



ÉCOLE
POLYTECHNIQUE
M O N T R É A L

Le génie
sans frontières

GÉNIE DES MATÉRIAUX

Note finale:

125

NOM (en majuscules):

CORRIGÉ

PRÉNOM :

SIGNATURE :

MATRICULE :

SECTION :

COURS ING1035 - MATÉRIAUX

Contrôle N° 1

du 26 septembre 2003

de 8h45 à 10h20

FORMULAIRE DE RÉPONSES

- NOTES :
- ◆ Aucune documentation permise.
 - ◆ Calculatrice non programmable autorisée.
 - ◆ Les nombres en marge de droite indiquent le nombre de points accordés à la question. Le total est de **25** points.
 - ◆ **Pour les questions nécessitant des calculs, aucun point ne sera accordé à la bonne réponse si le développement n'est pas écrit.**
 - ◆ Utilisez les espaces prévus et, si nécessaire, la page opposée pour vos calculs intermédiaires.
 - ◆ Le questionnaire comprend **4** pages, incluant les annexes (si mentionnés) et le formulaire général.
 - ◆ Le formulaire de réponses comprend **6** pages.
 - ◆ **Vérifiez le nombre de pages de votre questionnaire et de votre formulaire de réponse.**

1. **EXERCICE n° 1** *Pour connaître la signification des symboles utilisés dans le corrigé, consultez la figure en annexe qui schématise la courbe de traction.*

1.a) **Limite conventionnelle d'élasticité $R_{e0,2}$ de l'aluminium et force $F_{e0,2}$.**

Justification :

On applique la loi de Hooke au triangle **abc** (voir figure) : $R_{e0,2} = E\varepsilon_e$

Pour obtenir ε_e (segment **ac**), il faut déduire la déformation plastique ε_p à $R_{e0,2}$ (segment **Oa** = 0,2%) de la déformation totale $\varepsilon_t = \Delta l/l_0 = 0,25/100 = 0,25\%$ (segment **Oc** = 0,25 %) :

$$\varepsilon_e (\%) = \varepsilon_t - 0,2 = 0,25 - 0,20 = 0,05 \% = 5 \times 10^{-4}$$

$$R_{e0,2} = E\varepsilon_e = (70\,000 \text{ MPa})(5 \times 10^{-4}) = 35 \text{ MPa}$$

La force requise $F_{e0,2}$ est égale à :

$$F_{e0,2} = R_{e0,2}S_0 = (35 \times 10^6) \times (80 \times 10^{-6}) = 2\,800 \text{ N} = 2,8 \text{ kN}$$

$R_{e0,2} =$	35	MPa	(2 pts)
$F_{e0,2} =$	2,8	kN	(1 pt)

1.b) **Température (°C) pour avoir une dilatation linéique relative égale à ε_e .**

Justification :

Définition du coefficient de dilatation thermique : $\alpha = (\Delta l/l_0)/\Delta\theta = \varepsilon_{th}/\Delta\theta$

Donc : $\Delta\theta = \varepsilon_{th}/\alpha$ avec $\varepsilon_{th} = \varepsilon_e = 0,05\% = 5 \times 10^{-4}$

$$\Delta\theta = \varepsilon_{th}/\alpha = (5 \times 10^{-4}) / (23,6 \times 10^{-6}) \approx 21,2 \text{ °C}$$

L'aluminium doit donc être porté à la température de 41,2 °C (20 ° + 21,2 °)

$\theta =$	41,2	°C	(2 pt)
------------	-------------	----	--------

1.c) **Énergie élastique W_{em} emmagasinée à R_m .**

Justification :

L'énergie élastique W_{em} emmagasinée par unité de volume à R_m est égale à l'aire du triangle **ghi**. Pour une contrainte R_m , la valeur de la déformation élastique ε_{em} (segment **gi**) est obtenue par la loi de Hooke applicable au triangle **ghi** : $\varepsilon_{em} = R_m/E = 90 \text{ MPa}/70 \text{ GPa} = 1,286 \times 10^{-3} = 0,1286\%$

$$\text{Donc } W_{em} = R_m \varepsilon_{em} / 2 = (90 \times 10^6 \text{ N/m}^2)(1,286 \times 10^{-3} \text{ m/m}) / 2 = 5,787 \times 10^4 \text{ J/m}^3$$

$W_{em} =$	57,87	kJ/m ³	(1 pt)
------------	--------------	-------------------	--------

1.d) **Allongement permanent A_f après rupture.**

Justification :

L'allongement permanent A_f après rupture est égal au segment **Og** (voir figure). Sachant que le segment **Oi** est égal à l'allongement total A_t juste avant la rupture, on obtient ainsi la valeur de A_f :

$$A_f = Og = (Oi - gi) = (A_t - \varepsilon_{em}) = (28\% - 0,1286\%) = 27,87\%$$

$A_f =$	27,87	%	(1 pt)
---------	--------------	---	--------

1.e) **Nouvelle limite d'élasticité R_e^* après avoir atteint une contrainte $\sigma = 60$ MPa.**

Justification :

Pour mettre en mouvement les dislocations au cours d'une remise en charge du matériau après une pré-déformation, il faut appliquer une contrainte égale à celle qui était appliquée à ces dislocations au moment de la décharge. Donc, dans le système initial d'axes « $\sigma - \epsilon$ », la nouvelle limite d'élasticité R_e^* sera égale à la contrainte σ à laquelle on a déchargé le matériau (ici $\sigma = 60$ MPa).

C'est le phénomène de **durcissement par écrouissage**
(ou **par pré-déformation**)

$R_e^* : 60$ MPa

(2 pts)

Nom du phénomène : **DURCISSEMENT PAR ÉCROUISSAGE**

1.f) **Autre méthode pour avoir un effet semblable sur la limite d'élasticité.**

Méthode :

- a) Durcissement par solution solide (d'insertion ou de substitution)**
- ou**
- b) Durcissement par affinement de la taille des grains**

(1 pt)

2. EXERCICE n° 2

2.a) **Nombre de sites octaédriques appartenant en propre à la maille CFC**

Justification :

Dans une maille CFC, les sites octaédriques sont localisés au centre de la maille (1 site) et au milieu des arêtes de cette maille (12 arêtes donc 12 sites).

Le nombre N de sites octaédriques appartenant en propre à la maille est donc égal à :

$$N = (1 \times 1) + (12 \times 1/4) = 4$$

$N = 4$

(1 pt)

2.b) **Masse volumique théorique de l'aluminium**

Justification :

La maille CFC de l'aluminium possède **4 atomes en propre**. Si a est le paramètre de la maille, son volume V est égal à :

$$V = a^3 \quad (1)$$

La masse m_{Al} d'un atome d'aluminium est égale à :

$$m_{Al} = A_{Al}/N_A \quad (2)$$

La masse volumique théorique ρ est donc égale à :

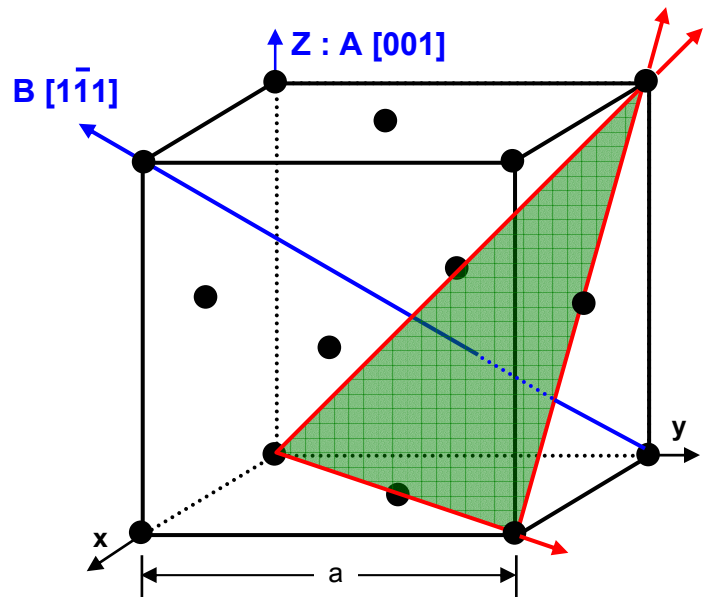
$$\rho = 4m_{Al}/V = (4A_{Al})/(N_A a^3) \quad (3)$$

$\rho = 2,7$ g/cm³

(2 pts)

2.c) **Plan $(1\bar{1}1)$ dans la maille CFC de l'aluminium.**

Tracez le plan dans la maille ci-contre.



(1 pt)

2.d) **Systèmes de glissement associés au plan $(1\bar{1}1)$:**

Justification :

Un système de glissement est défini par un plan compact – ici le plan $(1\bar{1}1)$ – et par une direction de glissement, appartenant à ce plan et étant une direction de plus grande densité atomique (directions compactes). Dans le réseau CFC, ces directions sont les diagonales des faces de la maille CFC. Dans le plan spécifique $(1\bar{1}1)$, on obtient ainsi les 3 directions de glissement représentées ci-dessus.

Il existe donc **3 systèmes de glissement possibles** dans le plan considéré. Toutefois, ils ne sont pas tous indépendants l'un de l'autre, car un glissement dans une direction donnée peut toujours être obtenu par une combinaison de glissement dans les deux autres directions. Il n'y a donc que 2 systèmes de glissement indépendants dans un plan de type $\{111\}$ de l'aluminium.

Systèmes :	$(1\bar{1}1) [110]$
	$(1\bar{1}1) [\bar{1}01]$
	$(1\bar{1}1) [011]$

(2 pts)

Répondre par **OUI** ou **NON** dans cette case en justifiant votre réponse ci-dessus

Indépendance des systèmes : NON

3. EXERCICE n° 3

3.a) Direction de traction provoquant un glissement cristallographique dans le plan $(1\bar{1}1)$:

Justification :

Les deux directions de traction $\vec{A} = [001]$ et $\vec{B} = [1\bar{1}1]$ sont tracées dans la maille ci-dessus. On constate que la direction $\vec{B} = [1\bar{1}1]$ est normale au plan $(1\bar{1}1)$. Par conséquent, si l'on applique une force de traction selon la direction $\vec{B} = [1\bar{1}1]$, il n'y aura aucune composante de cisssion dans le plan $(1\bar{1}1)$, donc il n'y a pas de glissement cristallographique possible pour cette direction de traction.

Seule un force de traction appliquée selon la direction $\vec{A} = [001]$ pourra produire un glissement cristallographique dans le plan considéré.

Direction : **A** (1 pt)

3.b) Système(s) de glissement activés dans le plan $(1\bar{1}1)$ selon la direction de traction :

Justification :

Il faut **calculer le facteur de Schmid $\cos\theta \cdot \cos\chi$** associé à chacune des trois directions de glissement du plan $(1\bar{1}1)$, sachant que la direction de traction est $[001]$. En utilisant le produit scalaire pour obtenir soit l'angle χ entre la direction de traction $[001]$ et la normale $[1\bar{1}1]$ au plan $(1\bar{1}1)$, soit les angles θ_1 , θ_2 et θ_3 définis par la direction de traction $[001]$ et chacune des directions de glissement ($[110]$, $[\bar{1}01]$, $[011]$), on obtient les résultats suivants :

- ◆ Angle χ : $\cos\chi = 1/\sqrt{3} \rightarrow \chi = 54,74^\circ$
- ◆ Pour $[110]$, $\theta_1 = 90^\circ$, donc **pas de cission** (donc **pas de glissement**) selon cette direction.
- ◆ Pour $[\bar{1}01]$ et $[011]$, $\cos\theta_2 = \cos\theta_3 = 1/\sqrt{2} \rightarrow \theta_2 = \theta_3 = 45^\circ$

Le facteur de Schmid selon les directions $[\bar{1}01]$ et $[011]$ est le même et le glissement sera également activé dans ces deux systèmes.

Système(s) : $(1\bar{1}1) [\bar{1}01]$
 $(1\bar{1}1) [011]$ (2 pts)

3.c) Longueur du vecteur de Burgers b des dislocations dans l'aluminium

Justification :

Dans un métal, dont les atomes sont de même nature, la longueur du vecteur de Burgers b est égale à la distance interatomique. Puisque, dans une maille CFC, les directions de plus forte compacité sont les directions de la famille $\langle 110 \rangle$ (diagonales des faces du cube, voir question 2d ci-dessus), les atomes se touchent selon ces directions.

La distance interatomique – donc la longueur du vecteur de Burgers – est égale à $\frac{a\sqrt{2}}{2}$ où a est le paramètre de la maille. Avec $a = 0,4049$ nm, on obtient ainsi la valeur de $|b| = 0,2863$ nm

$|b| = \mathbf{0,2863}$ nm (1 pt)

3.d) **Phénomène physique se produisant dans le cristal quand le glissement est activé :**

Justification :

Il y a mise en mouvement (déplacement) des dislocations dans les systèmes de glissement activés.

(1 pt)

3.e) **Cission critique τ^* de l'aluminium monocristallin de haute pureté :**

Justification :

Le facteur de Schmid selon les directions $[\bar{1}01]$ et $[011]$ étant le même, le glissement sera également activé dans ces deux systèmes (voir question 3.b ci-dessus). En appliquant la loi de Schmid à ces systèmes de glissement, on obtient la cission critique de mise en mouvement des dislocations dans l'aluminium:

$$\tau^* = \sigma_{nom} \cdot \cos \theta \cdot \cos \chi = (1,96)(\cos 54,74^\circ)(\cos 45^\circ) \text{ MPa}$$

$$\tau^* = \mathbf{0,8} \text{ MPa}$$

(1 pt)

3.f) **Limite proportionnelle d'élasticité R_e de l'aluminium polycristallin déduite du monocristal :**

Justification :

La limite proportionnelle théorique d'élasticité R_e d'un polycristal, déduite de la cission critique τ^* obtenue sur le monocristal, est donnée par la relation suivante : $R_e \approx 2 \tau^*$

$$R_e = \mathbf{1,6} \text{ MPa}$$

(1 pt)

3.g) **Raisons de l'écart de la limite proportionnelle d'élasticité R_e de l'aluminium polycristallin :**

Raison 1 :

Durcissement par solution solide (de substitution ou d'insertion) de l'aluminium commercial polycristallin qui contient plus d'impuretés que le monocristal de haute pureté.

(1 pt)

Raison 2 :

Durcissement par affinement des grains de l'aluminium commercial polycristallin, qui n'est pas pris en compte par la relation $R_e \approx 2 \tau^*$ déduite du comportement du monocristal. Cette relation suppose que le polycristal n'est, en fait, qu'un monocristal où se produira toujours un glissement dans un système ayant un facteur de Schmid égal à 0,5. Elle ignore la présence des joints de grains qui sont des obstacles au mouvement des dislocations.

(1 pt)

Annexe

Note : ces figures schématiques ne sont pas à l'échelle

