

Compréhension de la stabilité thermique des alliages d'aluminium Al-Cu-Mg

Understanding of the thermal stability of Al-Cu-Mg aluminum alloys

Gaëlle Pouget et Christophe Sigli

Constellium CRV, 725 rue Aristide Bergès, CS 10027, 38341 Voreppe Cedex, France

Abstract. 2xxx aluminum alloys (Al-Cu-Mg) have a good behaviour at elevated temperature and are used for some aircraft's structural parts. In this study, the effect of Cu and Mg content on the thermal stability and strengthening precipitation has been investigated. Three different behaviours are observed depending on the alloy composition:

- 3.1–3.7Cu, 1.6–2.0Mg: strengthening by S' (Al_2CuMg), yield strength ~ 465 MPa in T8 temper and good thermal stability up to 200 °C.
- 4.8–5.4Cu, 0–0.4Mg: strengthening by θ' (Al_2Cu), yield strength ~ 380 MPa in T8 and good thermal stability up to 300 °C.
- 3.7–4.3Cu, 0.9–1.3Mg: strengthening by $S' + \theta'$, yield strength ~ 470 MPa in T8 but poor thermal stability at 150 °C and above; this severe aging is associated with a high Cu content in solid solution which accelerates precipitate coarsening kinetics.

The first composition range is thus recommended for applications at intermediate temperature, typically 150 °C, and the second one for applications at higher temperature, between 250 and 300 °C. The third zone is to be avoided for applications at 150 °C and above.

Résumé. Les alliages d'aluminium 2xxx (Al-Cu-Mg) sont connus pour être performants à chaud et sont par exemple utilisés pour certaines pièces de structure des avions. L'effet de la composition en Cu et Mg sur leur stabilité thermique, ainsi que celui de la précipitation durcissante associée ont été étudiés. Des comportements différents sont observés et trois zones de composition (en poids %) identifiées :

- 3,1–3,7Cu et 1,6–2,0Mg : durcissement par la phase S' (Al_2CuMg), limite d'élasticité ~ 465 MPa à l'état T8 et bonne stabilité thermique jusqu'à 200 °C.
- 4,8–5,4Cu et 0–0,4Mg : durcissement par la phase θ' (Al_2Cu), limite d'élasticité ~ 380 MPa à l'état T8 et bonne stabilité thermique jusqu'à 300 °C.
- 3,7–4,3Cu et 0,9–1,3Mg : durcissement par $S' + \theta'$, limite d'élasticité ~ 470 MPa à l'état T8 mais stabilité thermique insuffisante à 150 °C et au delà; ce vieillissement important est associé à une concentration en Cu en solution solide élevée, ce qui accélère la cinétique de coalescence des précipités.

La première zone de composition est donc recommandée pour des applications à température intermédiaire, typiquement 150 °C, et la seconde pour des applications à plus haute température, entre 250 et 300 °C. La troisième zone est à éviter pour des applications à 150 °C et au-delà.

INTRODUCTION

La connaissance des propriétés à chaud des alliages d'aluminium à des températures comprises entre 100 et 300 °C est une question récurrente pour certaines applications aéronautiques mais aussi automobiles. En effet certaines pièces, notamment proches des moteurs, requièrent une bonne tenue en température. Parmi les alliages d'aluminium corroyés, ceux de la famille 2xxx (Al-Cu-Mg) sont connus pour être les meilleurs candidats pour les applications à chaud [1]. Deux aspects principaux sont en fait à prendre en compte pour un matériau métallique : la stabilité thermique et le fluage. Nous nous intéresserons ici à la stabilité thermique de ces alliages : l'évolution de leurs propriétés, mesurées à l'ambiante, après une exposition prolongée à une température élevée.

MODÉLISATION DU REVENU DES AL-CU-MG

Selon leur composition chimique, les alliages Al-Cu-Mg sont durcis par deux phases principales : θ' (Al_2Cu) et/ou

S' (Al_2CuMg). Un modèle interne a été développé pour appréhender le comportement de ces alliages lors d'une longue exposition thermique. Celui-ci, décrit dans [2], est basé sur la germination homogène des phases θ' et S' , puis sur la croissance/dissolution des différentes classes de la distribution en taille des précipités. La limite d'élasticité $R_{p0.2}$ est ensuite calculée à partir de la distribution des précipités. Ce modèle a été calé sur des données expérimentales de 2024 et 2219, entre 150 et 200 °C et jusqu'à 10000 h d'exposition. La limite d'élasticité au pic de revenu après trempe et écrouissage (état T8) a d'abord été calculée. Le vieillissement à 150 °C a ensuite été modélisé. La stabilité thermique, ainsi que la limite d'élasticité T8 initiale, sont fortement dépendantes de la composition (Fig. 1). Quatre compositions ont ainsi été définies pour une validation expérimentale : A, B, C et D.

VALIDATION EXPÉRIMENTALE

Quatre alliages expérimentaux (Tableau 1) ont été coulés en laboratoire (format 70 × 170 × 27 mm), homogénéisés

This is an Open Access article distributed under the terms of the [Creative Commons Attribution License 2.0](https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/), which permits unrestricted use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

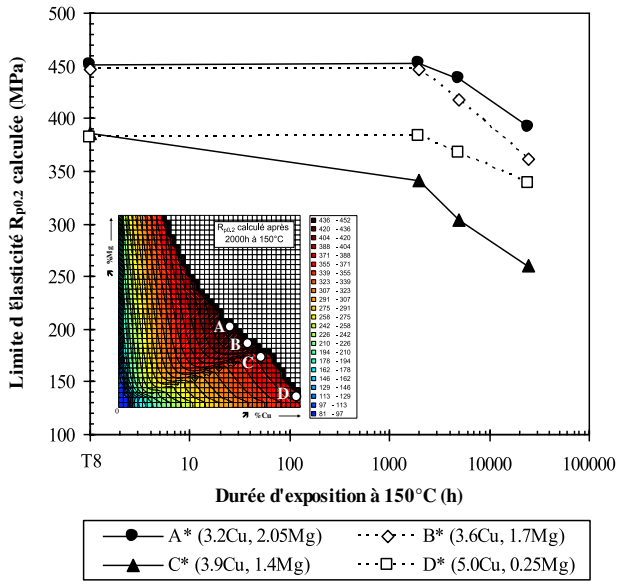


Figure 1. Limite d'élasticité $R_{p0,2}$ calculée en fonction du vieillissement à 150 °C pour différentes compositions (encart : exemple de cartographie en $R_{p0,2}$ obtenue).

puis laminés à chaud en tôle de 15 mm d'épaisseur. Celles-ci ont ensuite été mises en solution, détensionnées à 3,5 % puis revenues au pic T8. Les tôles ont été caractérisées en traction à température ambiante soit à l'état T8, soit après vieillissement à 150, 200 et 250 °C, avec des expositions entre 200 et 5000 h. Des éprouvettes cylindriques de diamètre 3 mm ont été prélevées à mi-épaisseur des tôles et testées selon la norme ISO 6892-1.

La Figure 2 montre la limite d'élasticité $R_{p0,2}$ en fonction du temps de vieillissement à 150 et 250 °C. A l'état initial T8, les alliages A, B et C ont des valeurs de $R_{p0,2}$ proches : 456, 468 et 470 MPa respectivement. L'alliage D a un $R_{p0,2}$ plus bas, 385 MPa. Les alliages A, B et D sont assez stables à 150 °C avec une perte de $R_{p0,2}$ entre 34 et 45 MPa (8–9 %) après 5000 h. L'alliage C en revanche présente une perte plus importante de 84 MPa (18 %). L'alliage A est celui qui montre le $R_{p0,2}$ le plus élevé quelque soit le temps à 150 °C. A 250 °C, l'alliage D est le plus stable avec une perte de 44 % après 800 h à 250 °C, et il maintient ainsi le $R_{p0,2}$ le plus élevé : 215 MPa. Les autres alliages ont un $R_{p0,2}$ entre 109 et 150 MPa après 800 h à 250 °C, soit une perte entre 67 et 77 %.

DISCUSSION ET CONCLUSION

Trois comportements différents sont identifiables selon la composition en Cu et Mg de l'alliage (voir Fig. 2) :

- 3,1–3,7Cu et 1,6–2,0Mg (n°1, A et B) : $R_{p0,2} \sim 465$ MPa à l'état T8 et bonne stabilité thermique jusqu'à 200 °C.
- 4,8–5,4Cu et 0–0,4Mg (n°3, D) : $R_{p0,2} \sim 380$ MPa à l'état T8 et bonne stabilité thermique jusqu'au-delà de 250 °C.
- 3,7–4,3Cu et 0,9–1,3Mg (n°2, C) : $R_{p0,2}$ élevé (470MPa) mais chute importante des propriétés en traction dès 2000 h à 150 °C.

Tableau 1. Composition chimique (en poids %) des alliages coulés (par spectroscopie optique d'émission).

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Zr
A	0,04	0,05	3,3	0,34	1,9	0,02	0,11
B	0,04	0,05	3,7	0,34	1,6	0,02	0,11
C	0,04	0,05	4,2	0,34	1,3	0,02	0,11
D	0,05	0,06	5,4	0,35	0,3	0,02	0,11

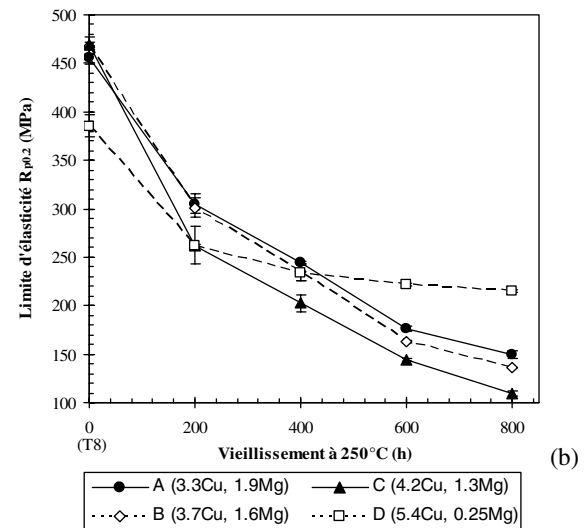
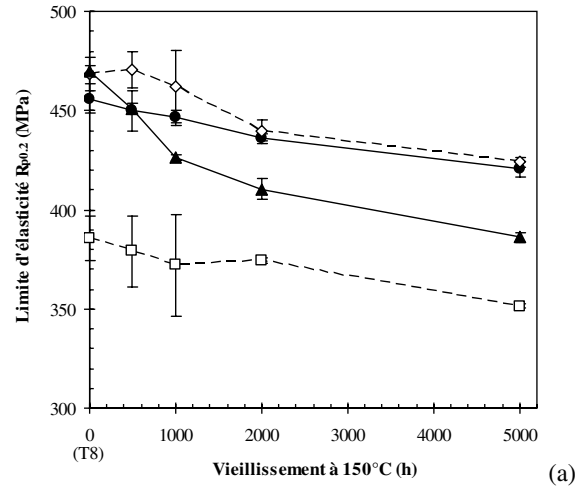


Figure 2. Evolution de la limite d'élasticité à température ambiante après vieillissement à 150 °C (a) et 250 °C (b).

Les alliages A et B sont durcis par la phase S' (Al_2CuMg) alors que l'alliage D est durci par la phase θ' (Al_2Cu). On associe leur bonne stabilité thermique à la résistance à la coalescence de leurs phases durcissantes. Bien que ces deux phases soient résistantes à la coalescence, plus que la phase $MgZn_2$ durcissant les alliages 7xxx par exemple, θ' apparaît plus résistant que S' , surtout à haute température (>200 °C). Les références [3,4] comparent le 2618 et le 2219 après 1000 h d'exposition à différentes températures : le 2219 a un $R_{p0,2}$ plus élevé au-delà de 230 °C. Le 2219 est durci par θ' mais contient plus de Cu que l'alliage D. Le 2618 est durci par S' mais contient aussi du Fe et du Ni, et a un $R_{p0,2}$ plus bas que les alliages A et B. L'alliage C présente une stabilité

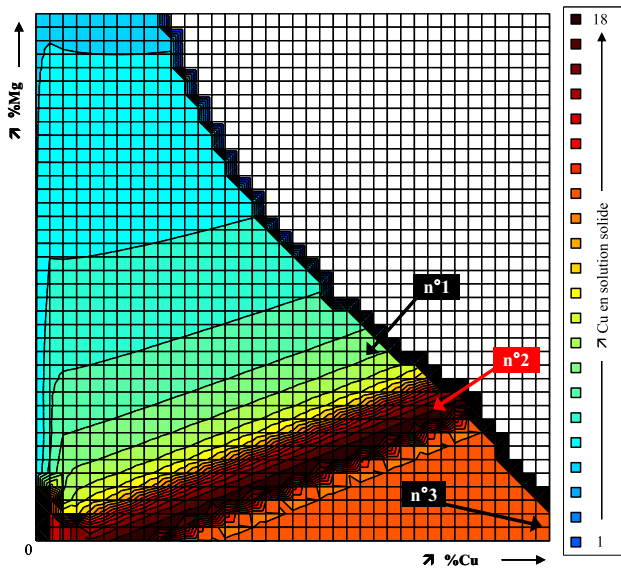


Figure 3. Concentration en Cu en solution solide après 25000 h à 150 °C (normalisée). La zone en blanc ne permet pas une mise en solution complète.

thermique insuffisante. On l'associe à la concentration en Cu en solution solide, plus importante dans cette zone de composition (Fig. 3), ce qui accélérerait la cinétique de coalescence des précipités.

En conclusion, deux solutions peuvent être proposées selon l'application et la gamme de temps/température visée. La limite entre les deux n'est pas figée mais peut être située autour de 10000 h à 200 °C, ou un équivalent en termes de diffusion tel que 400 h 250 °C. Un alliage de type A est recommandé pour des applications à température intermédiaire, typiquement à 150 °C. Celui-ci présente notamment de meilleures propriétés que l'alliage 2618 qui est une référence pour la tenue à chaud [5]. Un alliage de type D est recommandé pour des applications à des températures plus hautes (250 °C). En revanche une zone de composition (n°2 en Fig. 3) est à éviter.

Références

- [1] J. G. Kaufman. *Properties of aluminum alloys: tensile, creep, and fatigue data at high and low temperatures*. The Aluminum Association and ASM International, 1999.
- [2] C. Sigli. *Materials Science Forum*, Vol. 331–337, 2000, 513–518.
- [3] I. J. Polmear, M.J Couper. *Metallurgical Transactions*, 19A, 1988, 1027–1035.
- [4] National Research Council. *Accelerated aging of materials and structures: the effects of long-term elevated-temperature exposure*, National Academy Press, 1996.
- [5] G. Pouget, C. Sigli. Demande de brevet FR2974118, 15/04/2011.