à une compression de la part du cœur solidifié et une fissure en surface tend à se refermer, l'état final du matériau est plus tenace.

- ***Rupture des matériaux ductiles***

La rupture ductile est précédée par une déformation plastique de la région du matériau située en avant de la fissure. Ceci consomme une large part de l'énergie élastique libérée lors de la rupture ce qui rend celle-ci plus difficile. En tête de fissure, la plastification du matériau conduit à un émoussement de la fissure. Il se produit une augmentation du rayon de courbure, consécutive à l'émission de dislocations dans les zones où les cissons sont maximales. La contrainte externe à appliquer, nécessaire pour poursuivre la propagation de la fissure, augmente donc puisque le facteur de concentration de contraintes diminue. Cet effet est comparable au durcissement par écrouissage et est dû à la même cause, une déformation plastique localisée ici en tête de la fissure. D'une manière générale, nous augmenterons la ténacité des matériaux ductiles en accroissant les causes d'absorption d'énergie par déformation plastique. Par exemple, les métaux purs sont très résistants à la rupture. Quand nous ajoutons des éléments d'alliage, la mobilité des dislocations est réduite et de ce fait, la taille de la zone plastifiée est également diminuée. Ils sont alors plus sensibles à la rupture. La formation de précipités peut aussi entraîner une baisse de ténacité en favorisant la formation de fissures à l'interface qu'ils ont avec la matrice.

10. FATIGUE

Lorsque le matériau est soumis à une application cyclique de contraintes, la rupture peut se produire pour des contraintes inférieures à la résistance à la traction (fatigue oligocyclique) et même à la limite d'élasticité (fatigue-endurance). C'est avec la répétition de la sollicitation que nous définissons la fatigue des matériaux. La fatigue est donc l'étude du cumul du dommage. Comme la rupture est nécessairement associée à la propagation d'une fissure, ceci signifie que des fissures peuvent se former dans des régions de concentration de contraintes, et croître lentement, sous l'effet de contraintes faibles mais cycliques. Tant qu'elles présentent une longueur inférieure à la longueur critique, leur croissance se fait progressivement. Dès que la longueur

critique est atteinte, la propagation devient brutale et nous observons la rupture du spécimen. C'est une fissure de fatigue qui fut responsable des accidents du premier avion de ligne à réaction, le Comet. Remarquons que de telles conditions sont très fréquentes dans la vie courante où les éléments des structures sont soumis à des contraintes cycliques (axe d'un tambour de machine à laver).

BIBLIOGRAPHIE

- M.F. ASHBY et D.R.H. JONES : *Matériaux*, Édition française traduite par Y. BRECHET, J. COURBON et M. DUPEUX, Dunod, 1980, Tomes 1 et 2.
- W. HAYDEN, W.G. MOFFAT et J. WULFF : *Mechanical Behaviour*, John Wiley , 1965.
- J. BENARD, A. MICHEL, P. PHILIBERT et J. TALBOT : *Métallurgie*, Masson.
- D. FRANÇOIS, A. PINEAU et A. ZAOUÏ : *Comportement mécanique des matériaux*, Hermès, 1991.
- W. KURZ, J.-P. MERCIER et G. ZAMBELLI : *Introduction à la science des matériaux*, Presses Polytechniques et Universitaires Romandes, 1991.
- J.-M. DORLOT, J.-P. BAILON et J. MASOUNAVE : *Des matériaux*, Éditions de l'École Polytechnique de Montréal, 1986.
- Y. ADDA, J.-M. DUPOUY, J. PHILIBERT et Y. QUERE, *Éléments de métallurgie physique*, La Documentation Française.
- J. WEERTMAN and J. WEERTMAN : *Elementary dislocations theory*, McMillan Series in Materials Science, 1976.