

PC6 : Durcissement structural d'un alliage binaire Aluminium-Magnésium

K. Inal

Préambule

Ce type de traitement est mis en œuvre notamment pour des aciers fortement alliés ou des alliages d'aluminium, car il permet, notamment, d'éviter un durcissement par écrouissage. Les alliages aluminium présentent donc un intérêt économique, du fait de leur légèreté si cette dernière est, en plus, associée à une forte dureté. Dans le tableau ci-dessous extrait des Techniques de l'Ingénieur, plusieurs alliages d'aluminium, offrant cette possibilité de durcissement structural, sont répertoriés en même temps que certaines caractéristiques.

Tableau 1 – Caractéristiques morphologiques, cristallographiques et structurales de la précipitation dans les alliages d'aluminium à durcissement structural				
Système	Précipitation (1)	Paramètres cristallographiques des précipités	Épitaxie	Réseau du précipité
Al-Ag	Zones GP sphériques γ' -Ag ₂ Al γ -Ag ₂ Al	$a = 0,288 \text{ nm}$; $c = 0,457 \text{ nm}$	$(00.1)_{\gamma'} // (111)_{\text{Al}}$; $[11.0]_{\gamma'} // [1\bar{1}0]_{\text{Al}}$ $(00.1)_{\gamma} // (111)_{\text{Al}}$; $[11.0]_{\gamma} // [1\bar{1}0]_{\text{Al}}$	hexagonal hexagonal
Al-Cu	Zones GP planaires θ'' -Al ₂ Cu θ' -Al ₂ Cu θ -Al ₂ Cu	$a = 0,405 \text{ nm}$; $c = 0,763 \text{ nm}$ $a = 0,572 \text{ nm}$; $c = 0,581 \text{ nm}$ $a = 0,607 \text{ nm}$; $c = 0,487 \text{ nm}$	Zones $// (100)_{\text{Al}}$ Plaquettes : $(001)_{\theta''} // (001)_{\text{Al}}$; $[100]_{\theta''} // [100]_{\text{Al}}$ Plaquettes : $(001)_{\theta'} // (001)_{\text{Al}}$; $[100]_{\theta'} // [110]_{\text{Al}}$	quadratique quadratique quadratique
Al-Cu-Mg (Cu/Mg = 2,2)	Zones GP ou GPB S'-Al ₂ CuMg S-Al ₂ CuMg	$a = 0,404 \text{ nm}$; $b = 0,924 \text{ nm}$ $c = 0,720 \text{ nm}$ $a = 0,400 \text{ nm}$; $b = 0,923 \text{ nm}$ $c = 0,714 \text{ nm}$	Aiguilles parallèles à $[001]_{\text{Al}}$: $[100]_{\text{S}} // [100]_{\text{Al}}$; $[010]_{\text{S}} // [012]_{\text{Al}}$ $[001]_{\text{S}} // [021]_{\text{Al}}$ Aiguilles parallèles à $[001]_{\text{Al}}$: $[100]_{\text{S}} // [100]_{\text{Al}}$; $[010]_{\text{S}} // [012]_{\text{Al}}$ $[001]_{\text{S}} // [021]_{\text{Al}}$	orthorhombique orthorhombique
Al-Cu-Mg-Si (Mg = Si ; Cu > 3 %)	θ' -Al ₂ Cu λ' -Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₇	$a = 0,572 \text{ nm}$; $c = 0,581 \text{ nm}$ $a = 1,032 \text{ nm}$; $c = 0,405 \text{ nm}$	Plaquettes : $(001)_{\theta'} // (001)_{\text{Al}}$ $[001]_{\theta'} // [110]_{\text{Al}}$ Aiguilles : $(21.0)_{\lambda'} // (100)_{\text{Al}}$ $[10.0]_{\lambda'} // [100]_{\text{Al}}$	quadratique hexagonal
Al-Mg-Si (Mg/Si = 1,6)	Zones GP filiformes β' -Mg ₂ Si β -Mg ₂ Si	$a = 0,634 \text{ nm}$ $a = 0,634 \text{ nm}$	Zones $// [001]_{\text{Al}}$ Aiguilles $// [001]_{\text{Al}}$ Plaquettes : $(001)_{\beta} // (001)_{\text{Al}}$ $[110]_{\beta} // [100]_{\text{Al}}$	cfc cfc
Al-Zn	Zones GP sphériques α'' -Zn α' -Zn α -Zn	$a = 0,400 \text{ nm}$; $\beta = 91^{\circ}55'$ $a = 0,3995 \text{ nm}$ $a = 0,266 \text{ nm}$; $c = 0,494 \text{ nm}$	Plaquettes sur $(111)_{\text{Al}}$ Plaquettes sur $(111)_{\text{Al}}$	rhomboédrique hexagonal
Al-Zn-Mg Al-Zn-Mg-Cu (Zn \approx 3 %)	Zones GP sphériques η' η -MgZn ₂ ou η -Mg (ZnAlCu) ₂ T'-Mg ₃₂ (Al, Zn) ₄₈	$a = 0,496 \text{ nm}$; $c = 1,403 \text{ nm}$ $a = 0,515 \text{ à } 0,522 \text{ nm}$ $c = 0,848 \text{ nm}$ $a = 1,416 \text{ nm}$	Plaquettes : $(001)_{\eta'} // (111)_{\text{Al}}$ $[10.0]_{\eta'} // [1\bar{1}0]_{\text{Al}}$ Plaquettes (η_2) : $(00.1)_{\eta} // (111)_{\text{Al}}$ $[10.0]_{\eta} // [1\bar{1}0]_{\text{Al}}$ Globules ou plaquettes (η_1) : $(00.1)_{\eta} // (110)_{\text{Al}}$ $[10.0]_{\eta} // [001]_{\text{Al}}$ Bâtonnets ou plaquettes (η_4) : $(00.1)_{\eta} // (110)_{\text{Al}}$ $[10.0]_{\eta} // [1\bar{1}2]_{\text{Al}}$ Cuboides : $(100)_{\eta} // (111)_{\text{Al}}$ $[010]_{\eta} // [1\bar{1}0]_{\text{Al}}$	hexagonal hexagonal hexagonal hexagonal cubique
Al-Mg	Zones GP-Al ₃ Mg β' -Al ₃ Mg ₂ β -Al ₃ Mg ₂	$a = 0,404 \text{ nm}$ $a = 1,002 \text{ nm}$; $c = 1,636 \text{ nm}$ $a = 2,824 \text{ nm}$	Sphères : $(100)_{\text{GP}} // (100)_{\text{Al}}$ $[001]_{\text{GP}} // [001]_{\text{Al}}$ Plaquettes : $(00.1)_{\beta'} // (001)_{\text{Al}}$ $[01.0]_{\beta'} // [110]_{\text{Al}}$ Aiguilles et plaquettes : $(111)_{\beta} // (001)_{\text{Al}}$ $[110]_{\beta} // [010]_{\text{Al}}$	cfc hexagonal cfc
Al-Si	Si	$a = 0,542 \text{ nm}$	Plaquettes : soit $// (001)_{\text{Al}}$, soit $// (111)_{\text{Al}}$, soit $// (112)_{\text{Al}}$	cubique

cfc : cubique à faces centrées.
Zone GP : zone de Guinier-Preston.
(1) Pour les phases précipitées, nous notons dans ce tableau la composition du composé intermétallique d'équilibre du système auquel elles appartiennent même si elles n'en possèdent pas la stœchiométrie précise.
(2) Voir système Al-Li.
(3) Voir système Al-Cu-Mg.
(4) Voir système Al-Li-Cu.

Tableau 1 : Alliages d'aluminium binaires, ternaires et quaternaires à durcissement structural (Dubost & Sainfort, 1991)

Ces caractéristiques résultent d'une séquence de traitement thermique constituée de trois étapes. La première étape de ce traitement consiste en un recuit d'homogénéisation, durant lequel il y a remise en solution solide homogène du soluté dans la phase haute température (Mg dans la phase α pour l'alliage d'aluminium ci-après), et pendant lequel, une taille de grain se détermine. Ensuite, une trempe est réalisée, conduisant donc à une Solution Solide Sursaturée (SSS) métastable.

La fin du traitement permet d'ajuster la microstructure et les propriétés mécaniques associées, à travers le contrôle de la précipitation de diverses phases cristallines (voir tableau 1), et ceci grâce à un revenu plus ou moins long pouvant être réalisé à différentes températures. Sur la figure 1, est clairement mis en évidence dans le cas d'un alliage Al-Mg, l'effet du revenu sur la variation de la dureté, notamment un pic de cette dernière pour chaque température de revenu.

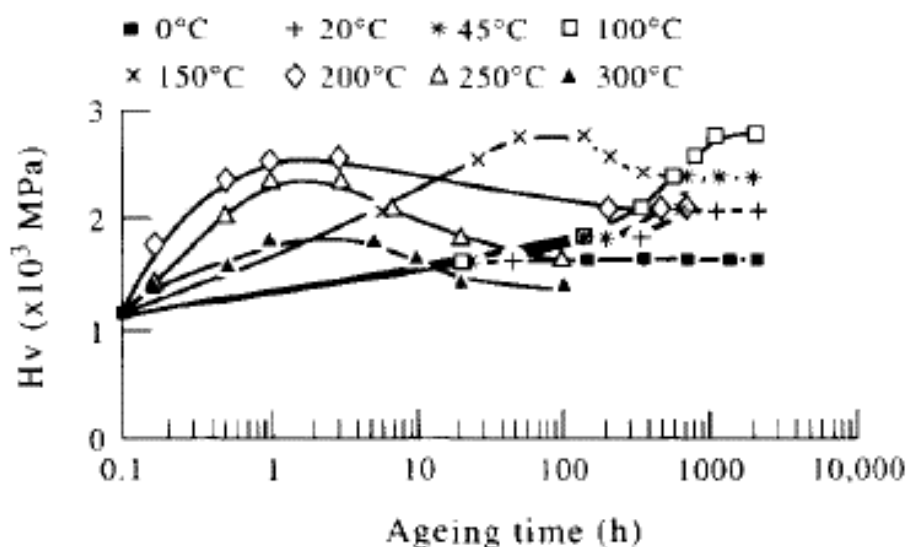


Figure 1 : Duretés en fonction du temps et de la température du revenu. Al-12% Mg (massique) (Nebti, Hamana, & Cizeron, 1995)

Un des objectifs de cette PC est donc d'étudier la séquence de précipitation se produisant lors du revenu, et d'estimer, à l'aide de modèles phénoménologiques, la contribution des précipités à la limite d'élasticité ($\Delta\sigma_p$) de l'alliage ainsi élaboré. Il sera également apprécié l'autre contribution à l'augmentation de la limite d'élasticité, le durcissement par solution solide ($\Delta\sigma_s$). L'alliage Al-Mg étudié, présente quelques particularismes¹.

Après la trempe, la solution solide sursaturée suit la séquence de précipitation suivante :



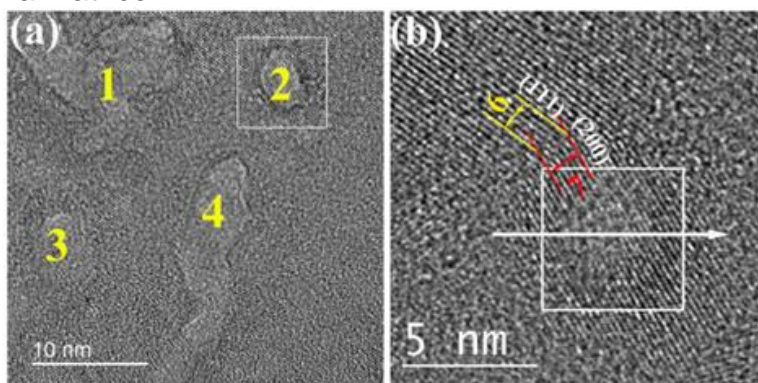
Les précipités, GP I, β'' , β' et β , susceptibles de se former sont présentés ci-après.

¹ D'autres alliages font l'objet de fortes augmentations de dureté, notamment des alliages ternaires ou quaternaires tels que Al-Cu-Mg, Al-Mg-Si ou Al-Cu-Mg-Si. Pour la PC, l'exploitation d'un diagramme d'équilibre binaire s'avère plus didactique, tant pour estimer les fractions de précipités que la teneur en soluté dans la matrice α , quand le système tend vers l'équilibre. L'alliage binaire Al-Cu amène également un fort durcissement, et ceci à travers des zones de Guinier-Preston (GP) et des précipités (θ'' , θ' et θ) se présentant exclusivement sous forme de plaquettes, tous de structure cristalline quadratique. Nonobstant un risque de sensibilisation à la corrosion intergranulaire pour certains traitements, l'alliage Al-Mg, toujours à des fins didactiques, est sélectionné pour la PC du fait que les zones GP I et les phases précipités (β'' , β' et β) présentent des morphologies et structures cristallines différentes. Pour finir la PC, quelques comparaisons seront menées avec l'alliage Al-Cu, sachant que les nuances commerciales contiennent d'autres éléments chimiques même en très faible quantité, engendrant ainsi des comportements pouvant différer, le matériau n'étant plus un alliage binaire. De plus, ces autres éléments chimiques se retrouvent aussi sous forme de particules de composés intermétalliques qui sont des sites privilégiés pour la nucléation des futurs précipités, la cinétique de précipitation pouvant alors être modifiée.

Zones GP I (Guinier-Preston) : fines plaquettes allongées suivant $\langle 100 \rangle$ de 1 à 2 couches atomiques d'épaisseur

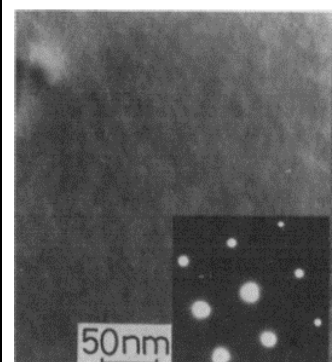
Zones GP II : particules sphériques de quelques nm de diamètre cristallisant suivant la structure ordonnée $L1_2$ de composition Al_3Mg (dédoublé du pic DSC) \Rightarrow phase à part entière : β'' **cohérente**

La germination des zones GPI puis GPII (β'') est généralisée dans la matrice

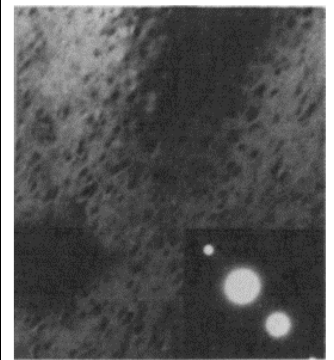


Précipités intragranulaires (a) et agrandissement (b) de la probable zone GP I (précipité 2), revenu 70°C 30 mois, Al-5% Mg (masse)

Pour Al-10% Mg (masse), phase β'' : 8 à 10 nm de diamètre, 550 heures à l'ambiante

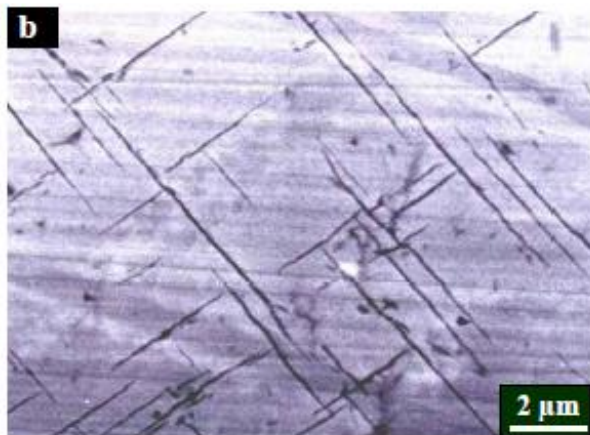


Revenu 20°C, 24 heures

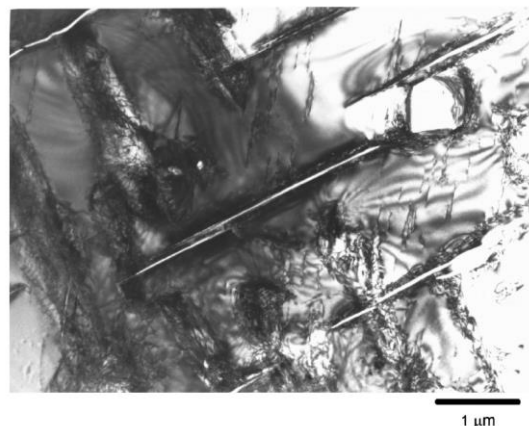


Revenu 20°C, 153 mois

Phase β' (entre 100 et 200°C, voire 250°C selon les auteurs) : précipités **semi-cohérents**, de composition Al_3Mg_2 (structure hexagonale) se présentant sous forme d'aiguilles qui se développent sur les défauts du réseau cristallin. Ils peuvent être favorisés, par exemple, si le matériau a subi préalablement à l'homogénéisation-trempe-revenu, une déformation lors de sa mise en forme (forgeage). La germination de β' est généralisée dans la matrice.

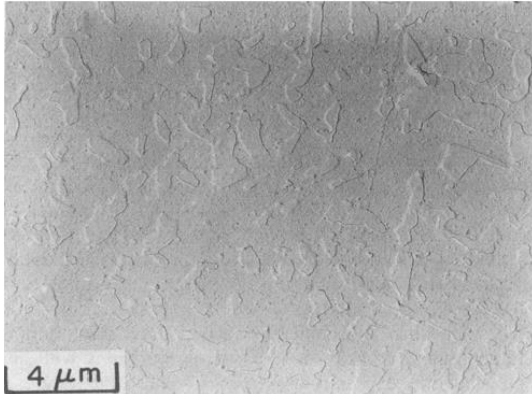


Revenu 150°C-10h Al-12% Mg (masse)

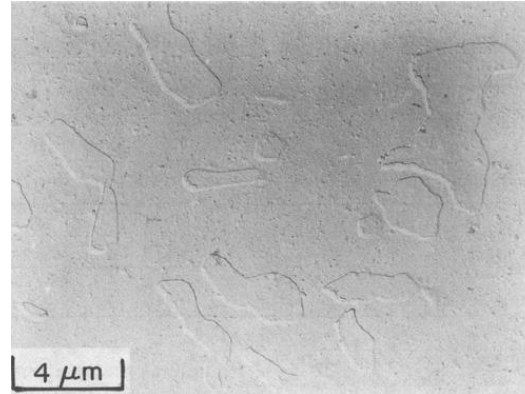


Revenu 190°C-1h Al-16% Mg (masse)

Phase β (au dessus de 250°C) : précipités **incohérents** avec la matrice. C'est la phase à l'équilibre de composition Al_3Mg_2 (structure CFC). Les précipités au joint de grains peuvent former un liseré continu (ils « décoorent » le joint de grain ; en cela, ils peuvent fragiliser ce dernier). La précipitation β a également lieu à l'intérieur du grain.



Revenu 250°C, 1 jour Al-12% Mg (masse)

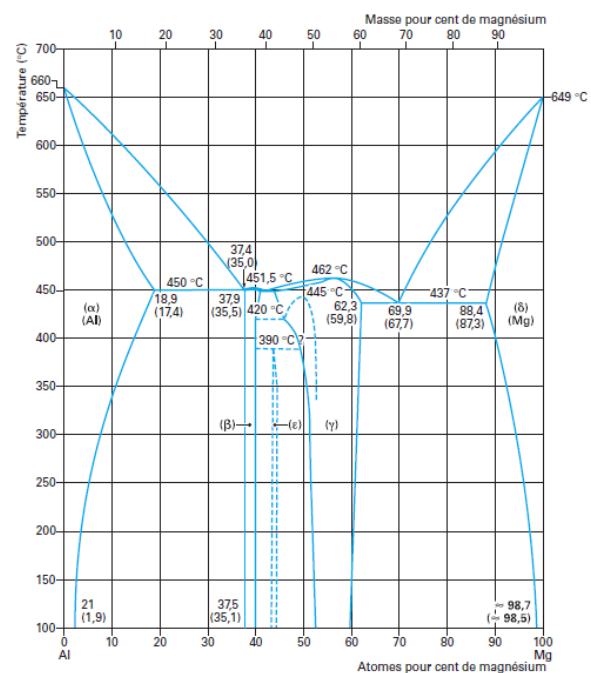


Revenu 330°C, 4 jours Al-12% Mg (masse)

Un alliage Al-Mg (10% atomique de Mg) subit un traitement de remise en solution à 430°C.

Question préliminaire 1 : à l'aide du diagramme d'équilibre Al-Mg ci-contre, justifier le choix de cette température

Avant le revenu de précipitation, il faut créer la solution solide sursaturée métastable (SSS). Pour cela, il faut préalablement se placer dans le domaine monophasé avant de réaliser la trempe. Pour l'alliage Al-Mg contenant 10% atomique de Mg, il faut se placer au dessus de 350°C (limite du domaine $\alpha+\beta$ avec α). La température de 430°C est donc justifiée pour obtenir une solution solide α homogène en composition (de Mg).



La taille des précipités ainsi que la nature des interfaces avec la matrice conditionnent le comportement mécanique de l'alliage.

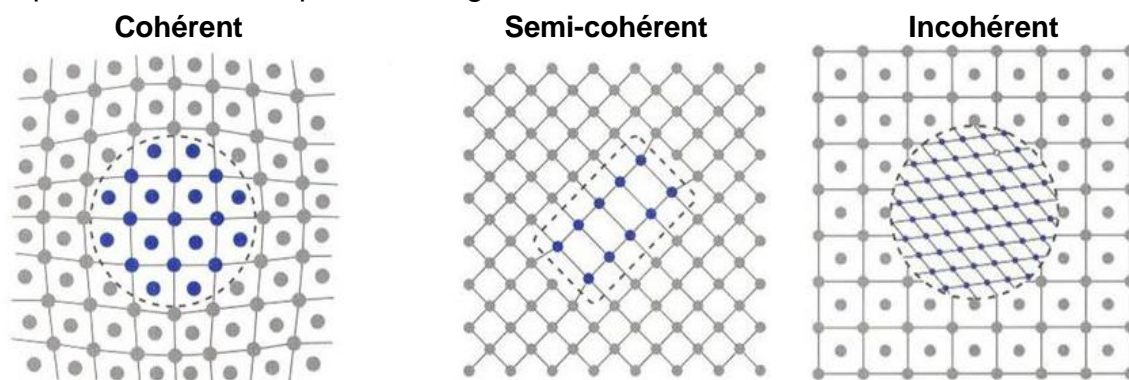


Figure 2 : Taille et cohérence des réseaux cristallographiques de différents précipités

Les multiples contributions au durcissement

- La limite élastique de référence σ_0 correspond à la friction de réseau (force élémentaire nécessaire pour engendrer le cisaillement du cristal). Dans le cas de l'alliage d'aluminium considéré, $\sigma_0 = 20 \text{ N.mm}^{-2}$.
($1 \text{ N.mm}^{-2} = 1 \text{ MPa}$)

- Le durcissement par solution solide conduit à une limite élastique $\Delta\sigma_s$ sensiblement proportionnelle à la concentration en soluté dans la solution solide. Dans le cas des alliages Al-Mg, Lyman [1972] a mis en évidence cette dépendance.

Question préliminaire 2 :

A partir de la figure 3, déterminer le coefficient K_s qui sera utilisé dans la relation suivante :

$$\Delta\sigma_s = K_s \cdot C \text{ (\% de Mg)} \text{ N.mm}^{-2}$$

La lecture du graphique donne :

$$K_s = (160-20)/5=28$$

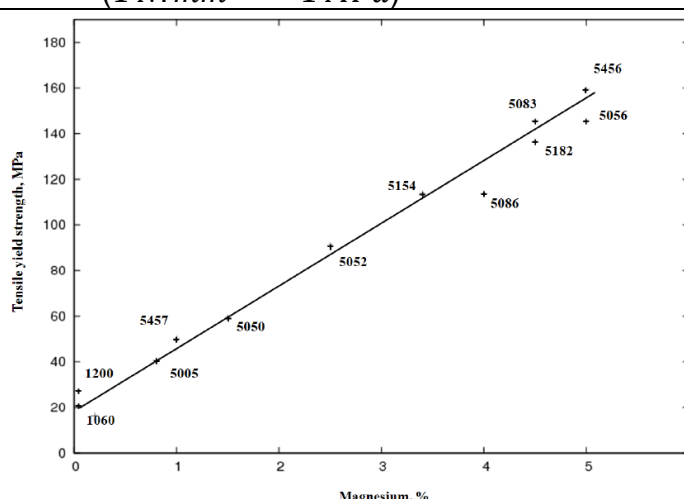


Figure 3 : Corrélation entre limite élastique et composition en magnésium d'alliages Al-Mg commerciaux contenant d'autres éléments chimiques en plus faible quantité (Cr, Mn, Si, Cu, Fe...) (Lyman, 1972)

Tabor a établi que la limite d'élasticité peut être estimée à partir de la dureté, simplement en divisant cette dernière par un facteur proche de 3, dépendant des familles d'alliages (approximation reprise dans des alliages d'aluminium (Gandin, Bréchet, Rappaz, Canova, & Ashby, 2002)).

Question préliminaire 3 : estimer la limite d'élasticité de l'alliage présenté dans la figure 1 avant revenu ?

On lit sur la figure, 1,2 GPa de dureté pour 0,1h. En extrapolant à 1,1 GPa ($t=0h$), la limite d'élasticité est estimée à 366 MPa, à comparer à $\Delta\sigma_s = 28 \times 12\% = 336 \text{ MPa}$, auquel doit être ajoutée la friction de réseau, soit 356 MPa. Cela est cohérent car juste avant le revenu,

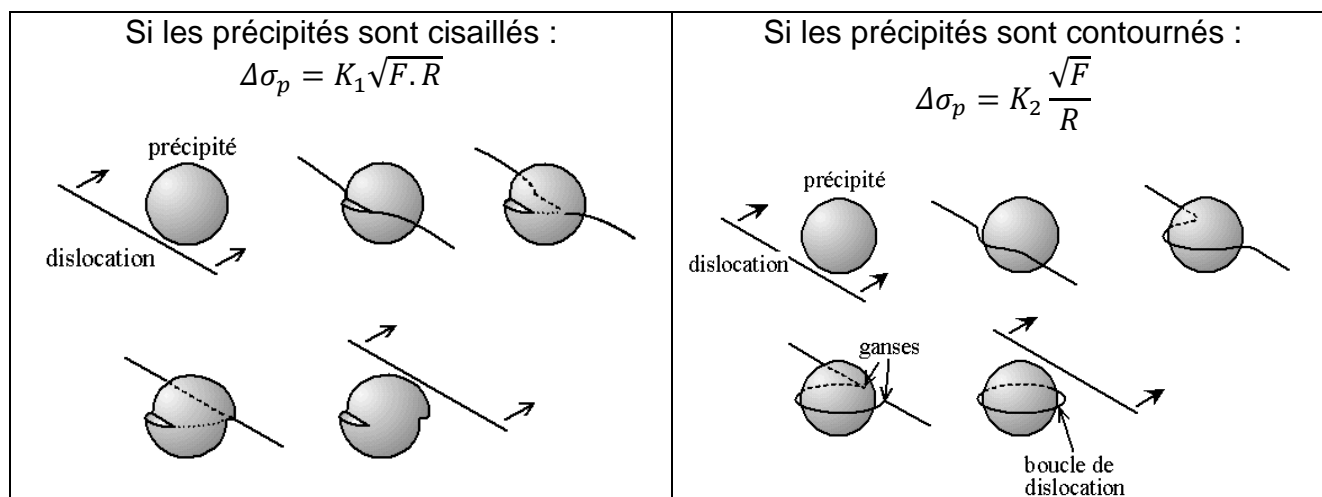
seul, le durcissement par solution solide opère puisque la précipitation ne s'est pas encore déclarée.

Question préliminaire 4 : Toujours dans le cas de l'alliage à Al-12% Mg (massique) présenté en figure 1, calculer l'accroissement maximale de la limite d'élasticité de l'alliage lors du revenu (la précipitation durcissante opérant donc).

Approximativement 1,5 GPa d'accroissement de dureté soit 500 MPa d'accroissement de limite d'élasticité, ce qui est beaucoup. Il faut garder en tête que l'estimation de Tabor reste une approximation.

Aussi, il est important d'analyser les mécanismes, à l'échelle de la microstructure, responsables de l'accroissement de dureté liée à la précipitation.

- Le durcissement par précipitation amène un accroissement supplémentaire $\Delta\sigma_p$ dû à la présence de précipités sphériques de rayon R (dans le cas de précipités de morphologie différente, les expressions se compliquent mais restent du même type).



F est la fraction volumique occupée par les précipités, K_1 et K_2 , des constantes dépendant de la nature des précipités, du type de dislocations ainsi que des caractéristiques de la matrice.

En première approximation, la limite élastique de l'alliage s'écrit alors $\sigma_E = \sigma_0 + \Delta\sigma_s + \Delta\sigma_p$

Un alliage de concentration initiale $C_0 = 10\%$ (% atomique de Mg) est considéré. Après un recuit d'homogénéisation et un refroidissement rapide, un revenu de désursaturation est réalisé.

I. Précipitation des zones GP-II- β'' à 20°C

On cherche à déterminer l'évolution de la limite élastique en prenant :

$$K_1 = 3.10^5 N/mm^{\frac{5}{2}} \quad \text{et} \quad K_2 = 1,5.10^{-2} N/mm \quad 1MPa = 1N/mm^2$$

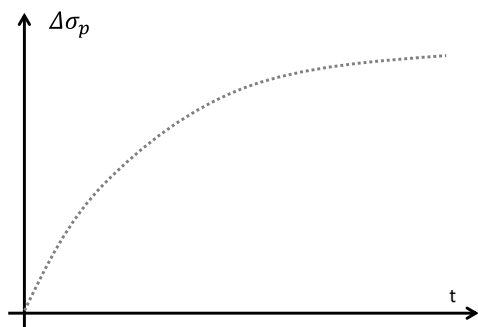
Questions :

1) Tracer l'allure de $\Delta\sigma_p$ en fonction du temps en expliquant qualitativement comment doit évoluer la limite élastique au cours de la croissance et de l'évolution des zones.

Au cours de la précipitation de la phase β'' , seul le franchissement de type cisaillement est à retenir car ces précipités restent très petits et sont cohérents avec la matrice. Ainsi, l'évolution de la limite élastique est associée à $\Delta\sigma_p$ qui obéit alors à une loi de type :

$$\Delta\sigma_p = K_1 \sqrt{F \cdot R}$$

La germination se poursuit par le stade de croissance du précipité, donc R augmente (en même temps que F). L'allure de $\Delta\sigma_p$ au cours du revenu est alors du type :



2) Les dimensions maximales observables pour les zones sont de 8 nm de longueur. Quelle limite élastique maximale peut-on observer dans ces conditions ? Donnée : la fraction volumique de précipités est 0,143

Contribution du durcissement par précipitation

$$l=8 \text{ nm}, R = \frac{l}{2} = 4.10^{-6} \text{ mm} \quad \text{et} \quad K_1 = 3.10^5 \text{ N/mm}^2$$

$$\Delta\sigma_p = 3.10^5 \times \sqrt{0,143} \times \sqrt{4.10^{-6}} = 226 \text{ N.mm}^{-2}$$

Contribution de la solution solide

La solution solide s'est appauvrie en soluté (Mg). On note c_α la concentration de Mg dans la matrice α . On a vu en introduction que les précipités GPII ont une concentration de 25%Mg. Par la conservation des espèces, on pose : $10=(1-F) c_\alpha + F*25$
Ainsi $c_\alpha=7.5\%$ at, ce qui fait une concentration massique autour de 7%pds.

$$\Delta\sigma_s = 28 * 7 = 196 \text{ N.mm}^{-2}$$

Additivité des contributions

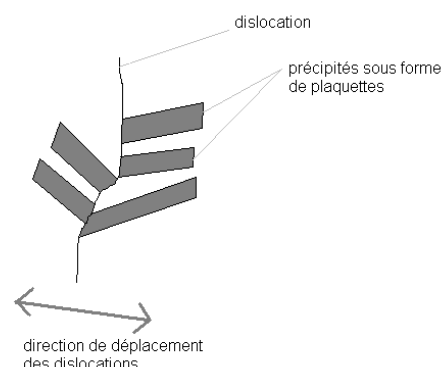
$$\sigma_E = 20 + 196 + 226 = 442 \text{ MPa}$$

II. Précipitation de la phase β' à 200°C

L'analyse micrographique de l'évolution de cette précipitation indique que les domaines où β' a germé envahissent progressivement l'ensemble des grains de l'alliage.

Ω est la fraction volumique correspondant aux domaines envahis par β' .

Les observations au microscope électronique montrent également que l'épaisseur des plaquettes augmente régulièrement. De plus, au bout d'un certain temps, l'ensemble des grains sont complètement envahis ($\Omega=1$) :



Temps du revenu (h)	0	0,1	1	5	10	70	750	3000	8000
Ω , fraction des domaines envahis par β'	0	0,01	0,20	0,50	0,80	1,00	1,00	1,00	1,00
Epaisseur des plaquettes de β' (nm)	Sans objet	5	7	10	13	15	20	30	50

Enfin, des essais micro-indentations réalisés après différents temps de traitement ont permis de relier la limite élastique à l'intérieur des domaines envahis par β' à l'épaisseur e , et ceci indépendamment du diamètre des plaquettes :

$$\sigma_E^{\Omega}(e) \text{ (N.mm}^{-2}\text{)} = 300 + \frac{4.10^{-3}}{e_{(mm)}}$$

Questions :

1) Quel type de franchissement des précipités se produit ?

La fraction volumique Ω des domaines envahis par les précipités reste constante alors que l'épaisseur des plaquettes e augmente au cours du vieillissement : le phénomène de coalescence des précipités est mis en évidence.

La coalescence conduit à des précipités de taille importante, incohérents avec la matrice (la semi-cohérence est perdue avec l'augmentation de l'épaisseur car la différence de paramètre de mailles entre réseaux cristallins de la matrice et des précipités n'est plus accommodée sur de longues distances). Le type de franchissement des précipités est donc le contournement.

2) Pourquoi la limite élastique $\sigma_E^{\Omega}(e)$ des domaines envahis par les plaquettes diminue quand e augmente ?

La limite élastique diminue car la « fine » précipitation n'est plus effective, les lignes de dislocations peuvent alors facilement contourner les obstacles, car des zones vierges de précipités, sont, de nouveau, disponibles.

3) Que signifie cette relative indépendance du diamètre des plaquettes ?

Cette indépendance du diamètre des plaquettes met en évidence une disposition bien particulière de ces dernières au niveau des dislocations : le « contact » avec les dislocations est selon leur épaisseur. La ligne de dislocation ne « voit » que l'épaisseur des plaquettes. La germination des précipités s'est initiée sur des défauts du réseau cristallin, notamment les dislocations existantes (celles, en fait, qui seront les premières « mobiles » pour véhiculer

les premiers pas de la plasticité). Lors de la sollicitation mécanique, ces dislocations sont donc « freinées » à ces points de contact, à savoir l'épaisseur et non pas le diamètre des plaquettes.

4) En admettant une loi des mélanges pour considérer les domaines envahis ou pas, comment évolue la limite élastique au cours du temps ?

Au cours du vieillissement à 200°C, le matériau comporte deux domaines :

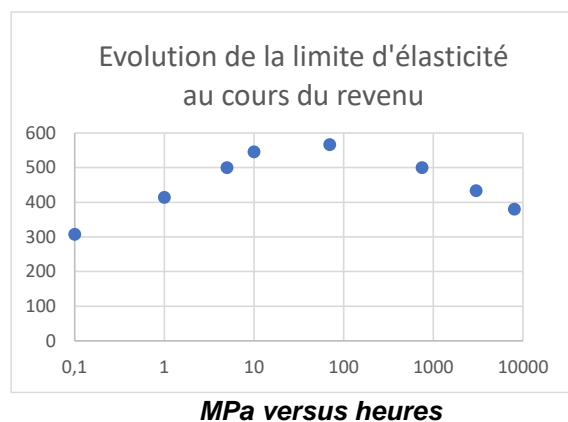
- un de fraction volumique Ω envahi par les plaquettes β' , de limite élastique $\sigma_E^\Omega(e)$ fonction de l'épaisseur.

- un autre, non envahi, de fraction volumique $(1-\Omega)$, dont la limite élastique est $\sigma_0 = 20 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-2}$, auquel doit être ajouté l'effet de la solution solide. Pour cela, on fera l'hypothèse que la teneur en magnésium correspond à la sursaturation, soit 10%.

Une loi des mélanges permet de calculer la limite élastique globale du matériau σ_E au cours du vieillissement :

$$\sigma_E = (1 - \Omega) \cdot (\sigma_0 + \Delta\sigma_s) + \Omega \cdot \sigma_E^\Omega(e)$$

Temps du revenu (h)	0	0,1	1	5	10	70	750	3000	8000
Ω , fraction des domaines envahis par β'	0	0,01	0,20	0,50	0,80	1,00	1,00	1,00	1,00
Epaisseur des plaquettes de β' (nm)	sans objet	5	7	10	13	15	20	30	50
Limite d'élasticité des domaines envahis (MPa)	sans objet	1100	871	700	608	567	500	433	380
Teneur en Mg des domaines non envahis	10	10	10	10	10	sans objet	sans objet	sans objet	sans objet
Limite d'élasticité des domaines non envahis	300	300	300	300	300	sans objet	sans objet	sans objet	sans objet
Limite d'élasticité de l'ensemble (MPa)	300	308	414	500	546	567	500	433	380



5) Comparer la valeur atteinte après 10 mn (extrapolation) à la valeur maximale atteinte à la partie I. Quel traitement paraît le meilleur, 10 mn à 200°C ou plusieurs jours à 20°C ?

Nous trouvons ici une limite élastique maximale égale à environ 370 MPa alors que pour un traitement long à 20°C, la valeur est de 442 MPa.

Un vieillissement à 20°C pendant plusieurs jours implique un coût de stockage essentiellement (manutention, loyer...). Un vieillissement à 200°C pendant 10 mn implique un coût de chauffage (achat d'un four, entretien, énergie) et un coût d'écrouissage, pour obtenir une limite élastique égale à celle obtenue après le traitement précédent. De plus, en pratique, les revenus sont plutôt de 10 heures pour être moins sensible aux variations ou gradients de température dans le four, aux transitoires thermiques de chauffage et refroidissement.

III. Précipitation de la phase β à 300°C

Quelle valeur de limite élastique est obtenue après un vieillissement de longue durée à cette température ? Est-il possible d'observer un accroissement de limite élastique durant un vieillissement à 300°C ?

Les précipités de phase β étant incohérents avec la matrice, c'est le mécanisme de contournement qui opère :

$$\Delta\sigma_p = K_2 \frac{\sqrt{F}}{R} \text{ et } K_2 = 1,5 \cdot 10^{-2} \text{ N/mm}$$

Faisons le calcul pour deux rayons de précipités que l'on extrait de la figure ci-contre, par exemple :

$$R = 0,88 \mu\text{m} \text{ (90 heures)}$$

$$R = 1 \mu\text{m} \text{ (190 heures)}$$

$$\Delta\sigma_p = 1,5 \cdot 10^{-2} \times \frac{\sqrt{0,14}}{0,88 \cdot 10^{-3}} = 6,4 \text{ N.mm}^{-2}$$

$$\Delta\sigma_p = 1,5 \cdot 10^{-2} \times \frac{\sqrt{0,14}}{1 \cdot 10^{-3}} = 5,6 \text{ N.mm}^{-2}$$

La contribution du durcissement par précipitation est faible.

Même en prenant un rayon encore plus petit, $R = 0,67 \mu\text{m}$ 10 heures, on n'augmente que très peu :

$$\Delta\sigma_p = 1,5 \cdot 10^{-2} \times \frac{\sqrt{0,14}}{0,67 \cdot 10^{-3}} = 8,4 \text{ N.mm}^{-2}$$

F est extrait du tableau ci-dessous en approximant les valeurs à 300°C avec celles de 316°C, soit 0,14.

Table II. Volume Fractions of β in Alloys at 250, 316, and 330 °C

	V_v Microscopy	V_v X-Ray
250 °C	0.21	0.21
316 °C	0.14	0.13
330 °C	0.12	0.10

Les rayons des précipités sont extraits de la figure ci-dessous en approximant les valeurs à 300°C avec celles de 316°C.

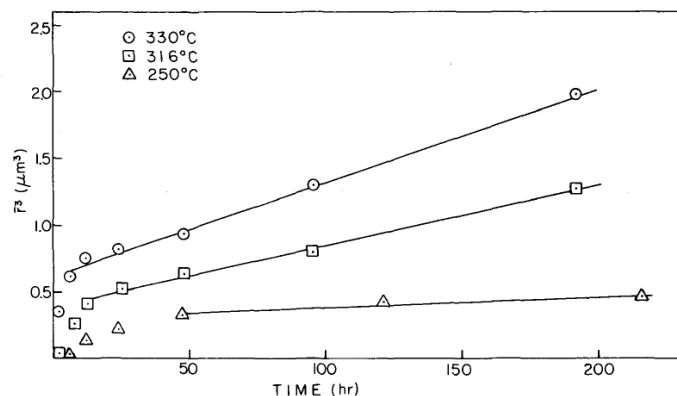


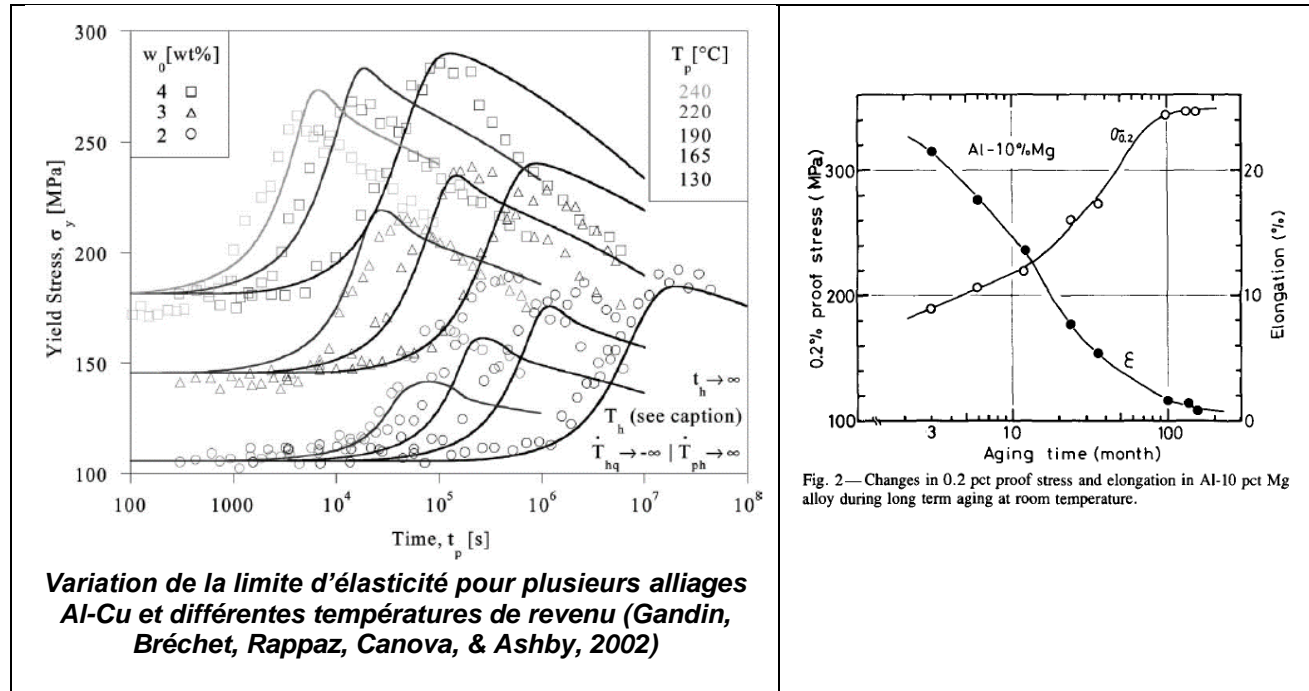
Fig. 3—Average β particle radii cubed (\bar{r}^3) vs aging time. Least square fit lines are shown.

Pour calculer la contribution de la solution solide, il faut considérer que le système tend vers l'équilibre. La lecture du diagramme d'équilibre donne une concentration de 6,7% atomique en Mg : $\Delta\sigma_s = 6,7 \times 28 = 188 \text{ N.mm}^{-2}$

La limite d'élasticité max serait donc : $\sigma_{E \text{ Max}} = 20 + 188 + 8 = 216 \text{ MPa}$

IV. Comparaison avec Al-Cu

Comme évoqué dans le préambule, un autre alliage binaire, l'aluminium-cuivre, peut conduire à un durcissement par précipitation. Sur la figure suivante (à gauche), sont reportées les variations de limite d'élasticité pour trois compositions en cuivre.



1) Avant le revenu, et donc pour la solution solide sursaturée, à partir de la figure ci-dessus, établir la relation empirique liant la limite d'élasticité et la teneur en cuivre de l'alliage.

En extrapolant pour $t=0$, la lecture de la figure 4 donne 107 MPa pour 2%, 138 MPa pour 3% et 175 MPa pour 4%.

D'où $K_s = (138-107) = 31$ et $K_s = (175-138) = 37$, soit en moyenne $K_s = 34$ (28 pour Al-Mg).

2) Pourquoi, pour ces alliages Al-Cu, il n'est pas possible d'accroître la contribution de la solution solide, en augmentant encore plus la teneur en Cu, alors que cela est possible avec les alliages Al-Mg ? Aidez-vous du diagramme d'équilibre Al-Cu ci-dessous.

La solubilité maximale du magnésium dans la phase α est bien plus élevée, jusqu'à 18,9% atomique (2,5% atomique pour le cuivre, soit 5,7% massique).

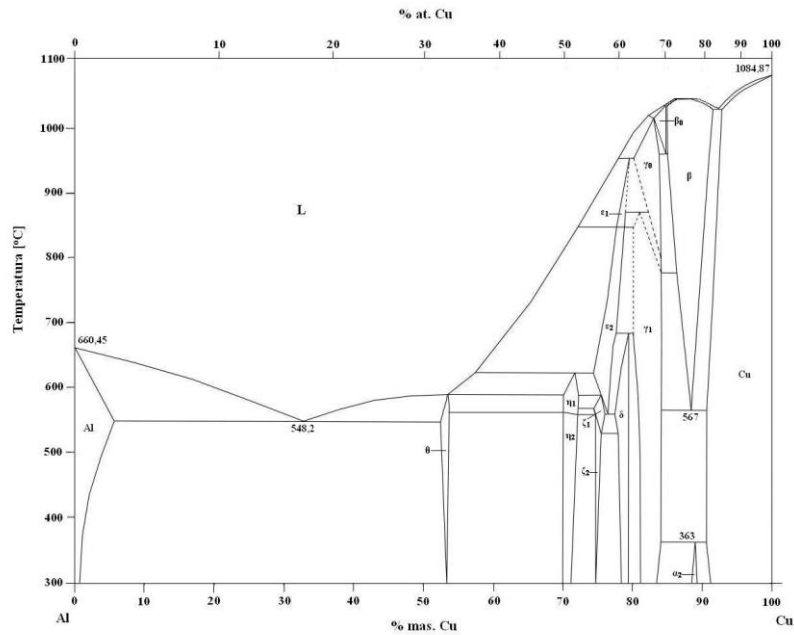


Diagramme de phases Al-Cu (voir également annexe)

Références

- Dubost, B., & Sainfort, P. (1991). *Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium*. Techniques de l'ingénieur.
- Gandin, C.-A., Bréchet, Y., Rappaz, M., Canova, G., & Ashby, M. (2002). Modelling of solidification and heat treatment for the prediction of yield stress of cast alloys. *Acta Materialia*, 50, 901-927.
- Lyman, T. (1972). *Metals handbook : Atlas of microstructures of industrial alloys* (Vol. 7). (A. S. Metals, Éd.)
- Nebti, S., Hamana, D., & Cizeron, G. (1995). Calorimetric study of pre-precipitation and precipitation in Al-Mg. *Acta metall, mater.*, 43(9), 3583-3588.
- Yang, Y.-K., & Allen, T. (2013). Direct visualization of β phase causing intergranular forms of corrosion in Al-Mg alloys. *Materials characterization*, 80, 76-85.

Annexe

