

D3. Plasticité des solides

1 But de l'expérience

Étudier le comportement plastique des métaux, savoir l'interpréter pour durcir ou adoucir un alliage métallique.

2 Phénoménologie de la déformation plastique

Lorsqu'un solide est soumis à un système de contraintes extérieures, il répond à cette sollicitation soit en se déplaçant, soit en se déformant. Suivant la valeur des contraintes appliquées, on peut alors distinguer deux types de déformation.

1. Pour de faibles contraintes, la déformation est proportionnelle à la contrainte (loi de Hooke) et revient à zéro lorsque la contrainte est supprimée. C'est le cas de la déformation élastique.
2. Pour une contrainte supérieure à une certaine limite (limite élastique), la déformation n'est plus proportionnelle à la contrainte et lorsque la contrainte est supprimée, il demeure une certaine déformation appelée déformation plastique.

Les matériaux sont plus ou moins aptes à se déformer plastiquement. D'une manière générale, les métaux présentent une bonne aptitude à la déformation plastique et c'est probablement la raison pour laquelle ils ont joué un rôle si important dans l'histoire. Par contre, la pierre est cassante et dure ; on dit aussi fragile. On est passé de l'âge de pierre à l'âge du bronze car la pierre est cassante alors que le bronze est malléable et qu'on peut le former pour en faire des objets et des armes.

Pour étudier les propriétés plastiques des matériaux, on peut effectuer divers types d'essais mécaniques, par exemple l'essai de traction.

2.1 L'essai de traction

C'est un essai dans lequel on tire sur une éprouvette en imposant une vitesse de déformation constante.

On reporte alors la force F en fonction de l'allongement Δl de l'éprouvette ou mieux, la contrainte $\sigma = F/S_0$ en fonction de la déformation ou allongement relatif $\varepsilon = \Delta l/l_0$ (voir Fig.1), avec S_0 l'aire de la section initiale de l'éprouvette l_0 la longueur initiale de l'éprouvette.

Il existe de nombreuses normes (DIN, ISO,...) concernant la forme géométrique des éprouvettes, dépendant du type de matériau à étudier.

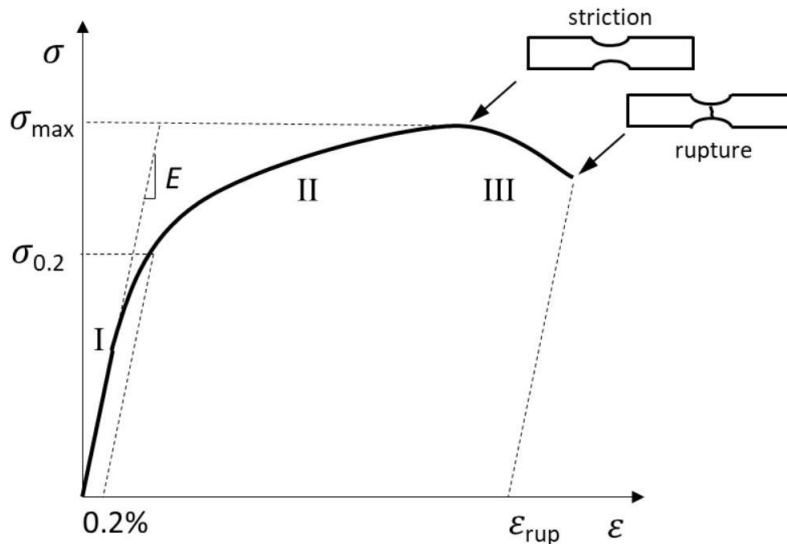


FIGURE 1 – Courbe conventionnelle de traction d'un métal ou alliage métallique.

On obtient alors une courbe appelée courbe de traction du matériau testé. Cette courbe peut être divisée en trois zones (voir Fig.1) :

- Zone I : domaine élastique, déformation réversible, relation linéaire entre contrainte σ et déformation ε .
Loi de Hooke : $\sigma = E\varepsilon$
 où E = module élastique ou module de Young.
- Zone II : domaine plastique, déformation irréversible la contrainte n'est plus proportionnelle à la déformation. Lorsqu'on relâche la contrainte, on observe une déformation rémanente ε_r .
- Zone III : striction et rupture.
 La striction est due à une déformation plastique localisée et catastrophique de l'éprouvette.

La limite entre domaine élastique et plastique s'appelle **limite élastique**. Comme il est difficile de la définir pratiquement, on utilise la valeur de $\sigma_{0.2}$, qui est la contrainte obtenue lorsque la déformation rémanente n'est que de 0.2%.

On définit encore la résistance mécanique à la traction σ_{\max} comme la contrainte maximale enregistrée sur la courbe et la déformation à la rupture ε_{rup} comme la déformation plastique maximale. La déformation élastique peut s'expliquer facilement par l'élasticité des liaisons atomiques. Le caractère réversible signifie que la structure interne du métal n'est pas modifiée. La

déformation plastique ne peut s'expliquer que par des modifications de la structure interne du métal, un réarrangement des atomes, mais comment ?

3 Interprétation de la déformation plastique

La déformation plastique apparaît comme étant presque toujours une déformation de cisaillement. Considérons la déformation d'un monocristal de structure cubique à l'échelle atomique (voir Fig.2).

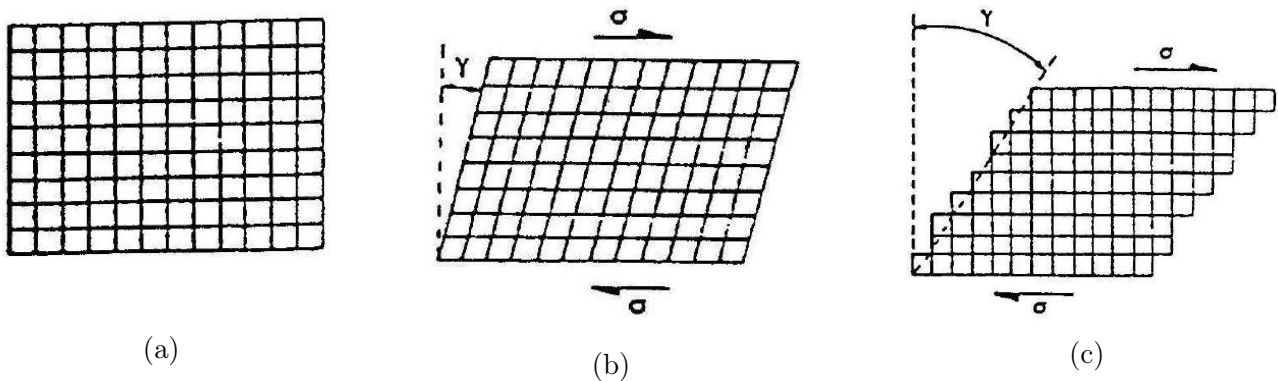


FIGURE 2 – Modes de déformation élastique et plastique d'un cristal cubique : a) avant la déformation, b) déformation élastique, c) déformation plastique

Sous l'effet d'une contrainte de cisaillement σ , le cristal peut se déformer élastiquement par inclinaison des plans atomiques verticaux (voir Fig.4b). Dans ce cas, la Loi de Hooke conduit à la relation suivante entre contrainte et déformation.

$$\sigma = G\varepsilon$$

où G est le module élastique de cisaillement ou de glissement et $\varepsilon = \tan \gamma$ la déformation en cisaillement.

La déformation plastique apparaîtra lorsque, sous l'effet de l'accroissement de contrainte, il y aura glissement irréversible des plans atomiques (voir Fig.2c). Pour cela, il faut couper les liaisons atomiques entre deux plans adjacents et faire glisser une partie du cristal par rapport à l'autre.

Cependant, si l'on calcule la valeur de la contrainte nécessaire à produire ce glissement, on obtient des valeurs beaucoup trop élevées (1000 fois trop grandes), c'est-à-dire une limite élastique de cisaillement de l'ordre de $10^{-1}G$ (G le module de glissement). Or, les valeurs expérimentales de la contrainte critique de cisaillement sont de l'ordre de 10^{-3} à $10^{-4} G$.

Afin d'expliquer ce paradoxe de la limite élastique, G.I. Taylor et E. Orowan, ainsi que M. Polanyi postulèrent simultanément en 1934 que la déformation plastique était provoquée par le mouvement le long des plans de glissement de défauts du réseau qui se déplacent sous l'effet de

contraintes beaucoup plus faibles que la contrainte de cisaillement théorique. Ces défauts sont les **dislocations**.

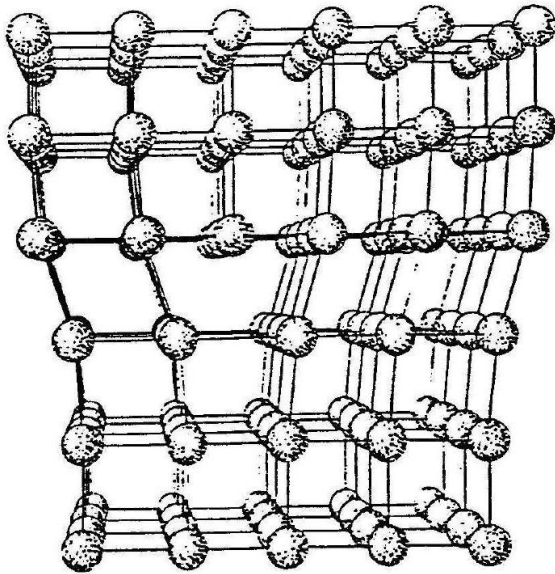


FIGURE 3 – Structure d'une dislocation coin.

Sur la Figure 3 est représentée, à l'échelle atomique, une dislocation coin. C'est la limite d'un demi plan supplémentaire, introduit comme un "coin" dans le cristal. Cette arête du demi plan atomique supplémentaire constitue une ligne. Les dislocations sont donc des défauts linéaires de la structure cristalline. Ils apparaissent effectivement sous forme de lignes dans un microscope électronique (voir Fig.4).

Remarquons qu'il a fallu plus de vingt ans pour que l'existence des dislocations soit confirmée par les observations de microscopie électronique en transmission. En effet, ce n'est qu'en 1956 que les lignes noires observées au microscope électronique ont été interprétées comme le contraste des dislocations par Hirsch, Horne et Whelan au Cavendish Laboratory de Cambridge et indépendamment par Bollmann à Genève.

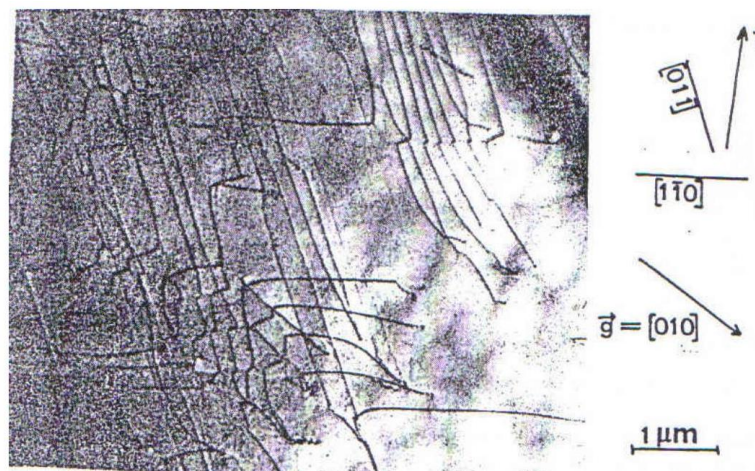


FIGURE 4 – Observation des dislocations dans un microscope électronique classique. Dû au contraste de diffraction, les dislocations apparaissent sous forme de lignes noires. Echantillon Aluminium, Photo M. Carrard, Thèse EPFL 1985 (Agrand. 15000 x).

Sous l'effet d'une contrainte de cisaillement, les lignes de dislocations se déplacent facilement car, pour chaque saut élémentaire, une seule rangée de liaisons atomiques est rompue. Dans leur déplacement, elles font glisser irréversiblement une partie du cristal par rapport à l'autre (voir Fig.5).

On a souvent comparé le mouvement d'une dislocation à celui d'une chenille ou d'un pli sur un tapis. Pour un cristal, la présence du "pli" se traduit par l'apparition, au voisinage de la ligne de dislocation, d'un plan supplémentaire perpendiculaire au plan de glissement de la dislocation.

Cette dislocation est la **dislocation coin** (voir Fig.5).

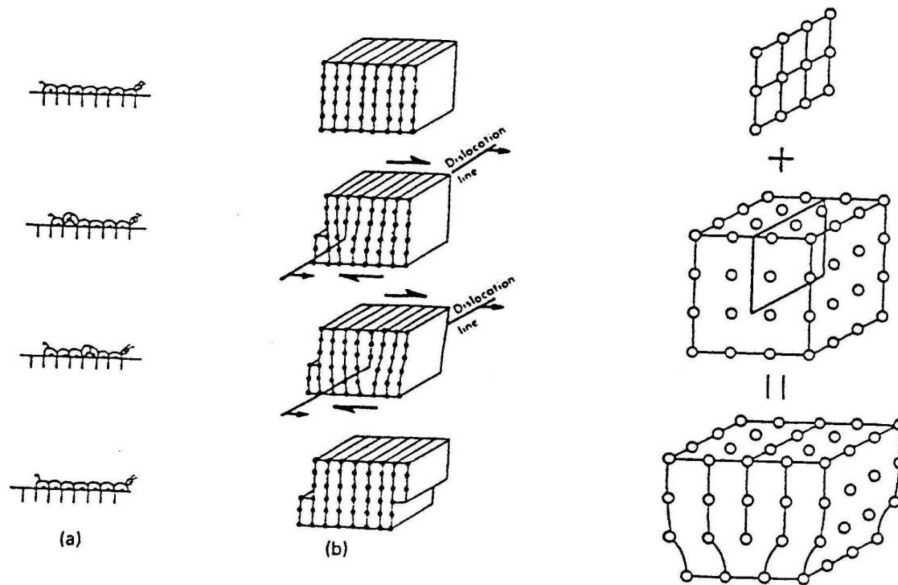


FIGURE 5 – Mouvement d'une dislocation coin dans un cristal.

Un autre type de dislocation est représenté sur la Figure 6. Il peut être visualisé par la déchirure d'une feuille de papier, la ligne de dislocation se déplaçant de l'avant vers l'arrière; elle est parallèle à la contrainte de cisaillement. C'est une **dislocation vis**.

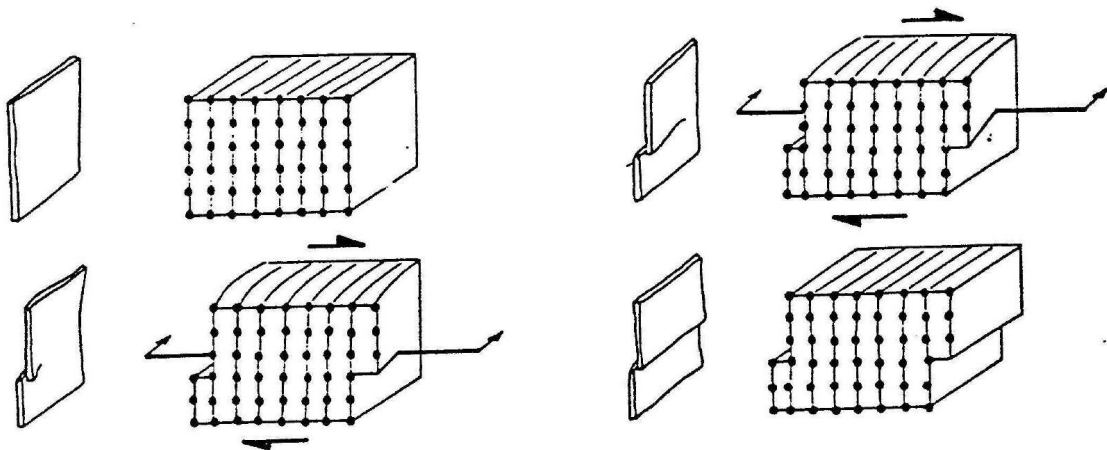


FIGURE 6 – Mouvement d'une dislocation vis dans un cristal.

Relation entre le déplacement des dislocations et la déformation plastique :

Nous avons vu que le déplacement des dislocations entraîne une déformation plastique. Il doit donc être possible d'établir une relation entre ce déplacement et la déformation qu'elle engendre. Considérons d'abord le cas où un cristal de forme parallélépipédique (L_1, L_2, L_3) (voir Fig.7), est traversé par une dislocation coin rectiligne.

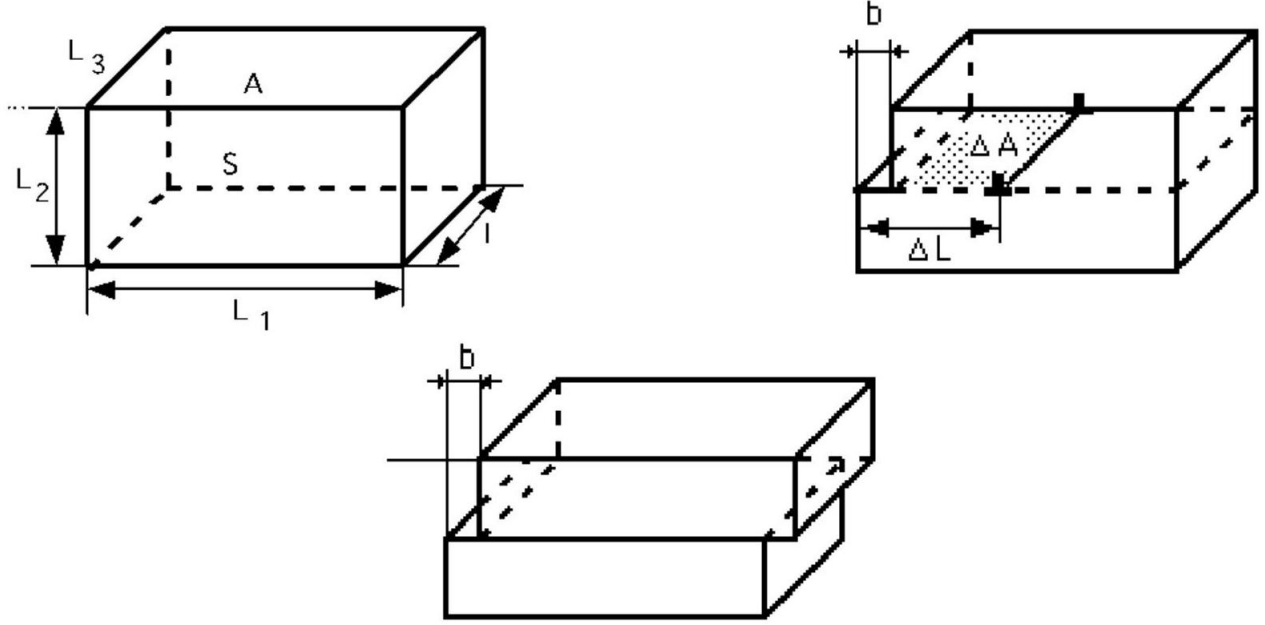


FIGURE 7 – Déformation plastique due au mouvement d'une dislocation.

Lorsque la dislocation traverse tout le cristal, elle provoque une déformation plastique ε donnée par

$$\varepsilon = \frac{b}{L_2}$$

Si la dislocation ne se déplace que d'une distance $u = \Delta l$, la déformation peut être donnée par

$$\varepsilon = \frac{b}{L_2} \cdot \frac{u}{L_1} = \frac{b}{S} \cdot u \quad S = L_1 L_2$$

Si l'on suppose maintenant que N_m dislocations parallèles se sont déplacées dans le même plan de glissement ou sur des plans parallèles, la déformation engendrée après qu'elles se soient déplacées chacune d'une distance moyenne u , est donnée par

$$\varepsilon = \frac{N_m}{S} \cdot b \cdot u$$

On introduit alors la densité de dislocations Λ_m dans les plans de glissement considérés, définie par

$$\Lambda_m = \frac{N_m}{S}$$

Cette grandeur exprime le nombre moyen de dislocations émergeant sur une surface unité. On a alors

$$\varepsilon = \Lambda_m \cdot b \cdot u$$

Si l'on suppose encore que toutes les dislocations se déplacent avec une même vitesse v , on peut exprimer la vitesse de déformation par

$$\dot{\varepsilon} = \Lambda_m \cdot b \cdot v$$

C'est l'**Équation d'Orowan**.

On constate donc que la vitesse de déformation plastique est directement reliée à la vitesse des dislocations. Les dislocations apparaissent comme les "transporteurs" de la déformation plastique au même titre que les électrons sont les transporteurs de l'électricité.

Remarque : Pour les porteurs de charge électrique (électrons), la densité de courant j s'écrit

$$j = \rho \cdot q \cdot v$$

avec ρ la densité de porteurs $\leftrightarrow \Lambda_m$, q la charge électrique $\leftrightarrow b$ = charge plastique et v la vitesse des porteurs $\leftrightarrow v$.

4 Durcissement d'un alliage

Les dislocations se déplacent sous l'effet de forces assez faibles. Comment alors durcir un matériau, c'est-à-dire élever sa limite élastique ? Autrement dit, comment réussir à bloquer les dislocations ?

Les défauts du cristal s'attirent ou se repoussent. Ainsi une dislocation peut être attirée ou repoussée par un atome étranger (soluté) ou mieux, par un groupement d'atomes étrangers : un précipité. L'effet de durcissement dû aux précipités se traduit par une augmentation de la limite élastique. Les dislocations ne font que s'arquer entre les points d'ancrage que constituent les précipités (voir Fig.8).

Les précipités sont des groupements d'atomes étrangers qui s'obtiennent lorsqu'on fait des alliages métalliques, par exemple, ajouter 4% de cuivre dans l'aluminium pour faire un alliage Al – 4%Cu, alliage de base pour l'aviation. Les précipités de cuivre, plus précisément Al_2Cu , bloquent efficacement les dislocations de l'aluminium empêchant la déformation plastique des ailes d'avion.

En conclusion, si l'on veut durcir un métal, on introduit des précipités d'éléments d'alliage qui bloquent les dislocations. Si au contraire, on veut adoucir un alliage métallique pour pouvoir le déformer (mise en forme d'une carrosserie), on dissout les précipités en chauffant l'alliage dans un domaine de température où la solubilité est plus grande.

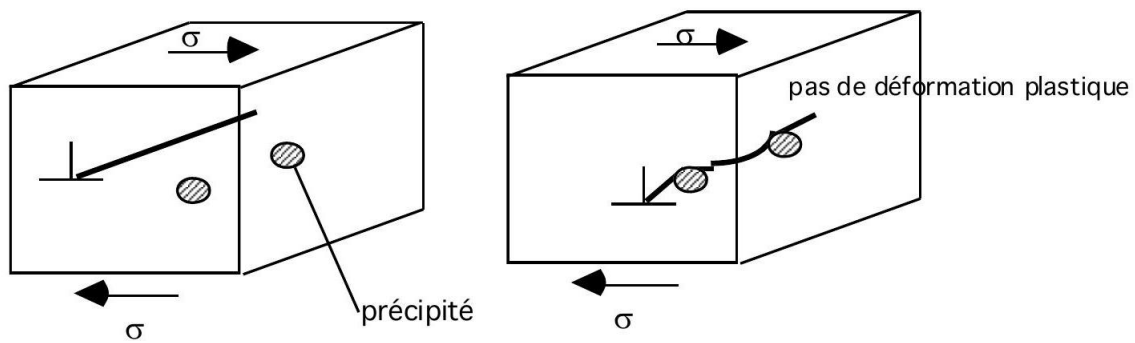


FIGURE 8 – Les précipités (groupements d’atomes étrangers) bloquent les dislocations et empêchent ainsi la déformation plastique.

Les domaines de solubilité d’un élément d’alliage dans un métal ainsi que les domaines d’existence des divers précipités, composés type Al_2Cu , sont donnés dans le diagramme de phase du système concerné.

Le diagramme de phase présente en abscisse la composition de l’alliage et en ordonnée la température. Les domaines dessinés représentent les diverses phases d’équilibre du système. La Figure 10 présente, à titre d’exemple, le diagramme de phase du système Al-Si.

Par exemple, un alliage Al - 0.7%Si sera liquide au-dessus de 660°C , composé de liquide et solide à 630°C , présentera une solution solide entre $\sim 620^\circ\text{C}$ et $\sim 490^\circ\text{C}$ et contiendra des précipités de silicium Si au-dessous de $\sim 490^\circ\text{C}$.

Une solution solide est un état où les atomes de soluté, ici Si, remplacent au hasard les atomes de Al, comme du sel dans l’eau salée. Les précipités apparaissent lorsqu’il y a sursaturation, tout comme lorsqu’une eau est sursaturée en sel. La différence de microstructure d’un alliage en solution solide ou qui contient des précipités à plus basse température, se représente schématiquement comme à la Figure 9.



FIGURE 9 – Représentation schématique d’un alliage en solution solide homogène et contenant des précipités : a) solution solide, b) biphasé : solution solide + précipités

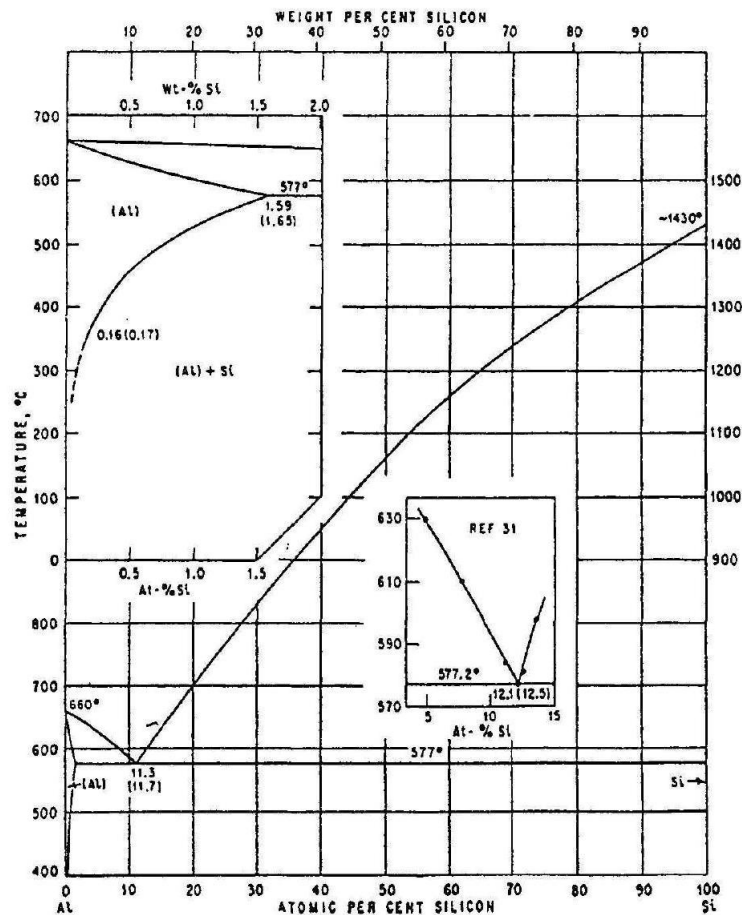


FIGURE 10 – Diagramme de phase du système Al - Si.
(d'après M. Hansen, "Constitution of binary alloys", Mc Graw-Hill Book Company, 1958)

5 Travail demandé

Un alliage d'aluminium industriel, Anticorodal 110 (c-à-d. Al-0.7%Si-0.6%Mg-...) est utilisé pour une construction métallique. Comme l'alliage est très dur et peu ductile à l'état reçu, on aimerait l'adoucir pour la mise en forme de certains composants (pliage de tôles,...). Le principe est d'effectuer des essais de traction sur des échantillons

- tels que reçus,
- adoucis : recuits pendant 1h à 550°C
- adoucis puis durcis : recuits pendant 1h à 550°C, puis encore une fois environ 20 min à 250°C.

Mode opératoire :

1. Préchauffer le four à 550°C (voir Fig.11). Une fois chaud, placer 4 des 6 échantillons reçus dans le four pendant 1 heure. En attendant, mesurer deux échantillons tel que reçus.
2. Après 1h, tremper les échantillons, i.e. les refroidir brusquement en les laissant tomber dans un bac d'eau. Mesurer deux de ces échantillons.
3. Laisser la porte du four ouverte pour le refroidir. En refermant la porte, la température indiquée par le thermocouple remonte. Il vaut donc mieux attendre que la température baisse en dessous de 200°C avant de fermer la porte, puis de régler la température à 250°C.
4. Une fois que le four est à la bonne température, placer les échantillons restants dans le four, puis les sortir et les mesurer au bout 20 min de traitement thermique. Tremper les échantillons en les sortants du four.
5. Tracer les courbes de traction, et en tirer :
 - le module de Young E
 - la limite élastique $\sigma_{0.2}$
 - la résistance à la traction σ_{\max} et la déformation à la rupture ε_{rup} .

Les saccades observées sur les courbes de traction des échantillons adoucis sont dues à l'effet Portevin-Le Chatelier.

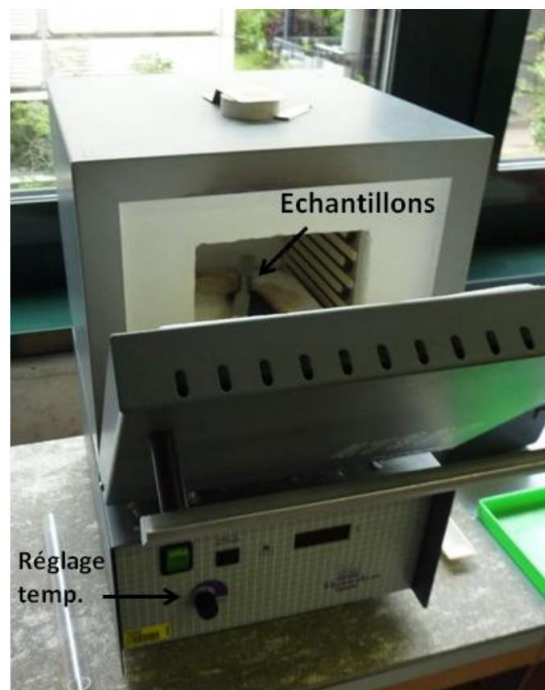


FIGURE 11 – Image du four.

Faire une mesure :

1. Avant de commencer, mesurer la section de l'échantillon.

2. Placer l'échantillon dans la machine de traction et serrer les pinces. Le centre de l'échantillon doit être suffisamment bas pour pouvoir y fixer le capteur.
3. Fixer le capteur de déformation à l'échantillon (voir Fig.12). Faire en sorte que les deux branches soient parallèles avant de commencer. Pour ce faire, utiliser le support d'alignement. Celui-ci devra être retiré avant de commencer l'essai de traction.
4. Attention lors du serrage des vis sur l'échantillon. Une vis pas assez serrée dérapera lors de la mesure, tandis qu'une vis trop serrée va affaiblir l'échantillon et faussera la mesure.
5. Pour commencer l'essai de traction, suivre scrupuleusement les informations disponibles sur place. Les données sont récoltées à l'aide du programme *Plotter XY* sur l'ordinateur. Le capteur de force fournit 0.934 mV/N (si pas indiqué différemment sur l'installation) et le capteur de déformation 1 V/mm . Cependant, en prenant compte du bras de levier, on obtient 0.2 V/mm .

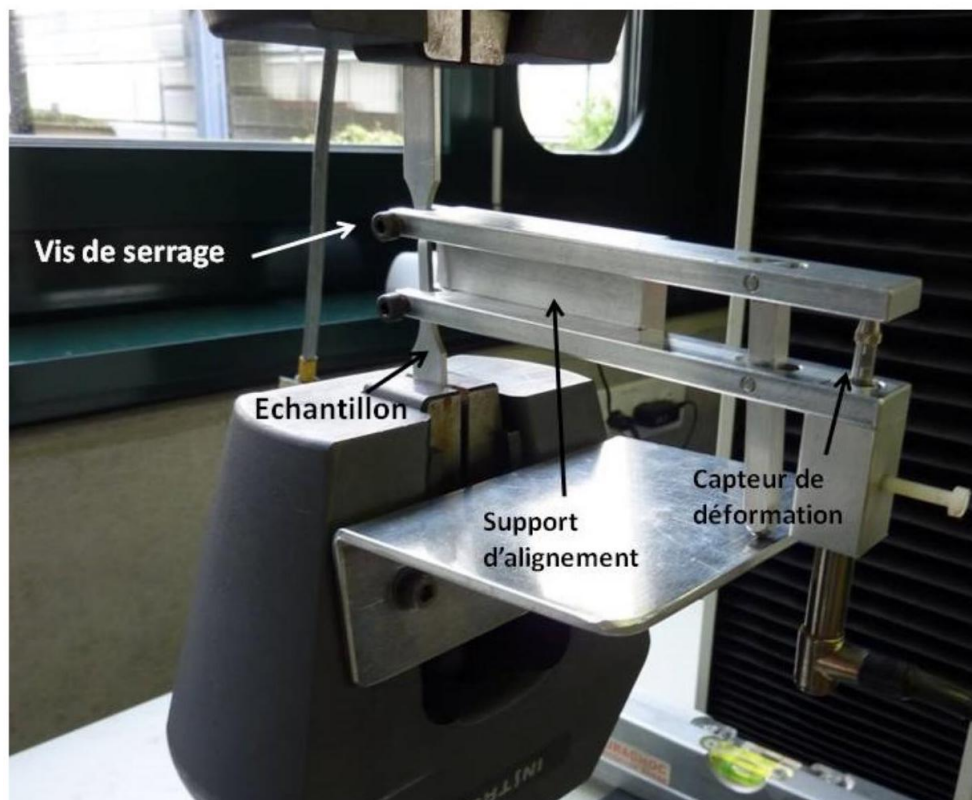


FIGURE 12 – Montage de l'échantillon.