



HAL
open science

Caractérisation et modélisation de la précipitation d'un alliage d'aluminium 319

R. Martinez, I. Guillot, Georges Cailletaud, C. Saudemont, D. Massinon

► **To cite this version:**

R. Martinez, I. Guillot, Georges Cailletaud, C. Saudemont, D. Massinon. Caractérisation et modélisation de la précipitation d'un alliage d'aluminium 319. Matériaux 2010, Oct 2010, Nantes, France. 10 p. hal-00570649

HAL Id: hal-00570649

<https://minesparis-psl.hal.science/hal-00570649>

Submitted on 1 Mar 2011

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Caractérisation et modélisation de la précipitation d'un alliage d'aluminium 319

R. Martinez^{a,b,c}, I. Guillot^b, G. Cailletaud^c, C. Saudemont^a, D. Massinon^d

^a Renault SA, Technocentre, 1 av. du golf - 78288 Guyancourt, France.
martinez@icmpe.cnrs.fr, christophe.saudemont@renault.com

^b ICMPE, Université Paris Est Créteil, UMR CNRS 7182, 2-8 rue Henri Dunant - 94320 Thiais, France.
guillot@icmpe.cnrs.fr

^c Centre des Matériaux de l'ENSMP, UMR CNRS 7633, BP 87 - 91003 Evry, France.
georges.cailletaud@ensmp.fr

^d Fonderie Montupet, 3 rue de Nogent - 60290 Laigneville, France.
d.massinon@montupet.fr

RESUME

Un modèle métallurgique représentant l'évolution de la nanostructure au cours du traitement thermique T5 d'un alliage d'aluminium de fonderie 319 a été réalisé. Ce modèle est fondé sur la physique du processus de coalescence (théorie LSW) de précipités sphériques (Al_2Cu) dans une matrice (Al) saturée en soluté. Il permet d'obtenir une distribution de taille des précipités Al_2Cu en fonction du traitement thermique appliqué et prend en compte les phénomènes de coalescence et de dissolution des précipités en fonction de leur taille. La simulation est assise sur des mesures de la taille et de la distribution de taille des particules par métallographie quantitative en microscopie électronique en transmission (MET). Celles-ci ont été couplées à des survenus de l'alliage depuis l'état T5 afin de corroborer les résultats fournis par le modèle métallurgique. De plus, une caractérisation de la structure des précipités survieillis a été effectuée.

MOTS-CLES : alliage d'aluminium de fonderie, précipitation, caractérisation microscopique (MET), modélisation de la précipitation, traitement thermique T5.

Introduction

Les culasses des moteurs d'automobiles sont réalisées en alliages d'aluminium-silicium hypoeutectiques à durcissement structural. En effet, ces alliages présentent de très bonnes caractéristiques mécaniques, thermiques, une faible masse volumique, et leur bas point de fusion en fait de bons candidats à la fonderie. Ces alliages présentent des caractéristiques mécaniques fortement dépendantes de certains paramètres microstructuraux tels que le DAS, le taux de pores, la présence de composés intermétalliques à base de fer et la nature des précipités durcissants. De plus, le volume et les formes complexes de la culasse créent d'importants gradients thermiques lors du fonctionnement du moteur, ce qui engendre une hétérogénéité microstructurale de la précipitation durcissante. Ainsi, les caractéristiques mécaniques de la culasse sont généralement hétérogènes. La prédiction des tailles de précipités en fonction du traitement thermique a fait l'objet de plusieurs études, en particulier sur les alliages base nickel par Boittin *et al.* [3] et sur les alliages d'aluminium par Serrière *et al.* [22]. Le but de ce travail est de présenter une technique théorique de modélisation de la précipitation afin de déterminer l'influence du temps et de la température sur la cinétique de la précipitation dans un élément de volume représentatif de l'alliage. Cet élément de volume sera ensuite généralisé à la culasse, ce qui permettra d'accéder aux caractéristiques microstructurales de l'alliage en fonction des différents champs thermiques présents lors du fonctionnement du moteur. Ce travail se place donc comme un lien direct entre l'échelle nano, représentée par les précipités, l'échelle micro, représentée par la microstructure de l'alliage, les performances mécaniques macroscopiques de la culasse et la modélisation.

Matériau et méthode expérimentale

Le matériau de cette étude est un alliage d'aluminium de fonderie de type 319 traité thermiquement T5 : maturation de 24 heures à température ambiante puis revenu de 5 heures à 210 °C. La composition chimique de l'alliage est donnée par le tableau (1). Toutes les éprouvettes, cylindriques de diamètre 20 mm, utilisées pour la caractérisation microstructurale ont été coulées dans un moule métallique refroidi par air. Les éprouvettes ont ensuite été vieillies à l'air dans un four maintenu à 250 et 320°C durant des périodes allant de 24 heures à 622 heures.

Eléments	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Ti	Ca	Sr
% en masse	8.2	3.3	0.3	0.47	0.24	0.24	0.2	0.0005	0.010

TAB. 1 – Composition de l'alliage 319 en pourcentage massique.

Les éprouvettes destinées aux observations MET ont été découpées en tranches d'épaisseur 750 μm avec une micro-tronçonneuse de précision lubrifiée à l'eau. Elles ont été ensuite polies mécaniquement afin d'obtenir des disques de diamètre 3 mm et d'épaisseur 100 μm . Le polissage électrochimique final a été réalisé à l'aide d'un Tenupol V, en utilisant une solution de méthanol contenant 33% d'acide nitrique, à une température de -35°C et à une tension de 12 V. Les lames minces ont été observées à l'aide d'un microscope électronique en transmission (MET) Jeol 100 CX fonctionnant à 100 keV.

Les dimensions des précipités ont été mesurées de deux façons différentes. Dans le cas des précipités θ' , la longueur et l'épaisseur ont été mesurées à partir de clichés MET en champ sombre proche d'un axe de type $[001]_{\text{Al}}$. Les mesures ont été réalisées sur les négatifs grossis 3,5 fois. Les longueurs mesurées des précipités θ' sont des longueurs projetées suivant les directions $\langle 001 \rangle_{\text{Al}}$. Ces précipités ont une forme en plaquettes dont la longueur moyenne peut être assimilée au diamètre moyen d'un disque de volume équivalent. Dans le cas des précipités θ , les mesures ont été réalisées en champ clair, avec un angle de tilt de 0°, sur des clichés grossis 2,5 fois. Ces précipités ont une forme globulaire, et sont assimilés à des sphères de volume équivalent aux globules. Les paramètres géométriques des précipités θ' et θ ont été obtenus en mesurant respectivement 1000 précipités par une projection géométrique en deux dimensions, d'axe z , d'un élément de volume. La conversion de la distribution de tailles à deux dimensions en une distribution à trois dimensions a été réalisée suivant l'analyse de Shah et Alstetter [23] par la méthode de Schwartz-Saltykov [6, 7].

Microstructure d'un état T5

La microstructure de l'alliage 319 à l'état T5 consiste majoritairement en une structure dendritique d'aluminium primaire, appelée phase- α , et du constituant eutectique Al-Si qui se trouve dans les espaces interdendritiques. La présence de strontium se traduit par un silicium eutectique de forme fibreuse. Des composés intermétalliques en écritures chinoises, de type $\alpha\text{-Al-Fe-Mn-Si}$, sont présents dans les espaces interdendritiques et ont une couleur gris-foncé (fig (1a)) ainsi que des précipités Al_2Cu (θ) qui ont une couleur gris-clair (fig (1a)). La vitesse de solidification des barreaux fournis par Montupet a permis d'obtenir une microstructure ayant un DAS compris entre 20 et 25 μm et une taille de grain d'environ 0,4 mm (fig (1b)).

Les clichés, pris en champ sombre à l'aide d'une tache de surstructure des précipités θ' en axe de zone, révèlent des précipités de type θ' (fig (2)). Lors d'un vieillissement artificiel à des températures inférieures à 200°C, la coalescence des précipités θ' a été observée dans de nombreux travaux [1, 4, 20, 16, 15]. Lorsque la température de vieillissement est supérieure à 200°C, on observe alors la cinétique de précipitation suivante : $\theta' \rightarrow \theta$ (Al_2Cu). Un maintien de la température conduit par la suite à la coalescence de θ (Al_2Cu). Les résultats des mesures des tailles des précipités à 250°C et 320°C sont regroupés dans le tableau (2).

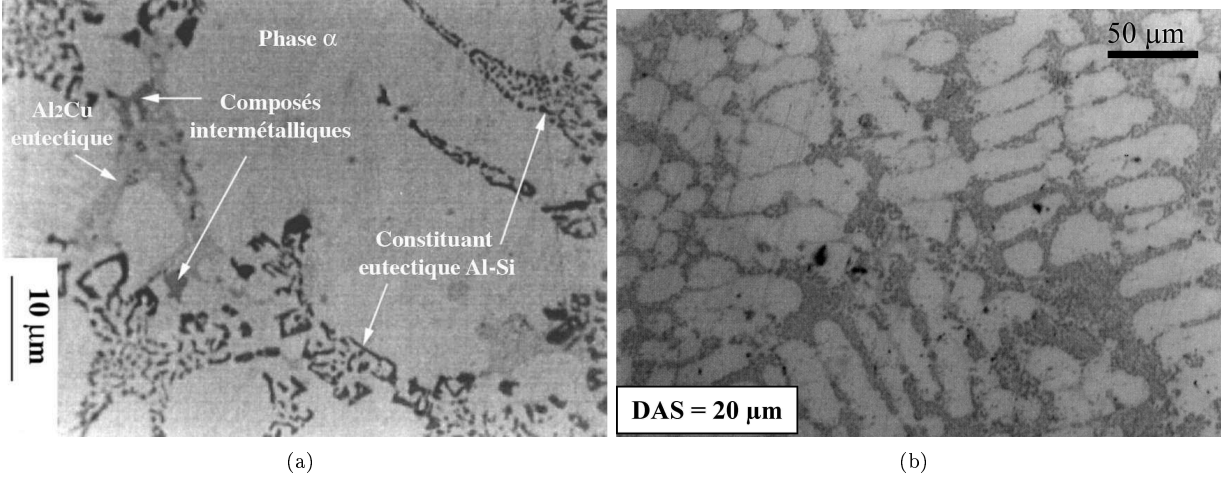


FIG. 1 – a) Microstructure de l’alliage 319-T5 b) DAS de 20µm.

Conditions de vieillissement	Précipités	\bar{r} (nm)
T5 + 24 h à 250°C	θ	12,2 ± 5,43
T5 + 50 h à 250°C	θ	12,9 ± 4,86
T5 + 100 h à 250°C	θ	18,5 ± 6,69
T5 + 295 h à 250°C	θ	20,3 ± 7,83
T5 + 622 h à 250°C	θ	29,0 ± 11,5
T5 + 24 h à 320°C	θ	31,6 ± 1,56
T5 + 50 h à 320°C	θ	38,6 ± 2,27
T5 + 100 h à 320°C	θ	48,2 ± 2,32
T5 + 300 h à 320°C	θ	70,8 ± 4,64
T5 + 622 h à 320°C	θ	114,0 ± 5,35

TAB. 2 – Résultats des mesures des précipités par l’analyse de clichés MET

Modélisation de la précipitation

Théorie Lifshitz - Slyozov - Wagner

La théorie des phénomènes de coalescence par diffusion de soluté dans une matrice, autrement dit le mûrissement d’Ostwald, ne mène pas à une solution analytique directe. C’est pourquoi, il n’est pas possible de suivre à l’aide de cette théorie l’évolution d’une distribution de tailles de particules en fonction du temps. Lifshitz et Slyozov [14] d’une part, et Wagner [5] d’autre part, ont déterminé la forme asymptotique des distributions de tailles de particules en régime quasi-permanent pour déduire l’évolution asymptotique de leurs rayons moyens. Leurs travaux mentionnent que la dérivée temporelle du rayon de coalescence d’une particule s’exprime par la relation (1) :

$$\frac{dr}{dt} = \frac{K_{ss}}{r^2} \left(\frac{r}{r_c} - 1 \right) \quad (1)$$

avec r le rayon de la particule, t le temps, r_c le rayon critique de coalescence et K_{ss} une constante physique.

Le rayon critique de coalescence r_c n’est autre que le rayon moyen arithmétique de la distribution de tailles

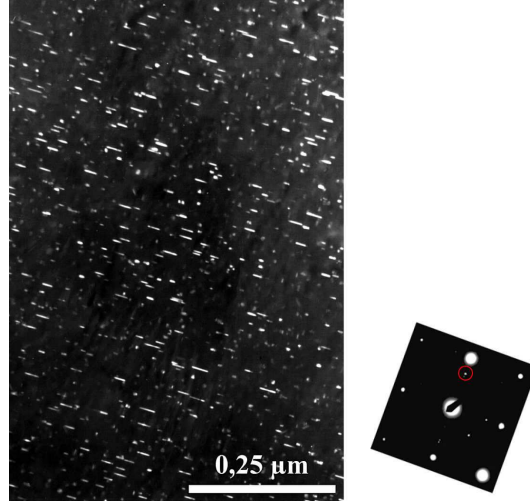


FIG. 2 – Précipités Al_2Cu .

et la constante physique K_{ss} est définie par l'équation (2) :

$$K_{ss} = \frac{2.D.V_m.\sigma.x_B^{\alpha,e}}{x_B^\beta.\mathcal{R}.T} \quad (2)$$

avec D le coefficient de diffusion du soluté dans la matrice, V_m le volume molaire de la particule, σ l'énergie interfaciale liée à l'aire de l'interface particule / matrice, $x_B^{\alpha,e}$ la concentration en soluté à l'équilibre de la matrice, x_B^β la concentration en soluté de la particule, \mathcal{R} la constante des gaz parfaits ($8.314 \text{ J.K}^{-1}.\text{mol}^{-1}$) et T la température.

Le rayon de coalescence r de la particule est quant à lui défini par la relation (3) :

$$r = r_0 + \frac{\partial r}{\partial t}.dt \quad (3)$$

avec r_0 le rayon initial de la particule.

Détermination des paramètres matériaux

La compilation des travaux effectués par [12, 8, 9, 11, 21, 2, 13, 10, 17] permet de tracer les droites d'équations $\ln(D) = f(\frac{1}{T})$ et $\ln(\% \text{ at. Cu}) = f(\frac{1}{T})$ comme cela est représenté sur la figure (3) afin de déterminer, en fonction de la température, le coefficient de diffusion D du cuivre dans l'aluminium et le pourcentage atomique de cuivre dans l'aluminium à l'équilibre.

Distribution réelle de tailles de particules et discrétisation

Les composés Al_2Cu eutectiques ont une couleur grise qui est très proche du gris des composés à base de fer (fig 1a). Une analyse numérique de clichés MEB réalisés sur des alliages à différents pourcentages de fer permet de déterminer le pourcentage de gris en fonction du pourcentage de fer. Ainsi, l'ordonnée à l'origine de la droite représente le pourcentage de gris pour un alliage ne contenant pas de fer, autrement dit le pourcentage d'éléments Al_2Cu eutectiques. Ovono-Ovono et Smaghe [19] ont ainsi montré que pour un alliage d'aluminium 319 traité thermiquement T5 (5 h à 210°C), il y a environ 3,4% de composés Al_2Cu présents dans le constituant eutectique, comme cela est représenté figure (4 a). Les auteurs ont également effectué des mesures de tailles de particules en analysant 9800 précipités en plaquettes. Dans le cadre de ce travail, et pour la commodité du calcul numérique, ces précipités seront assimilés à des sphères de rayon moyen dont le volume est équivalent aux plaquettes mesurées par Ovono-Ovono et Smaghe. Ainsi, la présence de 3,4% de composés Al_2Cu dans

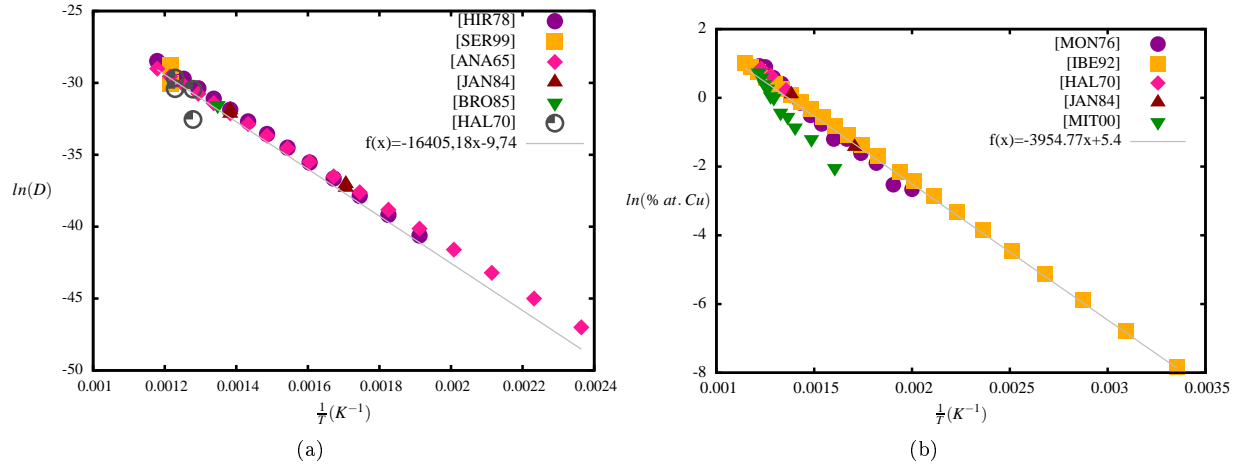


FIG. 3 – Compilation de données bibliographiques permettant de déterminer a) le coefficient de diffusion du cuivre dans l'aluminium b) le pourcentage de cuivre dans l'aluminium à l'équilibre.

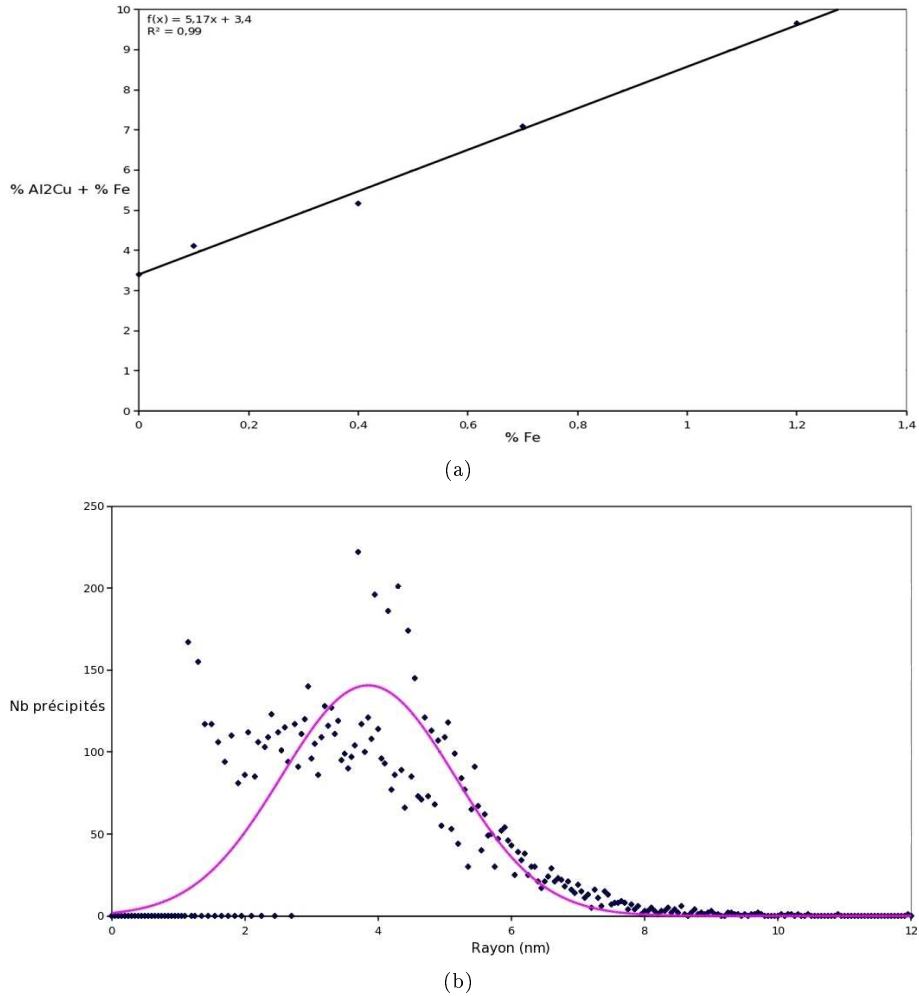


FIG. 4 – a) Pourcentage de composés Al_2Cu présents dans le constituant eutectique [19] b) Représentation de la loi normale représentant la distribution de tailles mesurée expérimentalement.

la matrice entraîne la formation d'environ 82000 particules sphériques de rayon moyen 3,85 nm dans $1 \mu\text{m}^3$ d'alliage. La loi normale d'équation (4) modélise la distribution retenue pour la modélisation :

$$p(r) = \frac{1}{\sigma \cdot \sqrt{2\pi}} \cdot e^{-\frac{1}{2} \left(\frac{r-\mu}{\sigma} \right)^2} \quad (4)$$

avec σ l'écart type et μ la valeur médiane qui est le rayon moyen de 3,85 nm. L'utilisation d'une loi normale permet d'adapter aisément la distribution théorique en fonction de ce qui est observé expérimentalement. La figure (4 b) représente la loi normale qui a été utilisée afin de modéliser la distribution de tailles mesurée expérimentalement.

Cette distribution est discrétisée en i rayons auxquels correspondent i quantités de particules, comme cela est représenté figure (5). La distance ΔR qui sépare deux rayons représente une classe de taille. Il y a ainsi $i - 1$ classes de tailles. A chaque classe i est associé le rayon moyen $r_m[i]$ et le nombre moyen de particules $N_m[i]$ tel que cela est défini par l'équation (5). Cette discrétisation conduit donc à $i - 1$ rayons moyens et $i - 1$ classes de particules.

$$r_m[i] = \frac{r[i] + r[i + 1]}{2} \quad N_m[i] = \frac{N[i] + N[i + 1]}{2} \quad (5)$$

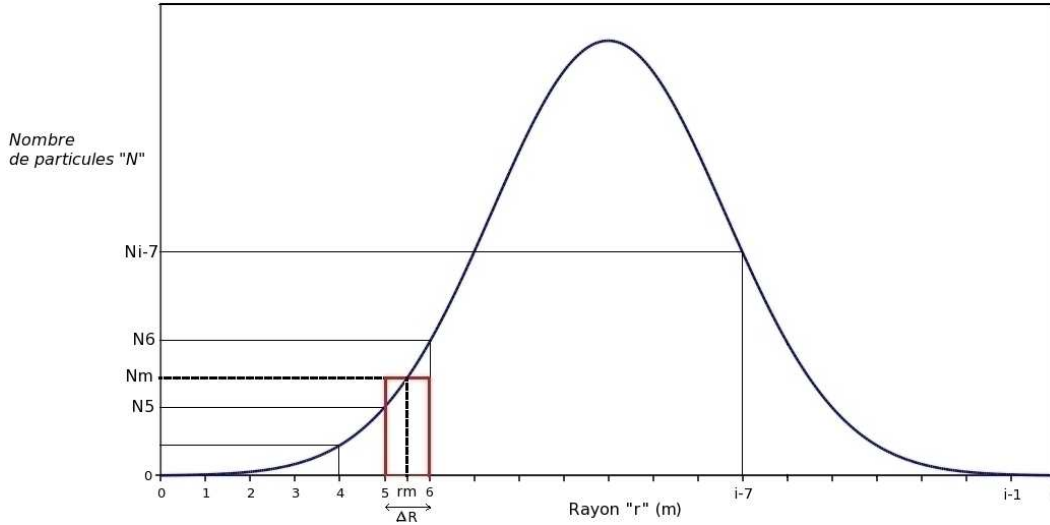


FIG. 5 – Discretisation de la distribution de tailles en "n" classes de tailles.

La discrétisation en rayons de la distribution de tailles est fixe, et le flux de particules durant la coalescence va déplacer les particules de classe en classe. Il est donc nécessaire de distinguer plusieurs cas en fonction du rayon critique de coalescence :

- Si $r_m[i] < r_c$: les particules de la classe $[i]$ commencent à se dissoudre et passent dans la classe de taille inférieure $[i - 1]$;
- Si $r_m[i] > r_c$: les particules de la classe $[i]$ coalescent et passent dans la classe de taille supérieure $[i + 1]$;
- Si $r_m[i] = r_c$: la taille des particules de la classe $[i]$ reste fixe.

Gestion du flux de particules

La gestion du flux de particules est fondée sur les travaux de Myhr *et al.* [18] et de Serrière *et al.* [22]. Elle permet de suivre la dissolution et la coalescence des particules de chaque classe de tailles en prenant en compte le flux d'atomes. En effet, la dissolution ou la coalescence de particules durant un incrément de temps Δt peuvent être considérées comme la conséquence d'un flux d'atomes entrant ou sortant de la classe dans laquelle la particule est incluse, la faisant ainsi grossir ou se dissoudre.

Ce flux d'atomes peut se modéliser par l'équation générale suivante (6) :

$$J = - \left(\text{signe } \frac{dr}{dt}[i] \right) \cdot \frac{dr}{dt}[i] \cdot N_m[i] \begin{cases} - \frac{dr}{dt}[i+1] \cdot N_m[i+1] \\ + \frac{dr}{dt}[i-1] \cdot N_m[i-1] \end{cases} \quad (6)$$

Ainsi :

- Si $r_m[i] < r_c$:

$$J = - \frac{dr}{dt}[i+1] \cdot N_m[i+1] + \frac{dr}{dt}[i] \cdot N_m[i] \quad (7)$$

- Si $r_m[i] > r_c$:

$$J = \frac{dr}{dt}[i-1] \cdot N_m[i-1] - \frac{dr}{dt}[i] \cdot N_m[i] \quad (8)$$

- Si $r_m[i] = r_c$:

$$J = 0 \quad (9)$$

L'évolution du nombre de particules dans une classe $[i]$ à l'instant $t + \Delta t$ est donnée par l'équation générale (10) :

$$N_m[i](t + \Delta t) = N_m[i](t) + J \cdot \Delta t \quad (10)$$

Une intégration implicite du flux de particules J permet de déterminer le nombre de particules dans chaque classe de taille à l'instant $t + \Delta t$. Le nombre total de particules N_{tot} peut ainsi être déterminé par l'équation (11) :

$$N_{tot}(t + \Delta t) = \sum_{i=1}^{n_{max}-1} N_m[i](t + \Delta t) \quad (11)$$

Les précipités étant considérés comme sphériques, leur volume V est connu. Ainsi, la fraction volumique des précipités $f[i]$ dans une classe $[i]$ est donnée à l'instant $t + \Delta t$ par l'équation (12) :

$$f[i](t + \Delta t) = N_m[i](t + \Delta t) \cdot \frac{V[i]}{V_{integ}} \quad (12)$$

avec V_{integ} le volume d'intégration dans lequel est réalisé le calcul.

Par conséquent à l'instant $t + \Delta t$ la fraction volumique totale de précipités f_{tot} est donnée par l'équation (13) :

$$f_{tot}(t + \Delta t) = \sum_{i=1}^{n_{max}-1} f[i](t + \Delta t) \quad (13)$$

Résultats

Plusieurs vieillissements ont été modélisés et comparés aux résultats expérimentaux qui ont été regroupés dans le tableau (2). Ces modélisations consistent en des vieillissements de 1000 heures à 250°C et 320°C. Puisque l'énergie de l'aire d'interface précipité/matrice est le moteur de la coalescence, deux valeurs de σ ont été prises en compte. D'une part, Boyd *et al.* [4] indiquent dans leurs travaux, à partir de mesures de calorimétrie isotherme, que pour un alliage Al-4wt% Cu les précipités θ' ont une énergie interfaciale de 530 mJ/m². D'autre part, Mitlin *et al.* [17] ont calculé, à partir du modèle thermoélastique de Khachaturian, une énergie interfaciale de 96 mJ/m². Ainsi, $\sigma=500$ mJ/m² et $\sigma=100$ mJ/m² seront utilisés dans la modélisation.

La figure (6) présente l'évolution du rayon critique de coalescence en fonction du temps. L'allure générale des courbes modélisée est la conséquence de la discrétisation en classe de particules choisie. En effet, le déplacement de paquets de précipités entre les classes conduit à l'apparition de discontinuités.

Lorsque l'énergie de surface est de 500 mJ/m², les valeurs expérimentales sont assez éloignées (30 nm environ) des valeurs issues du modèle, en particulier pour la température de 320°C. Le même calcul, réalisé avec $\sigma=100$ mJ/m² conduit à des valeurs théoriques plus proches des valeurs mesurées pour chacune des deux températures.

On notera plus précisément qu'à une température de 250°C, les valeurs modélisées sont légèrement inférieures aux valeurs expérimentales (différence d'environ 7 nm). Lorsque la température est de 320°C, la proximité des résultats fournis par le modèle avec les résultats expérimentaux est satisfaisante. En effet, pour des temps de 24 h, 50 h, 100 h et 300h les rayons expérimentaux sont respectivement de $31\pm 1,56$ nm $39\pm 2,27$ nm $48\pm 2,32$ nm $71\pm 4,64$ nm. Les rayons modélisés sont quant à eux respectivement de 29,8 nm, 38,5 nm, 47,7 nm et 69,7 nm. Seule la valeur à 622 h diverge légèrement. En effet, les mesures indiquent un rayon critique moyen de $114\pm 5,35$ nm alors que la valeur modélisée est de 89,3 nm.

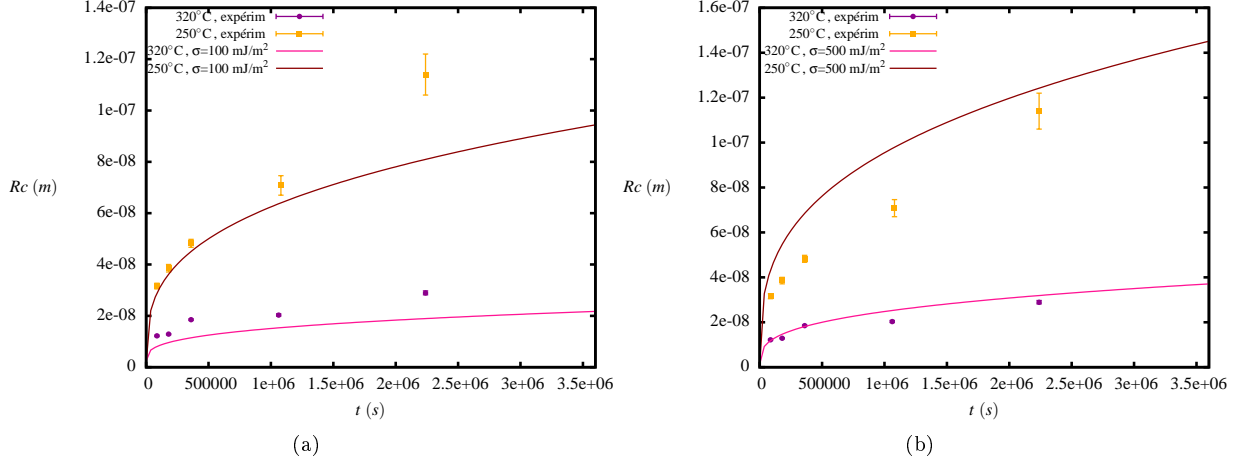


FIG. 6 – a) Evolution du rayon critique de coalescence modélisé en fonction du temps avec $\sigma=100$ mJ/m² b) Evolution du rayon critique de coalescence modélisé en fonction du temps avec $\sigma=500$ mJ/m². Les valeurs expérimentales sont également représentées.

La figure (7) présente en échelle logarithmique l'évolution du nombre de précipités dans $1 \mu\text{m}^2$ d'alliage en fonction du temps. Comme constaté pour le rayon critique de coalescence, les résultats fournis par le modèle lorsque l'énergie liée à l'aire d'interface précipité/matrice est de 500 mJ/m² sont assez éloignés des résultats expérimentaux. Cependant, lorsque cette dernière est de 100 mJ/m², les résultats du modèle sont une nouvelle fois plus proches des résultats fournis par les mesures. En effet, pour une température de 250°C, les résultats expérimentaux montrent qu'il y a 20113 ± 722 , 17158 ± 491 , 5983 ± 181 , 3897 ± 69 , 1028 ± 13 particules à 24 h, 50 h, 100 h, 295 h et 622 h. Les valeurs modélisées sont respectivement de 11580, 6840, 3730 et 705 particules. Pour la température de 320°C, les résultats expérimentaux montrent qu'il y a 1156 ± 14 , 695 ± 14 , 353 ± 9 , 104 ± 3 , 17 ± 1 particules à 24 h, 50 h, 100 h, 300 h et 622 h. Les valeurs modélisées sont respectivement de 232, 115, 58 et 11 particules.

Enfin, l'évolution de la fraction volumique, quels que soient la température et le temps de revenu, est constante comme cela est démontré par la théorie de la coalescence. Les résultats offerts par le modèle vérifient cette condition puisque la fraction volumique totale de précipités est constante (2,5% environ), à 250°C et 320°C, que ce soit avec une énergie d'interface de $\sigma=100$ mJ/m² ou de $\sigma=500$ mJ/m².

Conclusion

Ce travail présente les résultats d'un modèle théorique de précipitation de particules Al₂Cu dans un alliage d'aluminium de fonderie de type 319 traité thermiquement T5. Ce modèle prend en compte les phénomènes de coalescence en s'appuyant sur la théorie LSW. Il permet de déterminer, dans $1 \mu\text{m}^3$ d'alliage, l'évolution du rayon critique de coalescence R_C , du nombre total de précipités nR_{tot} et de la fraction volumique totale de précipités f_{vtot} .

Plusieurs simulations de vieillissement ont été réalisées : 24 h, 50 h, 100 h, 300 h et 622 h à 250°C et 320°C. Celles-ci ont été réalisées en prenant deux énergies liées à l'aire d'interface précipité/matrice différentes : $\sigma=100$

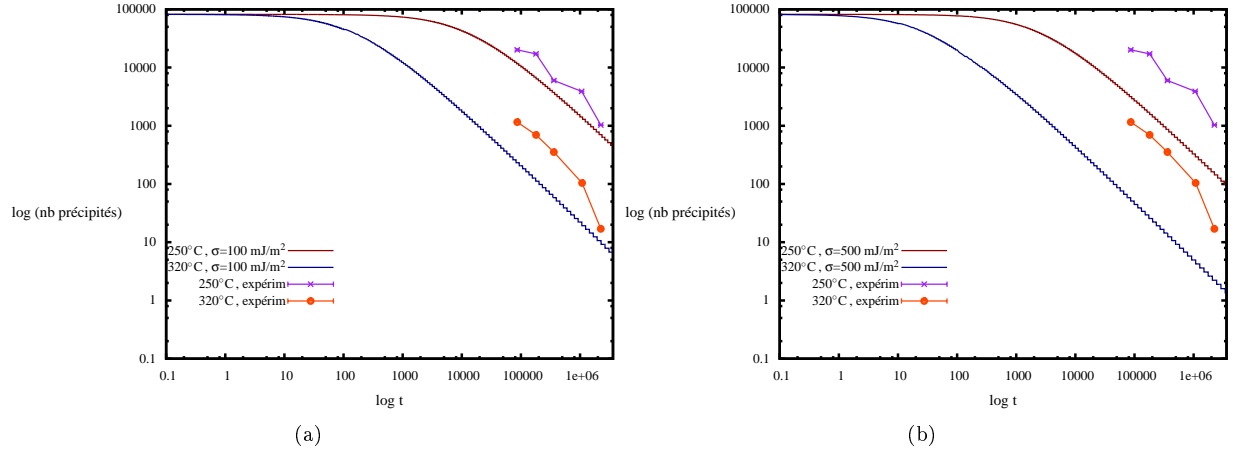


FIG. 7 – a) Evolution du nombre de particules modélisées en fonction du temps avec $\sigma=100 \text{ mJ/m}^2$ b) Evolution du nombre de particules modélisées en fonction du temps avec $\sigma=500 \text{ mJ/m}^2$. Les valeurs expérimentales sont également représentées. L'échelle est logarithmique.

mJ/m^2 et $\sigma=500 \text{ mJ/m}^2$.

Les résultats issus du calcul ont ensuite été comparés aux mesures qui ont été réalisées en microscopie électronique en transmission. Celles-ci ont été réalisées dans la phase α d'un alliage 319 traité thermiquement T5 et fourni par Montupet S.A.

Les résultats théoriques issus du modèle mettent en avant leur forte dépendance à σ , comme la théorie LSW le prévoit. Ainsi, ceux obtenus avec $\sigma=500 \text{ mJ/m}^2$ sont éloignés des résultats expérimentaux, alors que ceux réalisés avec $\sigma=100 \text{ mJ/m}^2$ s'avèrent en être très proches.

Cette modélisation permettra par la suite de réaliser des calculs mécaniques de la culasse qui prendront en compte les phénomènes de précipitation en fonction des champs thermiques observés lors des vieillissements artificiels. Ainsi, l'échelle de la nanostructure de l'alliage sera directement liée à la microstructure et aux caractéristiques mécaniques de la culasse.

Références

- [1] Laird C. Aaronson H.I., Clark J.B. *Met. Sc. J.*, 2 :155–158, 1968.
- [2] Agarwala R.P. Anand M.S., Murarka S.P. *J. Appl. Phys.*, 36(12) :3860–3862, 1965.
- [3] G. Boittin, Gallerneau F., Locq D., Kanouté P., and Cailletaud G. *Technische Mechanik*, 30 :15–18, 2010.
- [4] Nicholson R.B. Boyd J.D. *Acta Metall.*, 19(10) :1101–1109, 1971.
- [5] Wagner C. *Z. Elektrochem.*, 65(7/8) :581–591, 1961.
- [6] Rhines F.N. De Hoff R.T. *Microscopie quantitative*. Masson, Paris, 1972.
- [7] Underwood E.E. *Quantitative stereology*. Addison-Wesley Publishing Co., Reading, MA, 1970.
- [8] Haworth C.W. Hall M.G. *Acta Metall.*, 18(3) :331–337, 1970.
- [9] K. Hirano and S. Fujiwara. Impurity diffusion in aluminium. *J Nucl Mater*, 69–70 :564–566, 1978.
- [10] Lukas H.L. Ibe G. In E. Nes L. Arnberg, O. Lohne and N. Ryum, editors, *Proceeding of the 3rd International Conference ICAA3*, volume I, pages 333–338, Trondheim (Norway), June 22-26, 1992. NTH - SINTEF.
- [11] Fine M.E. Janoff D. *Mater. Sci. Eng.*, 64 :67–71, 1984.
- [12] Brown L.C. *Acta metall.*, 33(8), 1985.
- [13] Mondolfo L.F. *Aluminium alloys, structure and properties*. Butterworths, London, 1976.
- [14] I.M. Lifshitz and V.V. Slyozov. The kinetics of precipitation from supersaturated solid solutions. *J Phys Chem Solids*, 19 :35–50, 1959.
- [15] Fouquet F. Merle P. *Acta Metall.*, 29 :1919–1927, 1981.
- [16] Merlin J. Gobin P.F. Merle P., Fouquet F. *Phys. Stat. Sol.*, 35 :213–222, 1976.
- [17] Morris J.W. Jr. Mitlin D., Radmilovic V. *Metall. Mater. Trans.*, 31A(11) :2697–2711, 2000.
- [18] O.R. Myhr and O. Grong. Modelling of non-isothermal transformations in alloys containing a particle distribution. *Acta Mater*, 48 :1605–1615, 2000.
- [19] D. Ovono-Ovono. *Recyclabilité des alliages d'aluminium de fonderie : influence des éléments résiduels sur la microstructure et le comportement mécanique*. PhD thesis, Université de Technologie de Compiègne, France, 2004.
- [20] Laird C. Sankaran R. *Acta mater.*, 22(8) :957–969, 1974.
- [21] Schaffer G.B. Sercombe T.B. *Acta mater.*, 47(2) :689–697, 1999.
- [22] M. Serrière. *Modélisation des processus de transformation des dispersoïdes dans un alliage d'aluminium 3003. Influence de la description des équilibres thermodynamiques locaux*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Lorraine, France, 2004.
- [23] Altstetter C. Shah D. *Mater. Sci. Eng.*, 26 :175–183, 1976.