

# CHAPITRE 5 EFFET DES ÉLÉMENTS DE TRANSITION ET DES TRAITEMENTS THERMIQUES SUR LES PROPRIÉTÉS À HAUTE TEMPÉRATURE DE 224 ALLIAGES

Les alliages Al-Si présentent des inconvénients sur les performances à haute température dans la nature, tandis que les alliages Al-Cu 224 ont généralement des résistances plus élevées à la fois à température ambiante et à hautes températures, ce qui est un candidat de matériau de culasse de moteur automobile de nouvelle génération. En outre, les éléments de transition sont bénéfiques pour la stabilité thermique des précipités. Ce chapitre étudie les effets de Zr, V ainsi que Sc sur les propriétés à haute température et l'évolution des microstructures de 224 alliages.

## 5.1 Microstructures telles que coulées et mises en solution

Les microstructures à l'état de coulée de tous les alliages sont composées d'une matrice  $\alpha$ -Al équiaxe et de divers intermétalliques. Après gravure électrique, les structures des grains sont révélées, comme illustré à la Figure 5.1. Les effets de poison sur le raffinage des grains causés par les ajouts d'éléments de transition ont été observés avec la séquence  $(\text{Sc}+\text{Zr}) \approx (\text{V}+\text{Zr}) \approx \text{V} > \text{Zr}$  dans la présente étude, et les tailles de grain moyennes des différents alliages sont présentées dans le Tableau 5.1. L'effet poison de Zr, Sc et V sur le raffineur de grains Al-5Ti-B a été étudié en affectant les particules de  $\text{TiB}_2$  ou les morphologies de croissance cristalline  $\text{Al}_3\text{Ti}$  [1-5]. L'alliage O et l'alliage A présentent des morphologies de grains de forme plus globulaire, bien que certains bras dendritiques primaires puissent être observés mais sans preuve de bras dendrites secondaires. Cependant, dans les 3 autres alliages, les structures de grains dendritiques évidentes sont observées et existe une certaine

quantité de bras de dendrite secondaire. Les résultats suggèrent que l'alliage maître Al-Ti(-C) pourrait être un choix compétitif en plus de l'Al-5Ti-B en tant que raffineur de grain dans le système d'alliage de type 224.

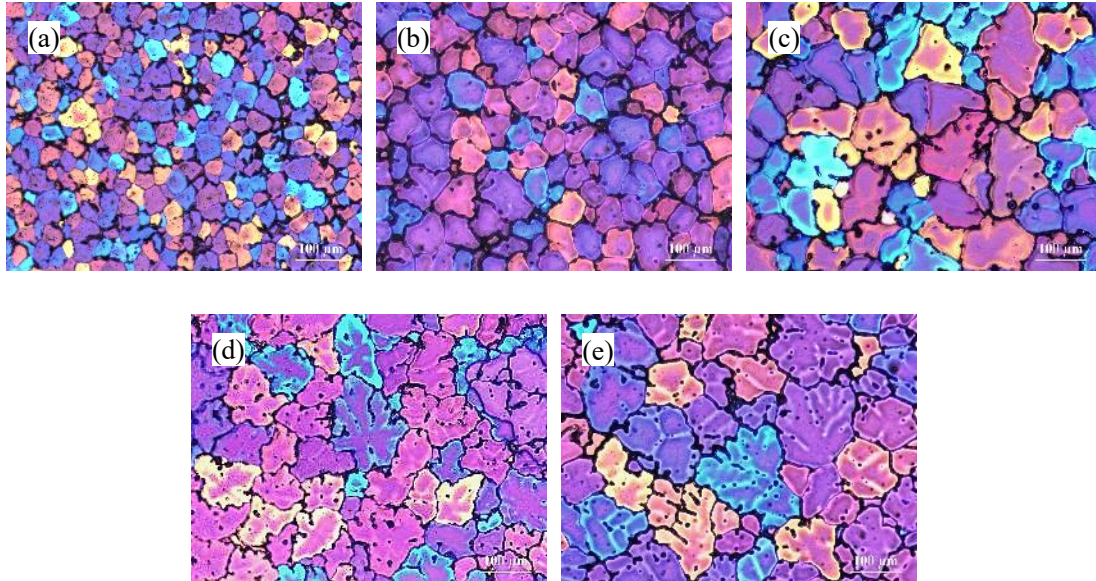


Figure 5.1 (a~e) De coulée structures de grains de l'alliage O ~ D après anodisé avec 3,0% d'acide fluoroborique dans l'eau, (20/25 V dc, 2 min) sous la teinte de lumière et sensible à la polarisation.

Tableau 5.1 Granulométrie moyenne mesurée des différents alliages

Alliage	O	A	B	C	D
Granulométrie moyenne D/ $\mu\text{m}$	43.1 $\pm$ 3.3	57.5 $\pm$ 3.1	86.9 $\pm$ 6.6	82.1 $\pm$ 6.3	92.6 $\pm$ 5.1

L'alliage O, A, B, C a des compositions intermétalliques similaires à la fois dans les conditions de coulée et de traitement en solution. Les phases intermétalliques existant dans les alliages O, A, B, C sont constituées principalement de  $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ ,  $\text{Al}_7\text{Cu}_2(\text{Fe},\text{Mn})$  avec rarement des phases  $\alpha\text{-Al}(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}$  à l'état tel que coulé. La plupart des phases  $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$  se sont dissoutes au cours du traitement en solution en 2 étapes, ne laissant que les phases à peine solubles contenant du Fe,  $\text{Al}_7\text{Cu}_2(\text{Fe},\text{Mn})$  et quelques phases  $\alpha\text{-Al}(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}$  dans la matrice, comme le montre la Figure 5.2 (a). Remarquablement, l'addition individuelle et combinée de Zr et V n'a pas conduit à la formation notable de phases intermétalliques supplémentaires comme  $\text{Al}_3(\text{Ti},\text{V},\text{Zr})$  même à l'état coulé, ce qui signifie que presque tous

les atomes de Zr et V sont sursaturés dans la matrice en aluminium, ce qui implique un rendement élevé de ces éléments.

Contrairement aux 4 autres alliages, en plus des intermétalliques mentionnés ci-dessus, l'alliage D contient également une phase W-(Al-Cu-Sc) prédominante unique qui s'est formée pendant le processus de solidification à faible taux de solidification et est à peine soluble lors de la solution traditionnelle. traitement [6]. Après le traitement en solution, beaucoup de phases fragmentées de W-(Al-Cu-Sc) se répartissent le long des limites de la dendrite comme le montre la Figure 5.2 (b). L'efficacité de Sc et Cu dans l'alliage D n'est pas dans un état idéal par rapport aux autres alliages.

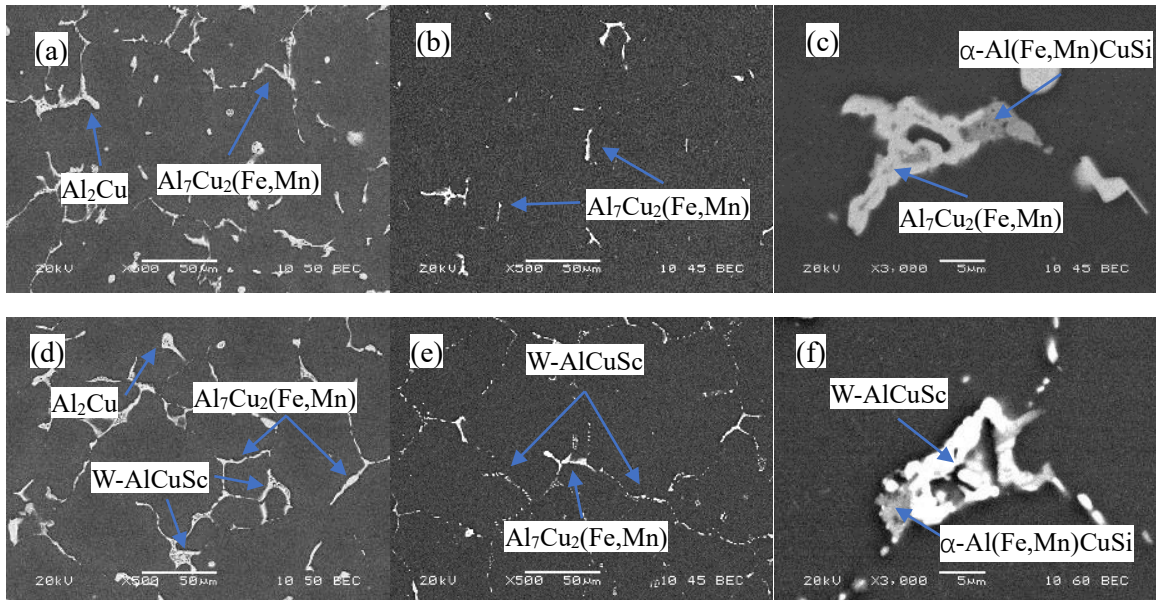


Figure 5.2 Rétrodiffusée SEM images de phases intermétalliques typiques de (a) de coulée en alliage de C, (b) solution traitée en alliage C et (c) des composés intermétalliques mixtes en alliage C. (d) de coulée en alliage D, (e) traité en solution Alliage D et (f) intermétalliques mixtes dans l'alliage D.

Les résultats des essais de microdureté des alliages coulés et SHT sont présentés sur la Figure 5.3(a). La dureté des alliages à l'état coulé révèle leur renforcement en solution solide. L'alliage C est le plus dur conformément aux attentes, suivi de l'alliage D renforcé par Zr et Sc mais avec un certain sacrifice de la teneur en Sc et Cu. Les alliages B sont un peu plus durs que l'alliage A, ce qui est raisonnable étant donné que la teneur en V dans

l'alliage B est supérieure à Zr dans l'alliage A. L'alliage O en tant qu'alliage de base est le plus bas comme prévu.

Les incréments de dureté de l'état de coulée à l'état SHT dans les alliages O, A, B et C sont très similaires, ce qui devrait être principalement attribué à l'augmentation du degré de sursaturation de Cu en raison de la dissolution des phases  $Al_2Cu$  pendant le traitement en solution. Alors que les éléments de transition induits par les dispersoïdes peuvent ne pas avoir de contribution évidente sur la microdureté à température ambiante comme nous le voyons. L'augmentation plus faible de l'alliage D suggère moins de dissolution du Cu dans une solution solide, bien que les dispersoïdes  $Al_3(Sc,Zr)$  dans l'alliage D puissent avoir des contributions positives.

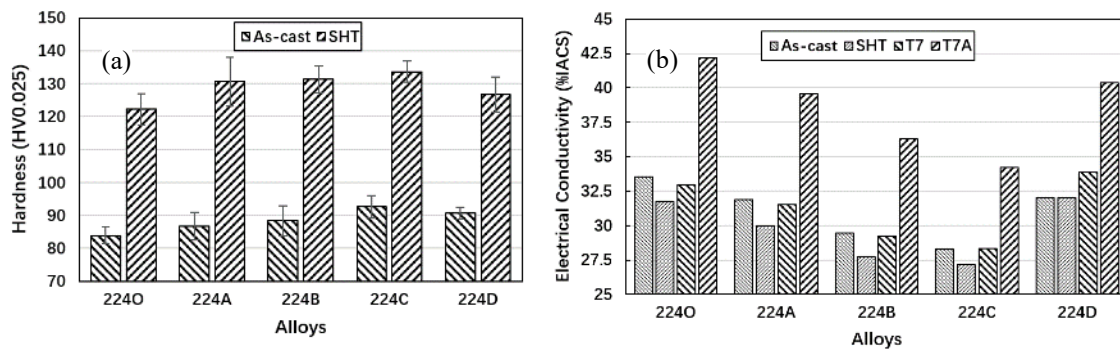


Figure 5.3 (a) Résultats des essais de microdureté (HV) des alliages aux états de coulée et SHT, (b) Résultats de conductivité électrique (CE) des alliages à divers états.

Les résultats de conductivité électrique (EC) des alliages dans 4 conditions sont présentés sur la Figure 5.4 (b). La comparaison globale de la CE montre:  $CE_{(Alliage O)} \approx CE_{(Alliage D)} > CE_{(Alliage A)} > CE_{(Alliage B)} > CE_{(Alliage C)}$ . Les effets de réduction des ajouts individuels et combinés de V, Zr sur la CE sont bien représentés, suggérant leur bonne efficacité en solution solide. L'évolution des mesures de EC dans différentes conditions démontre que les éléments se dissolvent et précipitent dans la solution solide. La diminution de la EC entre l'état coulé et l'état SHT indique principalement la dissolution du Cu dans la matrice d'aluminium. Les incréments dans les états T7 et T7A indiquent la précipitation des phases de durcissement par vieillissement à partir de la matrice et du processus de grossissement.

Cependant, tant la simulation que les expériences suggèrent que les phases W-AlScCu peuvent se former pendant la solidification et le traitement traditionnel en solution [7, 8], bien qu'elles puissent être supprimées par l'addition de Fe [9]. En conséquence, lors du traitement en solution de l'alliage D, la dissolution des phases  $\theta'$ -Al<sub>2</sub>Cu (EC décroissante) et la formation de phase intermétallique W-AlScCu ainsi que des dispersoïdes (EC croissante) se produisent simultanément et semblent atteindre un équilibre qui conduit à des valeurs CE très similaires entre les états tel que coulé et SHT de l'alliage D.

## 5.2 Propriétés mécaniques dans différentes conditions

### 5.2.1 Essais de compression à l'état T7

Les essais de compression à la fois à température ambiante et à 300°C ont été réalisés pour les alliages avec traitement T7. Les vraies courbes de déformation-contrainte à température ambiante sont montrées sur la Figure 5.5 (a) avec les limites d'élasticité respectives (prises comme point d'écoulement décalé de 0,2%) répertoriées sur la Figure 5.5 (b). Les courbes de compression à température ambiante de l'alliage O, A, B, C traité au T7 sont assez similaires et présentent des avantages notables par rapport à l'alliage D et les mêmes tendances se reflètent également dans la limite d'élasticité. Les contraintes de compression des alliages à l'état T7 augmentent de manière monotone avec la déformation à température ambiante. Cependant, les courbes de compression à 300 °C atteignent un point de pointe à la déformation autour de 1,25%, suivi d'une étape de dépression comme le montre la Figure 5.6 (a), en raison de la nature instable des fines phases de précipitation à haute température. La séparation des courbes de compression est généralement plus évidente entre les 5 alliages à 300 °C, en raison des différentes stabilités thermiques de différentes microstructures dans différents alliages, et les limites d'élasticité réduisent généralement à environ la moitié des valeurs à température ambiante comme le montre la Figure 5.6 (b). Un détail important est que la pénurie d'alliage D à 300°C (~16% de moins que l'alliage O)

est relativement réduite par rapport à celle à température ambiante ( $\sim 4\%$  de moins que l'alliage O).

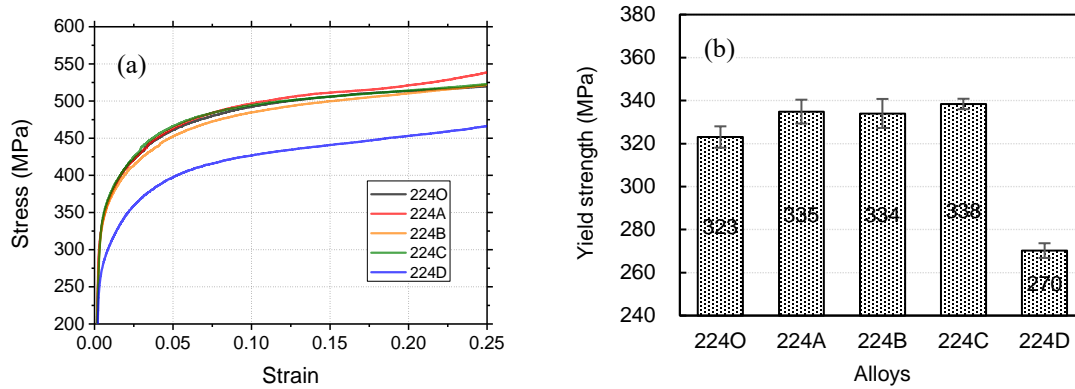


Figure 5.4 (a) Courbes déformation-contrainte réelle à la compression, (b) limites d'élasticité moyennes des alliages T7 à température ambiante.

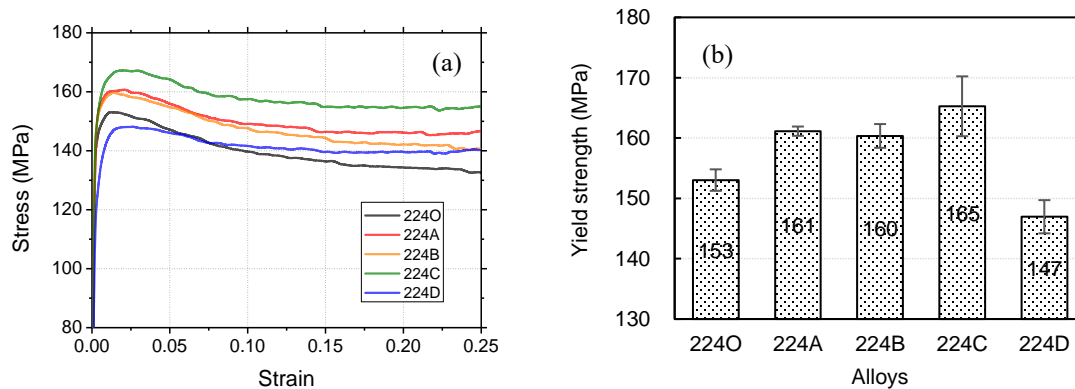


Figure 5.5 (a) Courbes déformation-contrainte réelle en compression, (b) limites d'élasticité moyennes des alliages T7 à 300°C.

### 5.2.2 Compression tests in T7A state

Après stabilisation des alliages T7 à 300°C pendant 100 heures, les précipités sont considérés comme suffisamment grossiers et plus stables thermiquement. Les courbes de compression des alliages T7A à température ambiante ont toujours une tendance à l'augmentation monotone comme le montre la Figure 5.6 (a). Cependant, les courbes de test des alliages T7A à 300 °C montrent moins de tendance à la descente après la résistance à la compression atteinte à la déformation entre 2,5%~5,0%, et un stade proche du plateau

apparaît dans les alliages O, B et D comme le montre la Figure 5.7 (a), indiquant que les microstructures dans les états T7A sont relativement stables à 300°C. De plus, la disparité des limites d'élasticité après stabilisation entre les différents alliages est plus nette. Les alliages O et B possèdent la limite d'élasticité la plus faible et la deuxième plus faible dans cette condition, tandis que l'alliage D a une limite d'élasticité légèrement inférieure à celle de l'alliage A, et l'alliage C a la résistance la plus élevée aux températures ambiantes et élevées, comme décrit dans la Figure 5.6(b) et Figure 5.7(b).

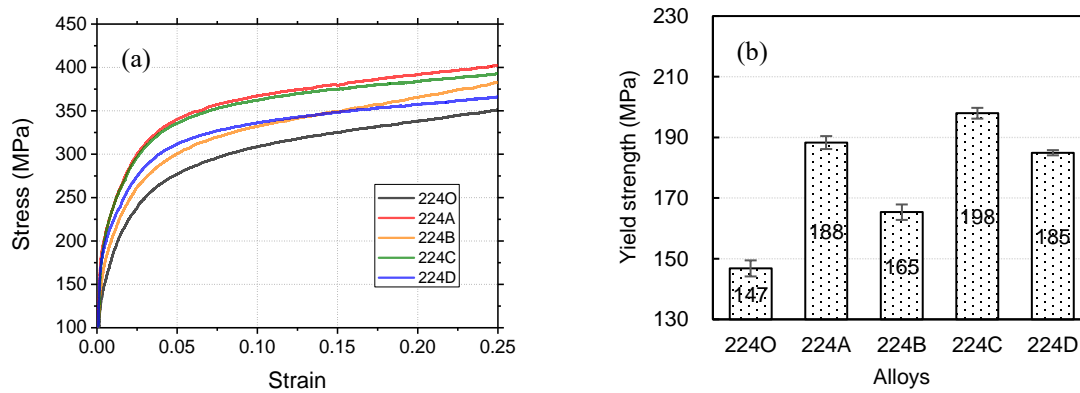


Figure 5.6 (a) Courbes de compression vraie déformation-contrainte, (b) limites d'élasticité moyennes des alliages T7A à température ambiante.

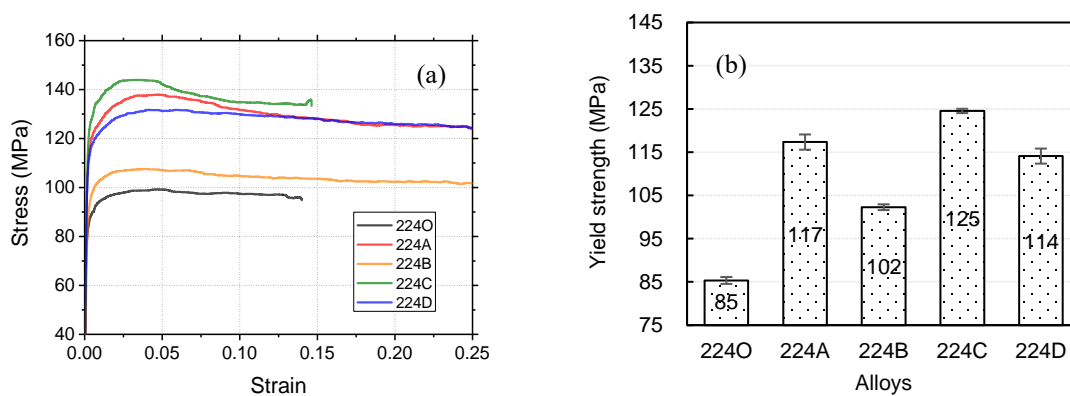


Figure 5.7 (a) Courbes de compression vraie déformation-contrainte, (b) limites d'élasticité moyennes des alliages T7A à 300 °C.

### 5.2.3 Essais de fluage à l'état T7A

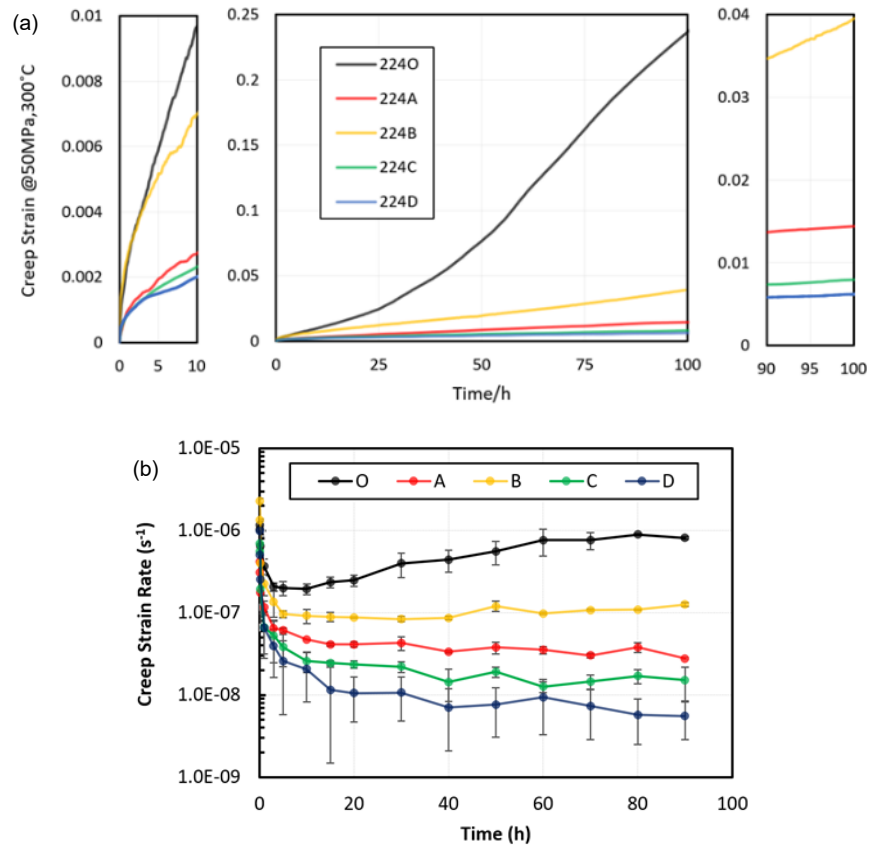


Figure 5.8 (a) Courbes de fluage en compression à 50MPa/300°C, (b) mesure la vitesse de déformation en fluage.

Les tests de fluage ont été réalisés pour chaque alliage à 300°C avec une charge de 50 MPa pendant 100 heures. Les performances globales de résistance au fluage des alliages O, A, B et C coïncident bien avec leur propriété de limite d'élasticité relative, c'est-à-dire alliage C > alliage A > alliage B > alliage O. Cependant, l'alliage D surpasse l'alliage C avec le taux de déformation de fluage global le plus bas à un ordre de grandeur d'environ  $10^{-9} \text{ s}^{-1}$ , bien qu'il ait un taux de déformation de fluage relativement élevé au stade initial du fluage. On pense que la structure dispersoïde plus grossière de l'alliage D, qui augmente l'inadéquation du réseau entre le dispersoïde et la matrice, augmente l'interaction élastique répulsive avec les dislocations, conduisant à de meilleures performances de résistance au fluage [10]. D'autre part, les granulométries relativement grandes des alliages B, C et D comme indiqué



dans le Tableau. 5.1, sont supposés avoir une contribution positive sur leurs résistances au fluage, en particulier pour le fluage Coble (frontière de grain) contrôlé par diffusion [11].

### **5.3 Observation TEM des évolutions des précipitations dans divers alliages**

L'examen de la microstructure des précipités et des dispersoïdes est réalisé avec un TEM conventionnel pour chaque alliage. Les identifications de phase sont effectuées sur la base de la détection TEM-EDS, du motif de diffraction de zone de sélection (SADP) le  $[001]_{Al}$  et de l'image de champ noir. Généralement, la caractéristique des précipités cohérents  $\theta'$ - $Al_2Cu$  est les stries discontinues avec des maxima d'intensité à  $1/4$ ,  $1/2$  et  $4/3$  de la position réciproque du réseau des réflexions  $\{200\}_{Al}$  dans SADP. Les trois variantes  $\theta'$ - $Al_2Cu$  présentent des réflexions ponctuelles telles que décrites schématiquement dans la littérature [12], qui comprennent également 2 spots de réflexion mineurs à proximité de  $\{001\}_{Al}$ . La structure ordonnée  $L1_2$  a des réflexions aux positions  $\{001\}_{Al}$  et  $\{001\}_{Al}$ . En conséquence, l'image de fond noir centrée prise avec un  $(001)$  super-réseau Al près de l'axe de la zone Al est capable de révéler la microstructure de  $\theta''$  et  $\theta'$  précipite le long de la direction  $\langle 001 \rangle_{Al}$  ainsi que  $L1_2$  ordonné des dispersoïdes simultanément.

### 5.3.1 État T7

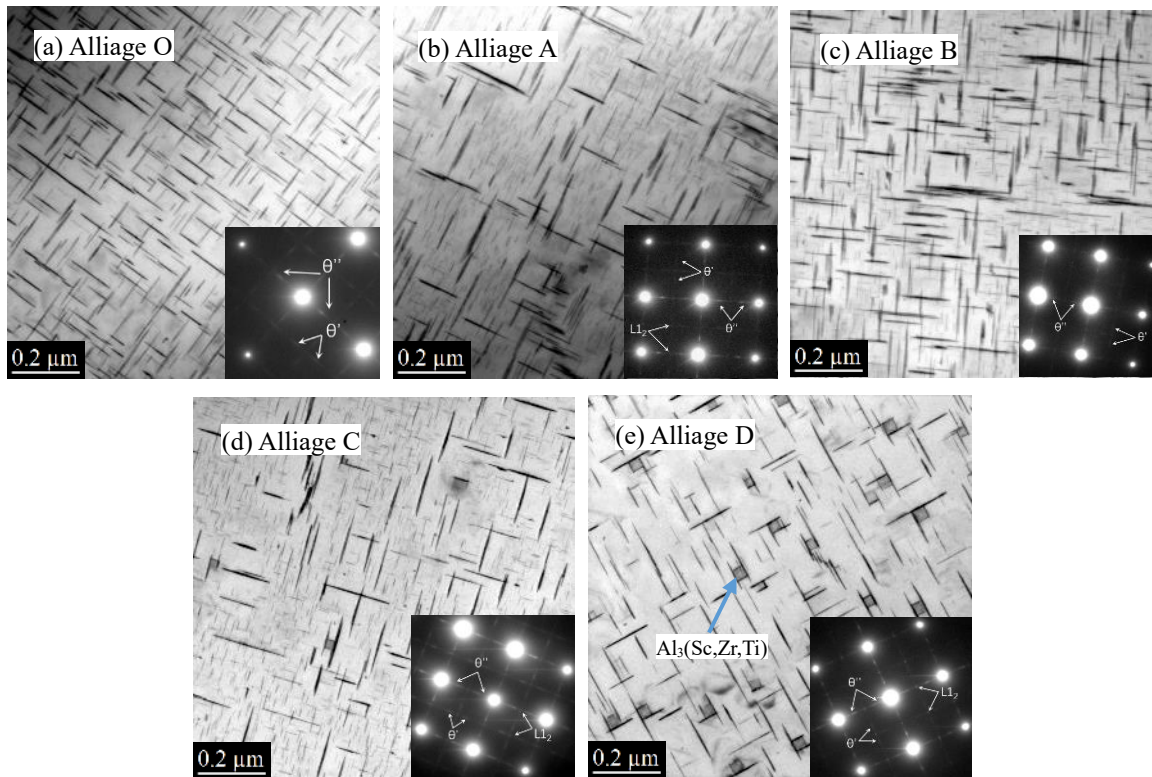


Figure 5.9 (a-e) Images TEM en champ clair de l'alliage T7 O, A, B, C et D, avec les SADP respectifs.

Le SADP de l'alliage O à l'état T7 montre un motif de chevauchement typique de précipités  $\theta'$  et  $\theta''$ , comme le montre la Figure 5.9 (a) [12]. Selon l'image en champ clair, la plupart des précipités doivent être considérés comme  $\theta'$  accompagnés d'une petite quantité de  $\theta''$ .

Dans l'alliage A, les précipités ordonnés  $\theta'$ ,  $\theta''$  et  $L_{12}$  sont identifiés dans le SADP, et l'image en champ clair indique une grande fraction de  $\theta''$  et révèle une microstructure unique, c'est-à-dire les zones de précipitation  $\theta''$  entourées de plusieurs un grand  $\theta'$  précipite comme le montre la Figure 5.9 (b). Les dispersoïdes préexistants ont souvent des précipités  $\theta'$  nucléés sur eux, comme le montre l'image en fond noir Figure 5.10 (a). La composition des dispersoïdes ordonnés  $L_{12}$  est déterminée comme étant  $Al_3(Zr,Ti)$  par EDS, avec des tailles relativement petites et une densité numérique élevée se répartissant dans leur zone de précipitation.

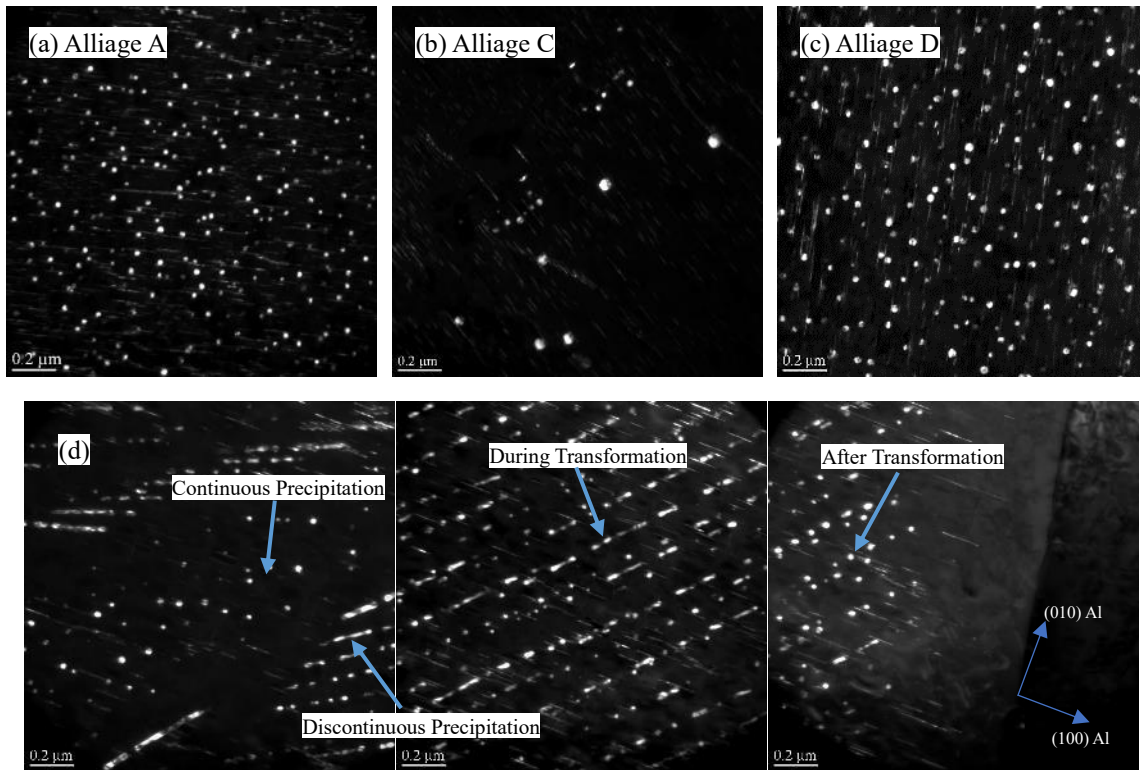


Figure 5.10 (a~c) Image TEM en champ noir du super-réseau  $\{001\}_{Al}$  de l'alliage C et D. (d) Comportements de précipitation continue et discontinue des dispersoïdes ordonnés  $L1_2$  dans l'alliage D.

L'alliage B-T7 a un SADP similaire avec l'alliage O, mais l'image en fond clair (Figure 5.9 (c)) montre des précipités  $\theta''$  plus nombreux et plus fins que l'alliage O, mais aucun dispersoïde contenant du V n'est observé dans cet alliage. Les précipités  $\theta'$  et  $\theta''$  dans l'alliage B forment également un mélange relativement uniforme par rapport à l'alliage A.

L'alliage C-T7 possède un SADP similaire à l'alliage A, mais a encore plus de précipités  $\theta''$  en champ clair (Figure 5.9 (d)). Bien que les alliages C contiennent une teneur en Zr similaire à celle de l'alliage A, la nucléation homogène des dispersoïdes  $L1_2$  semble être inhibée par rapport à l'alliage A en raison de la teneur en V, et ils ne peuvent être trouvés qu'occasionnellement, en particulier près de certaines dislocations qui peuvent abaisser la barrière énergétique pour leur nucléation, comme indiqué en Figure 5.10 (b). Un phénomène similaire de précipités d' $Al_3(Zr,Ti,V)$  a été rapporté, tandis que le microalliage

de V dans  $\text{Al}_3\text{Zr}$  est également suspecté de changer leurs structures  $\text{L1}_2$  en structures  $\text{D0}_{22}$  avec perte d'effets de renforcement [13].

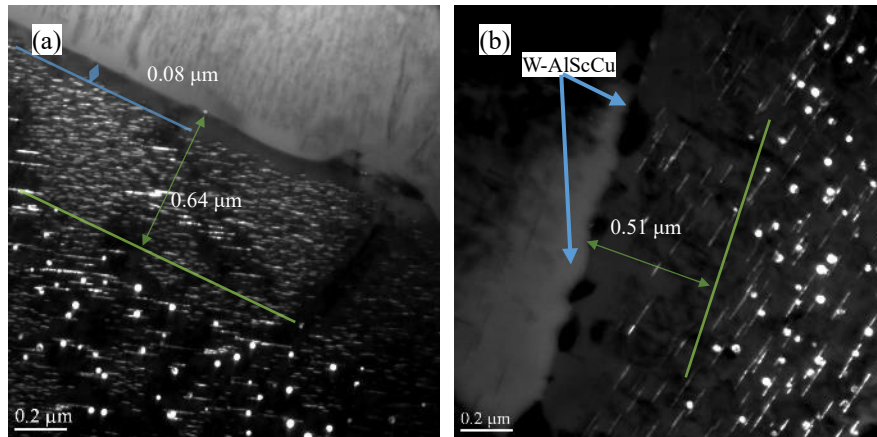


Figure 5.11 Images TEM en champ noir provenant d'alliages T7 montrant des dispersoïdes  $\text{L1}_2$  avec des espaces PFZ plus grands que  $\theta''/\theta'$  dans (a) Alliage A et (b) Alliage D.

L'alliage D-T7 contient la plus faible quantité globale de précipités  $\theta'$  et  $\theta''$  en raison de la perte de teneur en Cu en solution solide liée à la formation de phases intermétalliques W-AlScCu pendant la solidification et le traitement en solution, comme le montre la Figure 5.9 (e). Les dispersoïdes  $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr,Ti})$  ordonnés  $\text{L1}_2$  sont évidents dans la microstructure et forment toujours les morphologies compactes uniques de type «sandwich» avec des précipités  $\theta'/\theta''$  qui se nucléent de manière hétérogène sur les dispersoïdes sphériques préexistants [14]. Les dispersoïdes dans l'alliage D-T7 qui sont produits pendant le traitement traditionnel en solution solide possèdent un diamètre moyen plus grand et une densité numérique inférieure par rapport aux dispersoïdes de l'alliage A, comme le montre l'image en fond noir Figure 5.10 (c). Alors que des précipités discontinus en forme de tige / en éventail  $\text{L1}_2$  ordonnés  $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr,Ti})$  ont également été observés dans l'alliage D, qui ont été signalés comme étant progressivement fragmentés et sphéroïdisés et finalement transformés en dispersoïdes sphériques avec un vieillissement prolongé / temps de solution [15]. Il semble que la transformation des précipités ait la priorité près des joints de grains par rapport aux noyaux de grains, mais toujours avec la directivité précédente comme le montre la Figure 5.10 (d). De plus, l'alliage D avec addition combinée de soluté de

formation eutectique Sc ( $k_0 = 0,9$ ) et de soluté de formation péritectique Zr ( $k_0 = 1,4$ ) présente un avantage essentiel pour éliminer les zones interdendritiques sans dispersoïde  $L_{12}$  et avoir un dispersoïde plus uniforme. Distribution par rapport à l'alliage A [16]. Cependant, l'espacement DFZ dans l'alliage D ( $0,51 \mu\text{m}$ ) n'a généralement qu'une petite supériorité par rapport à l'alliage A ( $0,64 \mu\text{m}$ ), bien qu'ils soient généralement beaucoup plus larges que l'espacement PFZ des phases  $\theta''$  et  $\theta'$  ( $\sim 0,1 \mu\text{m}$ ), comme le montre la Figure 5.11. Bien que, la raison de ce résultat pourrait être que la formation de phases W le long des limites des dendrites a consommé des éléments Sc qui auraient pu contribuer à la formation des dispersoïdes à proximité des limites des dendrites pendant le traitement en solution.

### 5.3.2 État T7A

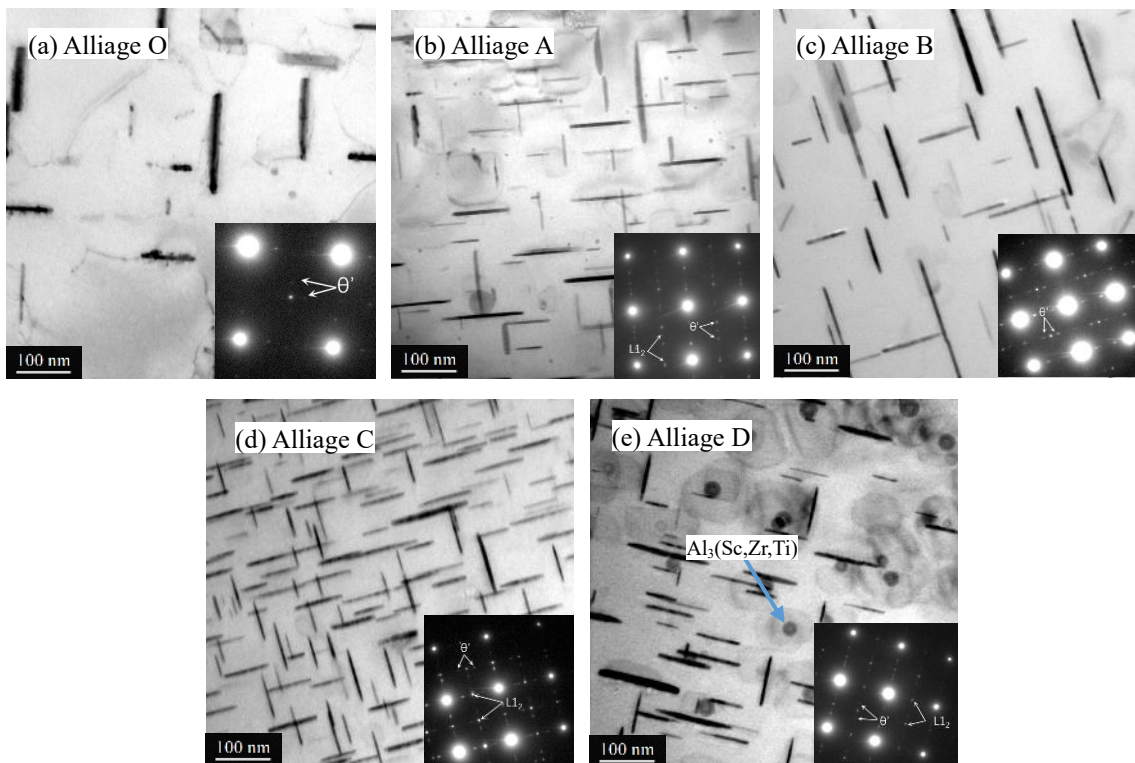


Figure 5.12 (a~e) Images TEM en champ clair de l'alliage T7A O, A, B, C et D, avec les SADP respectifs.

L'alliage O de l'état T7A qui s'est stabilisé à 300 °C pendant 100 heures à partir de l'état T7 montre une grande différence sur la microstructure de précipitation. Le SADP et l'image en champ clair indiquent que tous les précipités  $\theta$  "cohérents sont transformés en précipités  $\theta$  'semi-cohérents et les précipités  $\theta$  sont extrêmement grossiers après stabilisation. L'alliage A présente une bien meilleure résistance au grossissement que l'alliage O à l'état T7A, et les tailles des dispersoïdes  $L_{12}$  ne présentent pas de changement notable par rapport à l'état T7 comme le montre la Figure 5.12 (a), indiquant que le grossissement des dispersoïdes  $L_{12}$  est très limité pendant la stabilisation. La longueur moyenne des précipités grossiers dans l'alliage B à l'état T7A est intermédiaire entre l'alliage O et l'alliage A, comme le montre la Figure 5.11 (c). Les microstructures de précipitation fines et denses dans l'alliage C-T7A indiquent les meilleures performances en termes de résistance au grossissement parmi tous les alliages (Figure 5.11 (d)). En outre, la distribution des dispersoïdes  $L_{12}$ - $Al_3(Zr,Ti)$  est encore hétérogène sans changement évident pendant la stabilisation, comme le montre la Figure 5.12 (b). Après la stabilisation, l'alliage D conserve des microstructures  $\theta$  'plus fines par rapport à l'alliage B, en outre, des dispersoïdes  $Al_3(Sc,Zr,Ti)$  plus nombreux et plus fins également produits à partir de la matrice, ce qui implique que le Zr et le Sc sont toujours sursaturés pendant la stabilisation. L'amélioration de la stabilité thermique de l'alliage D est attribuée à sa faible vitesse de grossissement  $\theta$  'et à plus de nucléation des dispersoïdes  $L_{12}$   $Al_3(Sc,Zr,Ti)$  lors de la stabilisation.

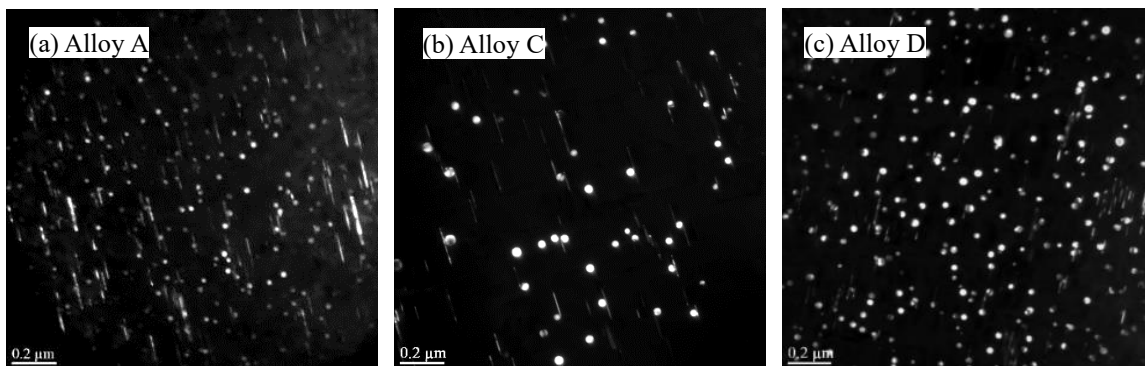
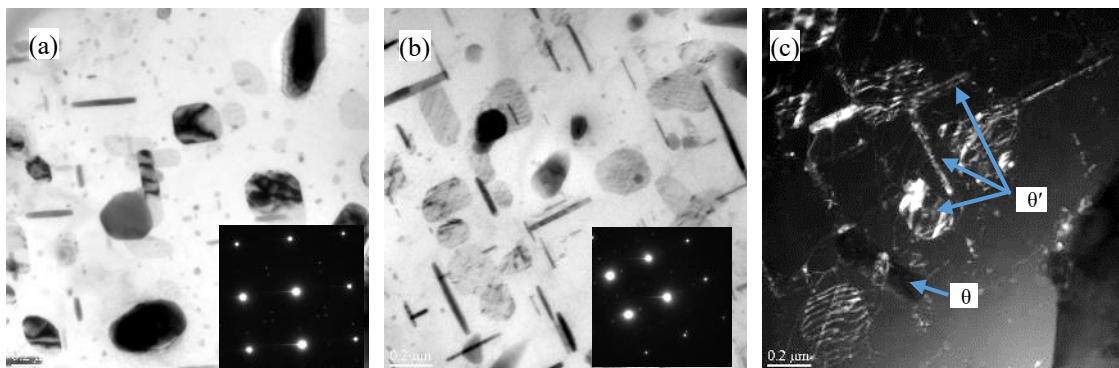


Figure 5.13 (a~c) Image TEM en champ noir à partir de  $\{001\}_{Al}$  réflexions de l'alliage T7A C et D.

### 5.3.3 Après le test de fluage

Certaines microstructures typiques des alliages coulés ont été étudiées par TEM, comme le montre la Figure 5.14. On observe que les dispersoïdes et les précipités  $\theta'$  ont de fortes interactions avec les dislocations à travers le mécanisme de boucle d'Orowan avec des boucles de dislocation évidentes entourées d'alliages fléchis, comme le montrent les images de champ sombre à faible faisceau de la Figure 5.14 (c). Les phases d'équilibre  $\theta$  ont une interaction limitée avec la dislocation, ce qui signifie qu'elles ont une faible contribution à la résistance au fluage. L'alliage de fluage O présente principalement un équilibre  $\theta$  dans la microstructure, qui coïncide avec sa plus faible résistance au fluage. L'alliage B contient plus de  $\theta'$  après fluage, reflétant l'effet de V sur la stabilisation accrue des précipités  $\theta'$ . L'alliage de fluage A contient une densité numérique élevée de dispersoïdes  $L_{12} Al_3(Zr,Ti)$ , qui sont un peu plus grossiers qu'avant le fluage. Bien qu'il y ait toujours des précipités  $\theta'$  qui collent sur les dispersoïdes  $Al_3(Zr,Ti)$ , et ils ont montré des microstructures très fines et compactes après fluage. Notant que les orientations des précipités  $\theta'$  pourraient être déviées de celles d'origine en raison du chargement de fluage, ce qui peut augmenter la déformation locale du réseau.



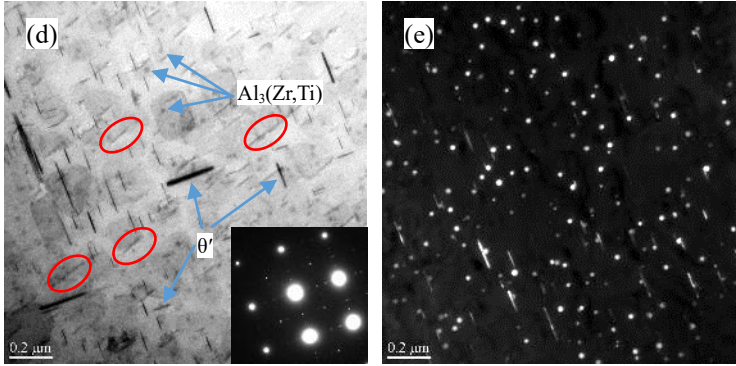


Figure 5.14 (a) Image TEM en champ clair de l'alliage O après fluage. (b) Image TEM en champ clair de l'alliage B après fluage. (c) Image en champ sombre à faisceau faible ( $g / 3g$ ) montrant des dislocations dans l'alliage B. (d) Image en champ clair de l'alliage A après fluage. (e) Image de fond noir centré de l'alliage A montrant les structures ordonnées  $L1_2$ .

Certaines microstructures typiques des alliages coulés ont été étudiées par TEM, comme le montre la Figure 5.14. On observe que les dispersoïdes et les précipités  $\theta'$  ont de fortes interactions avec les dislocations par le biais du mécanisme de boucle d'Orowan avec des boucles de dislocation évidentes entourées d'alliages fléchis, comme le montrent les images de champ sombre à faible faisceau de la Figure 5.14 (c). Les phases d'équilibre  $\theta$  ont une interaction limitée avec la dislocation, ce qui signifie qu'elles ont une faible contribution à la résistance au fluage. L'alliage de fluage O présente principalement un équilibre  $\theta$  dans la microstructure, qui coïncide avec sa plus faible résistance au fluage. L'alliage B contient plus de  $\theta'$  après fluage, reflétant l'effet de V sur la stabilisation accrue des précipités  $\theta'$ . L'alliage de fluage A contient une densité numérique élevée de dispersoïdes  $L1_2 Al_3(Zr,Ti)$ , qui sont un peu plus grossiers qu'avant le fluage. Alors qu'il y a toujours des précipités  $\theta'$  qui collent sur les dispersoïdes  $Al_3(Zr,Ti)$ , et ils ont montré des microstructures très fines et compactes après fluage. Il convient également de noter que les orientations des précipités  $\theta'$  pourraient être déviées des directions originales  $\langle 001 \rangle_{Al}$ . Les interactions internes telles que la compression et les tensions des grains voisins polycristallins pendant le chargement de fluage pourraient être la cause des distorsions, ce qui peut augmenter la déformation locale du réseau, mais également augmenter le décalage et l'énergie interfaciale entre les faces de la carte des précipités  $\theta'$  et de la matrice Al. Par conséquent, ces précipités  $\theta'$  avec



des orientations déformées peuvent avoir une stabilité thermique inférieure et sont soupçonnés d'avoir une vitesse de grossissement et une transformation d'équilibre plus rapides.

#### 5.3.4 Quantification des précipités dans divers alliages et conditions

Puisque la troncature des précipités  $\theta''$  et  $\theta'$  en forme de plaque se produit toujours au niveau des surfaces de la feuille, une modification doit être apportée pour obtenir le diamètre réel. La forme parfaite du disque dans l'espace 3D est supposée pour  $\theta''$  ou  $\theta'$  pour simplifier, avec l'épaisseur de la feuille,  $t$  et le diamètre moyen du précipité,  $d_{\theta'/\theta''}$  est lié à la longueur moyenne mesurée du précipité  $l_{\theta'/\theta''}$  par la relation [17]:

$$d_{\theta'/\theta''} = \left( \frac{t + \frac{\pi}{4} d_{\theta'/\theta''}}{t + d_{\theta'/\theta''}} \right) l_{\theta'/\theta''} \quad (5.1)$$

qui peut être résolu selon [18]:

$$d_{\theta'/\theta''} = \frac{2(l_{\theta'/\theta''} - t) + 2\sqrt{(l_{\theta'/\theta''} - t)^2 + \pi l_{\theta'/\theta''} t}}{\pi} \quad (5.2)$$

Le nombre total de précipités  $\theta''$  ou  $\theta'$   $N_T$  peut être calculé sur la base du nombre mesuré de précipités le long des 2 directions explicites  $(001)_{Al}$   $N_m$ , en utilisant l'équation [19]

$$N_T = N_m \left( 1 + \frac{t + d_{\theta'/\theta''}}{2\sqrt{A_s}} \right) \quad (5.3)$$

où,  $A_s$  est la zone sélectionnée des images TEM.

La densité volumétrique des précipités ou dispersoïdes dans la matrice  $N_v$  est obtenue comme [20]

$$N_v = \frac{N_T}{A_s(t+d)} \quad (5.4)$$

où,  $d$  peut être le diamètre moyen des précipités,  $d_{\theta'/\theta''}$  ou le diamètre moyen du dispersoïde,  $d_{L1_2}$ .

Et la fraction volumique du précipité  $f$  de  $\theta''$  ou  $\theta'$  est estimée comme suit:

$$f(\theta'/\theta'') = \frac{N_v \pi (d_{\theta'/\theta''})^2 t_{\theta'/\theta''}}{4} \quad (5.5)$$

la fraction volumique du dispersoïde ordonné  $L1_2$  est estimée comme suit:

$$f(L1_2) = \frac{N_v \pi d_{L1_2}^2}{6} \quad (5.6)$$

Les résultats de quantification de différents alliages aux états T7 et T7A sont présentés respectivement dans les Tableaux 5.2 et 5.3.

Tableau 5.2 Quantification des  $\theta''$ ,  $\theta'$  et dispersoïdes  $L1_2$  dans les alliages à l'état T7

Alliage	Précipités quantifiés	$l_{\theta'/\theta''}$ (nm)	$d_{\theta'/\theta''}$ (nm)	$t_{\theta'/\theta''}$ (nm)	$d_{L1_2}$ (nm)	$N_v$ ( $\mu\text{m}^{-3}$ )	$f$ (%)	Incrément CRSS (MPa)	Incrément CRSS global (MPa)	Augmentation de la limite d'élasticité (MPa)
O	$\theta''$	33.1±11.0	34.3	2.9±0.4		509	0.13	14.7	88.4	270.5
	$\theta'$	93.5±31.7	101.6	6.6±1.2		930	4.2	83.2		
A	$\theta''$	27.9±9.1	28.6	2.9±0.4		8198	1.45	45.6	92.1	281.8
	$\theta'$	98.2±33.6	105.2	6.5±1.6		674	3.34	62.8		
	$L1_2 - \text{Al}_3(\text{Zr,Ti})$				20.9±4.9	510	0.24	20.1		
B	$\theta''$	29.0±7.6	29.6	3.0±0.4		3663	0.74	33.0	92.8	278.8
	$\theta'$	103.3±29.4	109.9	6.3±1.0		795	4.17	74.8		
C	$\theta''$	27.4±6.8	28.3	2.9±0.2		12373	2.15	55.2	91.8	281.0
	$\theta'$	92.2±27.6	97.8	6.2±1.3		655	2.70	56.8		
D	$\theta''$	34.6±8.2	35.6	4.2±0.4		1300	0.54	31	75.5	230.9
	$\theta'$	112.9±43.5	121.9	6.8±1.1		409	2.79	57.2		
	$L1_2 - \text{Al}_3(\text{Sc,Zr,Ti})$				32.5±9.5	149	0.27	15.1		

Tableau 5.3 Quantification des  $\theta'$  et dispersoïdes  $L1_2$  dans les alliages à l'état T7A

Alliage	Précipités quantifiés	$l_{\theta'/\theta''}$ (nm)	$d_{\theta'/\theta''}$ (nm)	$t_{\theta'/\theta''}$ (nm)	$d_{L1_2}$ (nm)	$N_v$ ( $\mu\text{m}^{-3}$ )	$f$ (%)	Incrément CRSS (MPa)	Incrément CRSS global (MPa)	Augmentation de la limite d'élasticité (MPa)
---------	--------------------------	--------------------------------	--------------------------------	--------------------------------	--------------------	---------------------------------	------------	----------------------------	--------------------------------------	-------------------------------------------------------

O	$\theta'$	126.4±87.8	140.6	13.0±5.9	147	2.65	36.8	36.8	112.6
A	$\theta'$	82.1±41.7	86.9	8.1±2.3	527	2.25	45.8	50.5	154.6
	L1 <sub>2</sub> -Al <sub>3</sub> (Zr,Ti)			20.1±5.8	604	0.26	21.3		
B	$\theta'$	112.6±54.8	122.4	9.3±2.4	283	2.63	42.9	42.9	131.3
C	$\theta'$	76.4±29.2	81.6	6.8±1.0	781	2.44	53.3	54.4	166.5
	L1 <sub>2</sub> -Al <sub>3</sub> (Zr,Ti)			31.7±7.9	83	0.14	10.9		
D	$\theta'$	77.3±31.6	82.6	8.9±1.6	475	2.26	43.7	50.1	153.3
	L1 <sub>2</sub> -Al <sub>3</sub> (Sc,Zr,Ti)			29.6±8.0	426	0.58	24.5		

## 5.4 Discussion

### 5.4.1 Renforcement dans les états T7 / T7A et stabilité thermique

La famille Al-Cu est bien connue sous le nom de système d'alliage à durcissement par vieillissement. Il est communément admis que la séquence complète de décomposition des précipités dans ce système est: Solution solide sursaturée (SSSS) → Zones Guinier-Preston (zones GP) →  $\theta''$  (zones GP II) →  $\theta'$  →  $\theta$  [21, 22]. En raison de la différence dans les caractéristiques de taille et de déformation des phases précipitées dans la matrice, il existe généralement deux types de mécanismes de renforcement des précipitations à température ambiante, à savoir le mécanisme de cisaillement et le mécanisme de boucle d'Orowan [23].

Les précipités shearable peuvent empêcher le mouvement des dislocations glissantes par diverses interactions dislocation-particule. Ces mécanismes comprennent le renforcement interfacial (chimique), le renforcement de la cohérence, le renforcement du module, le renforcement de l'ordre et le renforcement des défauts d'empilement [24]. Les phases  $\theta''$  cohérentes sont considérées comme des précipités de shearable qui renforcent principalement les alliages par des mécanismes de renforcement de cohérence et de renforcement interfacial avec une discordance de module et un renforcement d'ordre censément négligeables [25, 26].

La contribution au renforcement de la cohérence (mismatch) de  $\theta''$  peut être estimée comme [12, 25, 26]

$$\tau_{\theta''LMS} = 4.1 \cdot G \cdot |\varepsilon^{3/2}| \cdot \left[ \frac{f d_{\theta''}}{2b} \right]^{1/2} \quad (5.7)$$

où  $G$  est le module de cisaillement de la matrice  $\alpha$ -Al (28 GPa [27]),  $\epsilon$  est la déformation du réseau (0.006 [27]),  $b$  est la grandeur du vecteur de Burgers pour l'aluminium (0.284 nm [28]).

L'augmentation du CRSS due au renforcement interfacial résulte de la formation de nouvelles interfaces lors de ses interactions avec les dislocations [27, 29]. Pour les précipités en forme de plaque comme  $\theta''$  qui se forment le long de  $\{001\}_{Al}$ , il peut être estimé à [24]

$$\Delta\tau_{\theta''IS} = \left( \frac{0.908d_{\theta''}}{t_{\theta''}^2} \right) \left( \frac{bf}{\Gamma_{\theta''}} \right)^{\frac{1}{2}} \gamma_i^{\frac{3}{2}} \quad (5.8)$$

Où,  $\gamma_i$  est l'énergie interfaciale (0.21 J/m<sup>2</sup> [30]), et  $\Gamma$  représente la tension de la ligne de dislocation, qui est exprimée par

$$\Gamma_{\theta''} = \frac{Gb^2}{2\pi} \ln \sqrt{\frac{d_{\theta''}^2}{2b^2f}} \quad (5.9)$$

Les incréments CRSS de cohérence et de renforcement interfacial par les précipités  $\theta''$  dans les alliages T7 sont calculés respectivement avec les résultats indiqués dans le Tableau 5.4. Les résultats indiquent que la contribution au renforcement interfacial des précipités  $\theta''$  dans les alliages T7 varie entre 1/7~1/3 de la valeur de leur contribution comme renforcement de cohérence en fonction de leurs morphologies dans différents alliages.

Tableau 5.4 Contribution calculée de la cohérence et du renforcement interfacial de  $\theta''$  dans les alliages T7

Alliage	$\Delta\tau_{\theta''LMS}/\text{MPa}$	$\Delta\tau_{\theta''IS}/\text{MPa}$
O	14.7	4.1
A	53.5	12.7
B	33.0	8.3
C	55.2	15.0
D	31.0	4.4

Par conséquent, la contribution au renforcement des précipités  $\theta''$  dans le présent travail est prise comme la valeur du renforcement de cohérence ( $\Delta\tau_{\theta''} = \max\{(\Delta\tau_{\theta''OS}), (\Delta\tau_{\theta''IS}), (\Delta\tau_{\theta''MMS} + \Delta\tau_{\theta''LMS})\} = \Delta\tau_{\theta''LMS}$ )

L'équation de base pour l'incrément de force via le mécanisme d'Orowan dans le cas d'un précipité  $\theta'$  en forme de plaque se développant le long des directions  $\{001\}_{Al}$  est donnée par ce qui suit [19]

$$\Delta\tau_{\theta'} = \frac{Gb}{2\pi\sqrt{1-\nu}} \left( \frac{1}{1.23 \frac{1.030}{\sqrt{N\nu d_{\theta'}}} - \frac{\pi d_{\theta'}}{8} - 1.061 t_{\theta'}} \right) \ln \frac{0.981 \sqrt{d_{\theta'} t_{\theta'}}}{b} \quad (5.10)$$

En raison des diamètres moyens relativement importants des dispersoïdes ordonnés  $L_{12}$  dans les travaux actuels, le mécanisme de contournement d'Orowan est considéré. Pour les dispersoïdes sphériques  $L_{12}$ , le CRSS pour Orowan contournant  $\Delta\tau_{L_{12}}$  est calculé à partir de l'équation suivante [31]

$$\Delta\tau_{L_{12}} = \frac{Gb}{2\pi\sqrt{1-\nu}} \left( \frac{1}{\frac{1.075}{\sqrt{N\nu d_{L_{12}}}} - \frac{\pi d_{L_{12}}}{4}} \right) \ln \frac{\pi d_{L_{12}}}{4b} \quad (5.11)$$

L'incrément global CRSS dû à la structure entière du précipité dans l'état T7 de la présente étude est déterminé en utilisant la loi de superposition ad hoc suivante avec des exposants suggérés par [32]

$$\Delta\tau_{ppt,T7}^{1.4} = \Delta\tau_{\theta''}^{1.4} + [(\Delta\tau_{\theta'}^2 + \Delta\tau_{L_{12}}^2)^{0.5}]^{1.4} \quad (5.12)$$

Puisque les précipités  $\theta''$  partageables n'existent pas dans la condition T7A,  $\Delta\tau_{shear} = 0$ , alors la contribution CRSS dans l'état T7A est calculée comme

$$\Delta\tau_{ppt,T7A} = (\Delta\tau_{\theta'}^2 + \Delta\tau_{L_{12}}^2)^{0.5} \quad (5.13)$$

L'incrément de limite d'élasticité dû à la structure globale des précipités,  $\Delta\sigma_{ppt}$ , est obtenu comme [27]

$$\Delta\sigma_{ppt} = M \cdot \Delta\tau_{ppt} \quad (5.14)$$

où,  $M (= 3,06)$  est le facteur de Taylor pour les alliages polycristallins fcc [19].

Les contributions calculées des précipitations et du renforcement des dispersoïdes sur la résistance à la température ambiante de divers alliages aux états T7 et T7A sont énumérées dans les 3 dernières colonnes du Tableau 5.2 et du Tableau 5.3. Il est à noter que l'alliage C ne présente pas un grand avantage par rapport à l'alliage O à l'état T7 même avec la densité en nombre extrêmement élevée de phases  $\theta''$  dans la microstructure, car l'effet de renforcement de  $\theta''$  dépend fortement de sa morphologie [26].

La propriété mécanique des alliages dans les applications à haute température dépend fortement de la stabilité thermique à long terme des structures de précipitation. Selon  $\Delta\sigma_{ppt}$  calculé de chaque alliage aux états T7 et T7A, il est évident que les alliages O (58%) et B (53%) ont des sacrifices relativement élevés de renforcement par précipitation, alliage A (45%) et C (41%) possèdent une perte de renforcement intermédiaire, tandis que l'alliage D (34%) est le moins affecté par l'exposition thermique. Les calculs théoriques des contributions de résistance des microstructures sont en bon accord avec les mesures de la limite d'élasticité des Figures 5.5 et 5.7. Étant donné que les dispersoïdes de la présente étude contribuent à un renforcement beaucoup plus faible à température ambiante par rapport aux précipités  $\theta'$  (voir les Tableaux 5.2 et 5.3), la contribution des précipités résistifs au grossissement modifiés par des éléments de transition est clairement démontrée à la fois du point de vue de la microstructure et des propriétés mécaniques.

#### *5.4.2 Effets des éléments de transition sur les précipitations et les comportements grossiers*

Selon les résultats de quantification basés sur les images TEM, l'addition combinée de V et Zr dans l'alliage 224 retarde effectivement le processus de précipitation de  $\theta'$  avec la plus grande quantité de  $\theta''$  dans la matrice. L'addition individuelle de Zr a un effet de retard plus évident par rapport à V. La combinaison de Sc et de Zr a également produit une fraction légèrement plus élevée de phases  $\theta''$  bien que la teneur en Cu soit inférieure dans l'alliage D, ce qui peut accélérer la cinétique de précipitation, ce qui indique également son retard

potentiel de précipitation effet. Les éléments de transition modifient également la morphologie des précipités de plaque. Par exemple, le rapport hauteur / largeur moyen des précipités  $\theta'$  est généralement plus grand avec une épaisseur réduite, mais la longueur des précipités  $\theta''$  diminue généralement avec une épaisseur maintenue presque inchangée à l'état T7. Alors que l'on pense que les précipités  $\theta''$  fins grossissent et se transforment en phases d'équilibre  $\theta$  beaucoup plus rapidement que les  $\theta'$  précipitent pendant une exposition de 300 °C, et que les éléments de transition ont considérablement augmenté la fraction de  $\theta''$  et ont inhibé la formation de  $\theta'$  précipités [26]. Par conséquent, les traitements de vieillissement insuffisants pour les alliages ajoutés d'éléments de transition dans les travaux actuels sont en fait défavorables pour leur stabilité thermique. La longueur et l'épaisseur moyennes les plus importantes des phases  $\theta'$  dans l'alliage T7A O suggèrent que les précipités sont au stade tardif de grossissement avant la transformation d'équilibre [33]. En revanche, les éléments de transition en alliages modifiés, en particulier les alliages A, C et D, conservent des microstructures relativement fines aux états T7A, ce qui indique le rendement élevé sur la résistance au grossissement  $\theta'$  des éléments de transition.

Il a été rapporté que l'ajout d'éléments de transition comme Sc et Zr dans les alliages Al-Cu favorise les précipités  $\theta' / \theta''$  en offrant des sites de nucléation extra hétérogènes sur des dispersoïdes ordonnés L12 de taille nanométrique [12, 31, 34]. Bien que la nucléation de  $\theta'$  sur les dispersoïdes soit universellement observée, cependant, le grand nombre de précipités  $\theta''$  dans les alliages riches en dispersoïdes sont en processus de transformation en  $\theta'$  à l'état T7 et la nucléation des précipités  $\theta'$  pourrait ne pas être considérablement améliorée en raison aux tailles de dispersoïdes relativement grandes. Selon les résultats du calcul de renforcement des Tableaux 5.2 et 5.3, les dispersoïdes ont généralement une contribution limitée par rapport aux précipités  $\theta'$  résistants au grossissement. Sans aucun doute, les dispersoïdes dans les alliages A et D ne sont pas produits dans leurs conditions optimales dans les travaux actuels, et une efficacité plus élevée pourrait être obtenue grâce

aux procédures de traitement thermique spécialement modifiées [31, 35]. Par conséquent, les propriétés à haute température de 224 alliages peuvent encore être améliorées.

Tableau 5.5 Informations relatives à la diffusion et à la ségrégation des éléments de transition en Al

Solutés dans $\alpha$ -Al	V	Zr	Sc	Cu
Diffusivité, D à 200°C / m <sup>2</sup> s <sup>-1</sup>	$5.52 \times 10^{-34}$	$1.37 \times 10^{-28}$	$4.16 \times 10^{-23}$	$6.25 \times 10^{-20}$
Diffusivité, D à 300°C / m <sup>2</sup> s <sup>-1</sup>	$3.82 \times 10^{-28}$	$6.32 \times 10^{-24}$	$9.00 \times 10^{-20}$	$2.61 \times 10^{-17}$
Énergies de liaison soluté – vacance du voisin le plus proche $\Delta E_b$ / eV [36]	-0.33	-0.28	-0.17	0.02
Énergie de ségrégation à la plaquette (Al <sub>i</sub> ) de l'interface semi-cohérente $\theta'$ $\Delta E_{seg}$ / eV atome <sup>-1</sup> [37]	0.04	-0.24	-0.49	
Énergie de ségrégation vers la plaquette suivante (Al <sub>i-1</sub> ) de l'interface cohérente $\theta'$ $\Delta E_{seg}$ / eV atome <sup>-1</sup> [37]	-0.20	-0.46	-0.42	

Tableau 5.6 Discordances treillis de différentes interfaces dans les alliages Al-Cu (-Tm)

Interface	Al <sub>3</sub> Zr-Al	Al <sub>3</sub> Sc-Al	Visage large de $\theta'/\theta''$ -Al	Bord de $\theta''$ -Al	Deux larges faces $\theta'/\theta''$ enfermées Al <sub>3</sub> Zr-Al
Discordance treillis (%)	+0.75 [38]	+1.32 [38]	+0.2 [14]	-5 [14]	+0.3 [14]

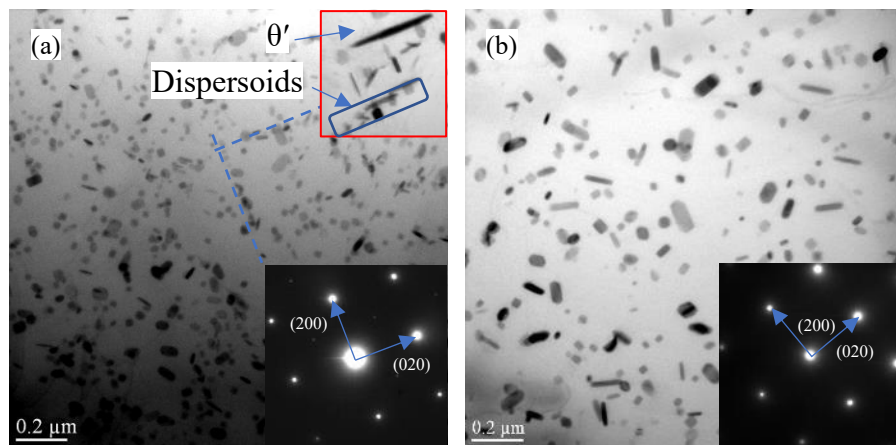


Figure 5.15 Images TEM montrant des dispersoïdes dans l'alliage A après recuit à (a) 400 °C pendant 16 heures et (b) 450 °C pendant 16 heures.



Il existe généralement des compromis entre les distributions des atomes de soluté, qui peuvent influencer le processus de précipitation et de grossissement des alliages à travers différents mécanismes dans la présente étude. Par exemple, l'individu ajouté Zr dans l'alliage A ainsi que Sc et Zr combinés dans l'alliage D d'une part pourrait induire la formation de dispersoïdes qui offrent généralement des sites de nucléation hétérogènes pour  $\theta'$  en raison de la réduction de l'inadéquation du réseau ainsi que l'interface interfaciale énergie [14, 39], tandis que, d'autre part, les solutés restés en solution solide pourraient contribuer à réduire le taux de grossissement de  $\theta'$  par liaison de soluté [36] et la ségrégation à des interfaces matricielles cohérentes et semi-cohérentes  $\theta'/\alpha$  [37, 40], comme certaines données présentées dans les Tableaux 5.5 et 5.6. La formation de dispersoïdes dans l'alliage A à 400 °C a montré une forte directionnalité le long des directions  $[001]_{Al}$ , partageant la même orientation avec les plaques  $\theta'$ , ce qui est une conséquence de la ségrégation des éléments de transition vers la matrice  $\theta'/\alpha$  interfaces, comme illustré à la Figure 5.15. L'individu V dans l'alliage B a un potentiel de ségrégation à l'interface de matrice cohérente  $\theta'/\alpha$  et a un effet de liaison de soluté-vide élevé. Le V et le Zr combinés pourraient inhiber l'effet des dispersoïdes mais améliorer la liaison soluté-vide et la ségrégation du soluté à l'interface précipité / matrice conduisant à la résistance à haute température la plus élevée parmi les 5 alliages.

## 5.5 Sommaire

Les microstructures de précipitation et les propriétés mécaniques à température ambiante/à haute température ainsi que la résistance au fluage des alliages de type 224 avec addition de Zr, V, Zr + V, Sc + Zr dans des conditions T7 et T7A ont été étudiées dans le présent travail. Certaines conclusions principales peuvent être tirées de cette section:

1. Zr et V peuvent retarder la cinétique de transformation de  $\theta''$  à  $\theta'$  dans 224 alliages Al-Cu dans le processus de vieillissement et peuvent également améliorer la

- résistance au grossissement de  $\theta'$ . L'ajout de Zr est plus efficace que l'ajout de V. La combinaison Zr + V est la meilleure.
2. Pour la limite d'élasticité à haute température, l'alliage avec addition combinée Zr + V a les meilleures performances. L'effet de renforcement est de l'ordre de: Zr + V > Zr > Sc + Zr > V > Base.
  3. En termes de propriété de fluage, l'alliage avec addition combinée Sc + Zr a les meilleures performances. La résistance au fluage est la suivante: Sc + Zr > Zr + V > Zr > V > Base.
  4. L'ajout de Sc conduit à la formation d'intermétalliques W-AlScCu pendant la solidification et le traitement en solution, qui consomment des solutés de Cu et de Sc, ce qui entraîne une détérioration de la résistance, en particulier à température ambiante.
  5. L'ajout de Sc conduit à la formation d'un grand nombre d' $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ . La présence de deux populations de précipités  $\theta'$  et  $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$  ainsi que les grosses granulométries ont donné la meilleure résistance au fluage à haute température.

## Références

1. G. P. Jones, J. Pearson. Metall. Trans. B. **7**, 223-234 (1976).
2. A. M. Bunn, P. Schumacher, M. A. Kearns, C. B. Boothroyd, A. L. Greer. Mater. Sci. Technol. **15**, 1115-1123 (2013).
3. A. A. Abdel-Hamid, A. I. O. Zaid. Poisoning of grain refinement of some aluminium alloys. In: *Current Advances in Mechanical Design and Production VII*. Elsevier, 2000, pp 331-338
4. Grain refinement of light alloys. ; 2008
5. J. Huang, L. Feng, C. Li, C. Huang, J. Li, B. Friedrich. Scripta Materialia. **180**, 88-92 (2020).
6. X. Liu, Z. Guo, J. Xue, C. Zhu. Materials Science and Engineering: A. **771** (2020).
7. V. Raghavan. Journal of Phase Equilibria and Diffusion. **31**, 554-555 (2010).
8. H. Bo, L. B. Liu, Z. P. Jin. Journal of Alloys and Compounds. **490**, 318-325 (2010).
9. Y. H. Gao, J. Kuang, G. Liu, J. Sun. Materials Science and Engineering: A. **746**, 11-26 (2019).
10. N. Q. Vo, D. N. Seidman, D. C. Dunand. Materials Science and Engineering: A. **734**, 27-33 (2018).
11. R. L. Coble. Journal of applied physics. **34**, 1679-1682 (1963).
12. S. Mondol, S. Kashyap, S. Kumar, K. Chattopadhyay. Materials Science and Engineering: A. **732**, 157-166 (2018).
13. Z.-h. Jia, J.-P. CouziniÉ, N. Cherdoudi, I. Guillot, L. Arnberg, P. ÅSholt *et al*. Transactions of Nonferrous Metals Society of China. **22**, 1860-1865 (2012).
14. S. Kumar Makineni, S. Sugathan, S. Meher, R. Banerjee, S. Bhattacharya, S. Kumar *et al*. Sci Rep. **7**, 11154 (2017)e-pub ahead of print 2017/09/13.

15. A. V. Mikhaylovskaya, A. G. Mochugovskiy, V. S. Levchenko, N. Y. Tabachkova, W. Mufalo, V. K. Portnoy. *Materials Characterization*. **139**, 30-37 (2018).
16. J. D. Robson. *Acta Materialia*. **52**, 1409-1421 (2004).
17. P. M. Kelly, K. Pm. (1982).
18. S. Roy, L. F. Allard, A. Rodriguez, W. D. Porter, A. Shyam. *Metallurgical and Materials Transactions A*. **48**, 2543-2562 (2017).
19. J. F. Nie, B. C. Muddle. *Acta Materialia*. **56**, 3490-3501 (2008).
20. J. W. Cahn, J. Nutt. *TRANSACTIONS OF THE AMERICAN INSTITUTE OF MINING AND METALLURGICAL ENGINEERS*. **215**, 526-528 (1959).
21. J. G. Kaufman. *Introduction to aluminum alloys and tempers*, ASM international, 2000
22. Z. Shen, Q. Ding, C. Liu, J. Wang, H. Tian, J. Li *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*. **33**, 1159-1164 (2017).
23. T. Gladman. *Mater. Sci. Technol.* **15**, 30-36 (2013).
24. J. F. Nie, B. C. Muddle. *Journal of phase equilibria*. **19**, 543 (1998).
25. L. M. Brown, R. K. Ham. *Applied Science, London*. **9** (1971).
26. J. Rakhmonov, K. Liu, L. Pan, F. Breton, X. G. Chen. *Journal of Alloys and Compounds*. **827**, 154305 (2020).
27. S. Mondol, S. K. Makineni, S. Kumar, K. Chattopadhyay. *Metall. Mater. Trans. A*. **49A**, 3047-3057 (2018).
28. O. Engler, C. D. Marioara, Y. Aruga, M. Kozuka, O. R. Myhr. *Materials Science and Engineering: A*. **759**, 520-529 (2019).
29. J. F. Nie, B. C. Muddle. *J Phase Equilib*. **19**, 543-551 (1998).
30. S. Roy, L. F. Allard, A. Rodriguez, W. D. Porter, A. Shyam. *Metall. Mater. Trans. A*. **48A**, 2543-2562 (2017).
31. S. Mondol, S. K. Makineni, S. Kumar, K. Chattopadhyay. *Metallurgical and Materials Transactions A*. **49**, 3047-3057 (2018).

32. A. W. Zhu, A. Csontos, E. A. Starke Jr. *Acta materialia*. **47**, 1713-1721 (1999).
33. D. Mitlin, J. Morris, V. Radmilovic. *Metallurgical and Materials Transactions A* **31**, 2697-2711 (2000).
34. T. Dorin, M. Ramajayam, J. Lamb, T. Langan. *Materials Science and Engineering: A*. **707**, 58-64 (2017).
35. Y. H. Gao, C. Yang, J. Y. Zhang, L. F. Cao, G. Liu, J. Sun *et al.* *Materials Research Letters*. **7**, 18-25 (2018).
36. C. Wolverton. *Acta Materialia*. **55**, 5867-5872 (2007).
37. D. Shin, A. Shyam, S. Lee, Y. Yamamoto, J. A. Haynes. *Acta Materialia*. **141**, 327-340 (2017).
38. K. E. Knipling. Development of a nanoscale precipitation-strengthened creep-resistant aluminum alloy containing trialuminide precipitates. DOCTOR OF PHILOSOPHY PhDT, Northwestern University, 2006.
39. B. A. Chen, G. Liu, R. H. Wang, J. Y. Zhang, L. Jiang, J. J. Song *et al.* *Acta Materialia*. **61**, 1676-1690 (2013).
40. B. Rouxel, M. Ramajayam, T. J. Langan, J. Lamb, P. G. Sanders, T. Dorin. *Materialia*. **9** (2020).