

Master Science et Génie des Matériaux (SGM)
M1-S1

année 2018-2019

Structure et Comportements des Matériaux

TD
corrigés

Laurent GAUTRON

Laboratoire Géomatériaux et Environnement (LGE, EA 4508)
Université Paris-Est Marne-la-Vallée
Laurent.Gautron@u-pem.fr

Exercice 1

Selon le mécanisme de contournement d'Orowan, la cisssion τ à appliquer dans le plan de glissement des dislocations est inversement proportionnelle à la distance libre D entre deux obstacles. Elle s'exprime par : $\tau = \frac{2Gb}{D}$.

Application numérique : pour $D = 0,5 \mu\text{m}$, $\tau = 20 \text{ MPa}$; pour $D = 20 \text{ nm}$, $\tau = 500 \text{ MPa}$, soit un accroissement de 480 MPa. Cela signifie que les précipités issus de l'état d'équilibre ont peu d'influence sur la résistance du matériau ; il faut procéder au traitement thermique de trempe + revenu contrôlé pour obtenir une dispersion et une taille optimum des précipités.

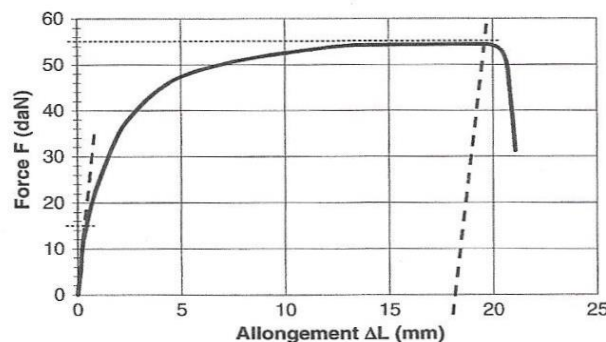
Exercice 2

1. Les joints de grains arrêtent les dislocations et jouent un rôle de barrière à la transmission des glissements d'un grain à l'autre dans le polycristal. Cet effet se traduit par un blocage des dislocations internes aux grains, blocage d'autant plus efficace que le « libre parcours » des dislocations émises est court, et donc que la taille des grains est petite.

La limite d'élasticité macroscopique du polycristal n'étant atteinte que lorsque la plasticité se généralise et se transmet à travers tous les grains, cette limite d'élasticité est d'autant plus élevée que la taille des grains est petite.

$$\Delta R_{e1} = \frac{k}{\sqrt{d}}, \text{ soit : } \Delta R_{e1} = 7 \times (0,1)^{-1/2} \approx 22 \text{ MPa}$$

2. La déformation plastique d'un matériau cristallin s'accompagne d'un accroissement de la densité de dislocations, par émission de dislocations nouvelles par des sources de dislocations (*sources de Frank-Read*). Les interactions de plus en plus nombreuses entre ces dislocations les rendent de plus en plus difficiles à déplacer. Cette consolidation croissante constitue le phénomène d'écrouissage, propre aux métaux et alliages ductiles.



Charge limite d'élasticité : $F_e \approx 14 \text{ daN}$. D'où la limite d'élasticité $R_e \approx 140/7,5 \approx 19 \text{ MPa}$. Les calculs de la question précédente donnaient : $R_e = 22 + 3 = 25 \text{ MPa}$.

L'ordre de grandeur est cohérent, surtout compte tenu de l'incertitude de dépouillement de la limite d'élasticité. La légère différence peut provenir du fait que la taille des grains de l'aluminium à l'origine de cette courbe de traction ne soit pas connue. D'après la loi de Hall-Petch, les grains de l'éprouvette sont certainement plus gros que $100 \mu\text{m}$.

L'écrouissage maximum admissible en pratique correspond à la limite du domaine plastique avec allongement réparti et avant striction : $\Delta L_r \approx 18 \text{ mm}$ d'où $e_r (\%) \approx 36 \%$. Si on atteint cet état de déformation, la nouvelle limite d'élasticité sera : $R_e \approx 550/7,5 \approx 73 \text{ MPa}$. L'accroissement provoqué par l'écrouissage est donc : $\Delta R_{e2} = (73 - 19) = 54 \text{ MPa}$.

3. Suivant leur écart de taille par rapport aux atomes du solvant, les atomes d'impuretés en solution de substitution sont entourés d'un champ plus ou moins intense de déformation en expansion ou en contraction. Ce champ de déformation interagit élastiquement avec les champs de déformation qui entourent les dislocations présentes dans le cristal. Ces interactions élastiques répulsives ou attractives empêchent le libre déplacement des dislocations, et provoquent donc une élévation de la limite d'élasticité du métal.

Application numérique de la formule : $\Delta R_{e3} = 2 \times 25700 \times (0,015/0,143) \times (0,02)^{1/2} \approx 381 \text{ MPa}$.

4. Des précipités constituent un obstacle au déplacement des dislocations dans leurs plans de glissement; ce déplacement nécessite alors un surcroît de contrainte appliquée aux dislocations (d'autant plus important que les obstacles sont proches les uns des autres : *mécanisme de contournement d'Orowan*).

Application numérique de la formule : $\Delta R_{e4} = 25700 \times (0,286/21,9) = 335 \text{ MPa}$

5. On pourrait théoriquement espérer atteindre, en tenant compte des résultats de chacune des questions précédentes :

$$R_e = \sigma_0 + \Delta R_{e1} + \Delta R_{e2} + \Delta R_{e3} + \Delta R_{e4} \cong 3 + 22 + 54 + 381 + 335 = 795 \text{ MPa.}$$



Ce renforcement considérable est en réalité impossible à atteindre car les différents effets étudiés ne peuvent pas être cumulés de manière purement additive, pour des raisons physico-chimiques d'incompatibilité lors de leur mise en œuvre. Les alliages d'aluminium les plus résistants atteignent néanmoins des limites d'élasticité de l'ordre de 600 MPa.

Exercice 3

a) Formule chimique de la phase θ du diagramme Al-Cu

La phase θ est un composé qui n'est pas stœchiométrique et dont la teneur en cuivre, à sa température de fusion, est égale à 33,3 % atomique. Sa formule chimique est donc **Al₂Cu**.

$$x = 2 ; y = 1$$

b) Température de mise en solution de l'alliage 2024

La première étape d'un traitement de durcissement structural consiste à dissoudre, à l'état solide, l'élément d'alliage (ici le cuivre) dans la matrice (ici l'aluminium). Il faut donc porter l'alliage à une température telle qu'il soit constitué d'une seule phase d'équilibre qui est une solution solide (ici aluminium – cuivre). Le diagramme Al – Cu permet donc de définir l'intervalle de température recherché (voir figure ci-jointe). Dans ce cas, on obtient les températures minimales et maximales de mise en solution solide de l'alliage 2014 :

$$\theta_{\min} = 510 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

$$\theta_{\max} = 575 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

Remarque : industriellement on choisit en général, comme température de mise en solution solide de l'élément d'alliage, la température de solubilité maximale de cet élément dans la matrice. Cette température est celle de l'isotherme du point eutectique (ici, 5,65 %m Cu et 548 °C pour Al – Cu). Puisque industriellement il est difficile d'obtenir une température absolument identique dans toutes les régions d'une pièce, selon sa forme et ses dimensions, on est ainsi certain d'être dans l'intervalle de température requis, évitant d'être à trop haute température avec risque d'apparition de phase liquide (*brûlage* de l'alliage) ou d'être à trop basse température avec risque de ne pas mettre totalement l'élément d'alliage en solution solide.

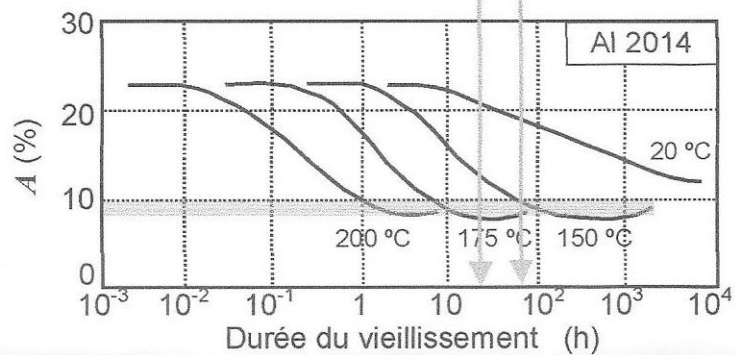
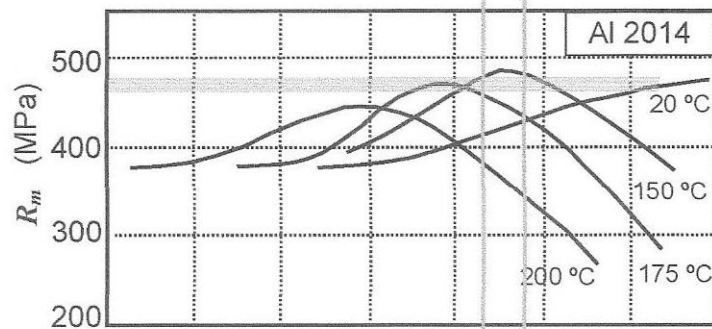
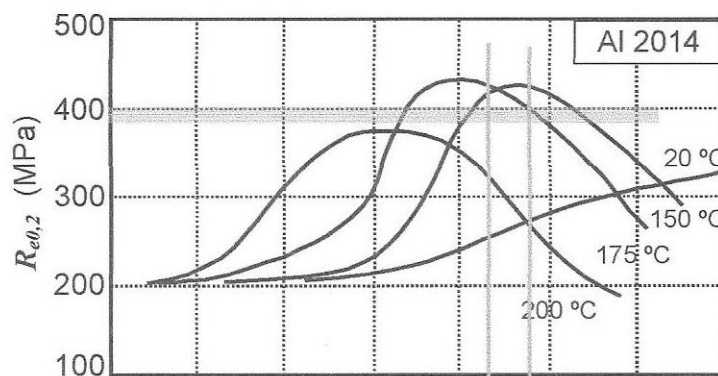
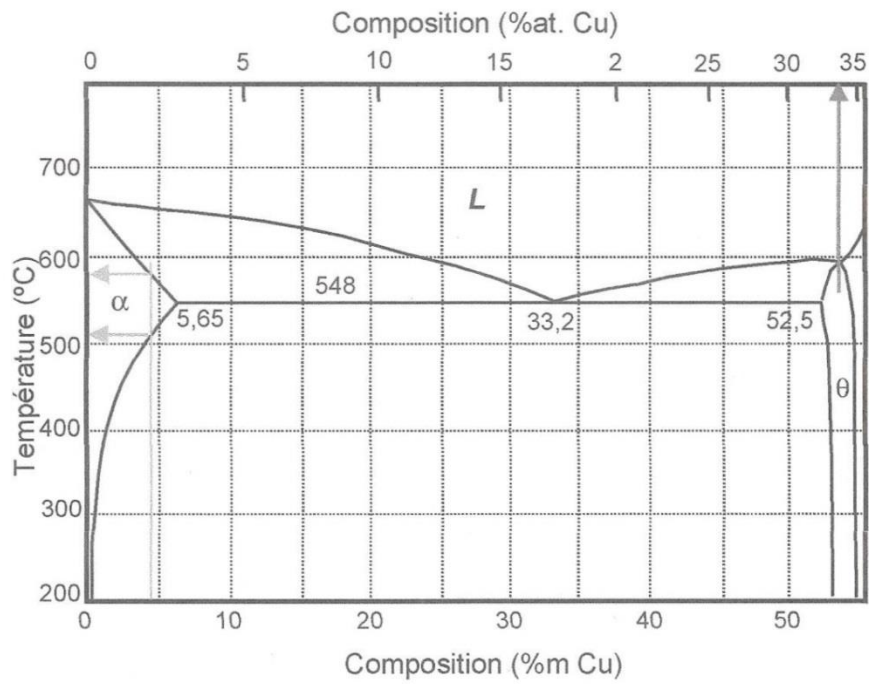
c) Paramètres du vieillissement

Avec les critères imposés aux valeurs des propriétés mécaniques, on peut définir sur les courbes de vieillissement de l'alliage, un fenêtre pour laquelle ces critères sont satisfaits; c'est ce qui est fait sur les figures ci-jointes. On obtient ainsi les paramètres suivants du vieillissement :

$$\theta = 150 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

$$t_{\min} = 20 \text{ h}$$

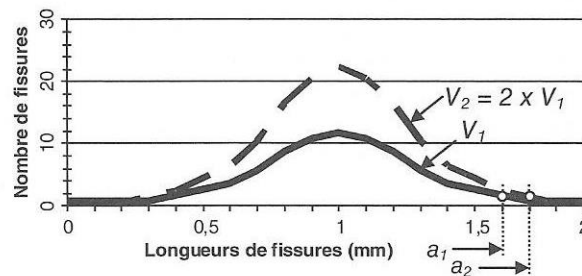
$$t_{\max} = 60 \text{ h}$$



Exercice 4

1. C'est la plaque N°2 qui sera la plus sensible à la rupture brutale lorsque la contrainte augmentera, car le rayon en fond de fissure, perpendiculairement à la contrainte appliquée, y est le plus faible, donc le coefficient de concentration de contrainte y sera maximum et la contrainte maximale en fond de fissure y sera la plus grande.

2. C'est la fissure de longueur maximale présente dans la pièce (ici, $a_I = 1,6$ mm, et non pas la longueur moyenne 1 mm) qu'il faut prendre en compte : le facteur d'intensité de contrainte $K = \sigma\sqrt{\pi \cdot a}$ sera maximum sur la fissure de longueur a_I maximum présente (cf. figure ci-dessous) ; même si elle est unique, c'est elle qui se propagera la première.



3. Si on double le volume de la pièce ($V_2 = 2 \times V_1$), en conservant le même matériau, le même mode de fabrication et le même niveau de contrainte en service, la pièce devrait contenir une population double de défauts avec le même spectre de distribution, et surtout risque de contenir au moins **un** défaut de plus grande taille que le plus grand de la pièce de volume V_1 (cf. figure ci-dessus). Elle est donc *a priori* plus sensible à la rupture brutale.

Exercice 5

Le facteur critique d'intensité de contrainte est donné par l'équation $K_{IC} = \alpha\sigma_{nom}\sqrt{\pi a}$. Ici les défauts les plus grands non détectables ont une profondeur $a = 5$ mm et un facteur géométrique $\alpha = 1$. On en déduit donc la contrainte critique entraînant la rupture brutale :

$$\sigma_{max} = \frac{K_{IC}}{\sqrt{\pi a}} = 758 \text{ MPa}$$

Remarques:

- 1) On utilise $a = 5$ mm car on doit supposer que les pièces peuvent contenir un défaut de cette dimension. Si $a > 5$ mm, les défauts sont détectés et la pièce est soit rejetée, soit réparée.
- 2) On notera que la contrainte maximale tolérable est à peine égale à 44 % de la limite d'élasticité de l'acier. C'est donc dire qu'avec une pièce forgée défectueuse, on n'utilise pas toutes les capacités potentielles de l'acier. D'où la nécessité de « faire la chasse » aux défauts de fabrication au cours de l'élaboration des pièces.

Exercice 6

a) Classement des trois états selon leur ténacité décroissante

Puisque l'on ne dispose que des propriétés mécaniques en traction, une méthode qualitative pour comparer la ténacité des trois états est d'utiliser le critère de l'aire sous la courbe de traction, qui représente l'énergie dépensée par unité de volume du matériau pour le rompre au cours d'un essai de traction.

Cette aire peut être approximativement estimée grâce à l'équation 4.36 du livre *Des Matériaux*. Avec les données fournies, les trois états se classent dans l'ordre suivant :

1^{er}) B

2^{ème}) A

3^{ème}) C

Remarque : cette méthode d'estimation de la ténacité est approximative, car il n'y a aucun défaut important présent dans une éprouvette de traction.

b) Rapport « ténacité B / ténacité A »

Avec les valeurs numériques obtenues ci-dessus, on obtient un rapport égal à 2.