

CARACTÉRISATION DES ASSEMBLAGES SOUDÉS PAR LE PROCÉDÉ DE SOUDAGE TIG DES ALLIAGES D'ALUMINIUM 7075 T6

Mustapha TEMMAR¹, Mohamed HADJI², Mohamed SELLAM³

Lucrarea privește influența unor tratamente termice asupra durității unui aliaj de aluminiu de tip 7075T6 precum și faptul de a cunoaște mai bine caracteristicile și evoluția structurii lor pe perioada procedeului de sudură TIG în zonele afectate termic. S-a constatat că evoluția soluției solide suparsaturată în cursul tratamentului de îmbătrânire este conformă cu secvențele de precipitație clasice. O creștere sau o prelungire a tratamentului isoterm conduce la apariția unei faze de echilibru incoerente cu matricea. Experimentul efectuat a permis punerea în evidență a stării de precipitat pe perioada sudării.

Our work consisted to study the influence of heat treatments on the hardness of the alloy of aluminum 7075 T6 and to distinguish a better characteristic of the evolution of the structure during the welding process TIG in the heated affected zone. We noticed that the evolutions of the supersaturated solid solution during the ageing treatments are in accordance with the sequences of the classic precipitation. An increase or a continuation at an isothermal maintaining leads to an appearance of equilibrium phases that are incoherent with the matrix. The experience has showed the evolution of the precipitate state through the welding process.

Notre travail consistait à étudier l'influence des traitements thermiques sur la dureté de l'alliage d'aluminium 7075 T6 et de mieux distinguer les caractéristiques de l'évolution de la structure lors du procédé de soudage TIG dans la zone affectée thermiquement. On a remarqué que les évolutions de la solution solide sursaturée aux cours des traitements de vieillissement sont conformes aux séquences des précipitations classiques. Une augmentation ou un prolongement à un maintien isotherme, conduit à une apparition de phases d'équilibres incohérentes avec la matrice. L'expérience a permis de mettre en évidence l'évolution de l'état de précipitation à travers la soudure.

Mots clés : Procédé de soudage TIG, alliages d'aluminium 7075 T6, traitements thermiques, propriétés mécaniques et microstructures

¹ Assist., Dept of Mechanical Eng, University of Blida, Algeria, temmar_m@yahoo.fr

² Prof, Dept of Mechanical Eng, University of Blida, Blida, Algeria

³ Post-Graduate student, Dept of Mechanical Eng, University of Blida, Blida, Algeria

1. Introduction

Les alliages d'aluminium 7075 T6 sont notamment utilisés en tant que tôles fortes pour les voilures d'avions. Ces alliages comportent les éléments Zn, Mg et Cu comme les principaux éléments d'addition. Leur utilisation est due à leurs plus hautes caractéristiques mécaniques.

Les alliages d'aluminium subissent au cours de leur mise en œuvre un traitement thermomécanique complexe qui comprend, après la coulée, un traitement d'homogénéisation, puis divers laminages (à chaud puis à froid). Ces étapes déterminent la structure granulaire de ces alliages.

Dans notre recherche, nous nous sommes uniquement intéressés aux étapes suivant le laminage, rattachées directement au traitement de précipitation : la mise en solution, la trempe, le traitement mécanique (le détensionnement), la maturation et le vieillissement. [1].

Selon la théorie classique de Gibbs étendue aux travaux de transformations de phase à l'état solide par Turnbull et Fischer, la germination est une étape initiale de la précipitation. A partir de la matrice, elle suppose la formation de germes stables qui sont riches en soluté, de composition très différente de celle de la solution solide et dotés d'une interface définie avec la matrice. Ces germes peuvent résulter des fluctuations statistiques de composition de taille suffisante (de l'ordre de nanomètre) au sein de la solution solide avec une cinétique de formation très rapide en présence de lacunes en sursaturation (précipitation homogène), ou se former préférentiellement sur les défauts du réseau ou les interfaces préexistantes entre les différents grains ou les particules (précipitation hétérogène). La croissance ultérieure des germes et des précipités est régie par la diffusion des atomes de soluté vers les germes, qui est thermiquement activée à la température de vieillissement tant que la solution solide est sursaturée. Les mécanismes de précipitations proposées incluent la prise en compte des facteurs thermodynamiques et d'effets cinétiques et s'appliquent à la plupart des alliages d'aluminium durcis par précipitation. [2].

D'autres recherches ont été faites par la suite dans le but de mieux approfondir la séquence de traitements thermomécaniques (utilisée dans l'industrie) pour les alliages d'aluminium 7000.

Les différentes phases susceptibles d'apparaître dans les alliages 7000 peuvent être réparties en trois catégories. Ces catégories sont : les précipités durcissants qui contrôlent les propriétés mécaniques plastiques du matériau (limite d'élasticité et taux d'écrouissage), les dispersoïdes qui permettent de maîtriser les phénomènes de recristallisation et les particules intermétalliques.

Aujourd'hui, le durcissement par précipitation est devenu une pratique courante en métallurgie. Il ne s'applique pas uniquement aux alliages à base d'aluminium. [3]. Lors d'un traitement thermique, la résistance à chaud est faible au-delà de 100°C.

Dans notre étude, les traitements thermiques ont eu pour but de modifier la nature et la répartition des constituants d'un matériau. Selon le domaine d'application du matériau, les traitements peuvent améliorer ou détériorer les propriétés mécaniques du matériau.

Pour la mise en solution notre matériau a été porté à une température aussi élevée que possible, pour permettre la dissolution des éléments qui provoquent le durcissement. Pour écarter tout risque de fusion partielle, cette température doit rester inférieure à la température eutectique et à la température de fusion des phases intermétalliques éventuellement présentes. En effet, une fusion partielle d'un composant de l'alliage rend l'échantillon inutilisable.

Au début, une température optimale de mise en solution a été sélectionnée.

La trempe a eu pour but de maintenir les éléments durcissables en solution métastable. La vitesse de refroidissement nécessaire dépend très fortement de l'alliage.

Le traitement de vieillissement a eu pour but de réaliser une démixtion de la solution sursaturée dans l'aluminium presque pur et dans les précipités intermétalliques aussi fins que possible.

On parle de vieillissement artificiel, lorsqu'un apport de chaleur est nécessaire pour faire démarrer ou accélérer la réaction. A part les phases qui précipitent (composition et détails cristallographiques), la réaction se déroule de manière semblable dans les différents alliages durcissables.

2. Conditions expérimentales

Le choix du matériau a été porté sur un alliage d'aluminium 7075 T6. Ce matériau est fréquemment utilisé dans la construction aéronautique. Les dimensions utilisées avant le procédé de soudage TIG sont 40mm x 30mm x 2mm (longueur x largeur x épaisseur).



Fig.1. Micrographie optique du métal de base (x 200)

Plusieurs échantillons à différentes températures ont été utilisés pour permettre une dissolution d'une grande quantité de phase présente dans les échantillons et de la même manière pour déterminer le temps optimal de maintien à la température sélectionnée.

La même procédure a été utilisée pour les traitements de vieillissement mais avec des températures différentes. Plusieurs temps de maintien furent utilisés. Le but était d'obtenir une bonne dureté.

La fig. 2 représente le cycle thermique traitement thermique appliqué aux échantillons:

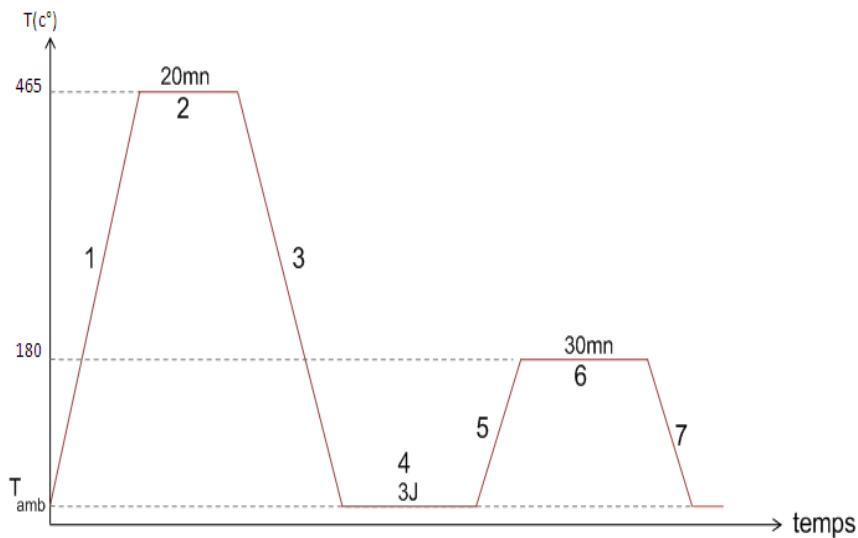


Fig. 2. Application des traitements thermiques

Avec :

- 1 = Mise en solution,
- 2, 4, 6 = Maintien,
- 3, 7 = Trempe à l'eau,
- 5 = Vieillessement.

Lors de l'expérience, l'échantillon subit un traitement thermique consistant à le faire chauffer à une température de 465 °C suivi d'un maintien de 20 mn (mise en solution). Ce type de traitement thermique permet la dissolution d'une grande quantité de phases intermétalliques dans la matrice d'aluminium. On trempe par la suite l'échantillon dans de l'eau où remarque que les caractéristiques mécaniques augmentent naturellement à la température ambiante (phénomène de maturation). Après avoir laissé l'échantillon pendant trois jours à une température ambiante, on effectue un vieillissement d'une température de 180 °C. Cette étape permet d'améliorer la résistance mécanique de

l'échantillon et de réduire les contraintes mécaniques internes. Enfin, on réalise un maintien pendant 30 mn suivi d'une trempe à l'eau.

En fabrication mécanique et dans le domaine des assemblages aéronautiques, les fixations doivent remplir plusieurs fonctions principales. [4]. Lors de l'utilisation du procédé du rivetage et du boulonnage, ces procédés présentent des discontinuités physiques ou chimiques. C'est dans ce cas que le procédé de soudage pourrait être une technique d'assemblage concurrente [5]. La prochaine étape fut donc l'application du procédé de soudage TIG (Tungstène Inert Gas). Le soudage TIG utilise une électrode réfractaire (ou Tungstène désigne l'électrode) et les mots Inert Gas désignent le type de gaz plasmagène utilisé. Ce procédé a pour conséquence de modifier la microstructure du matériau de base et aussi de ses propriétés mécaniques.

Le procédé de soudage TIG s'est déroulé au niveau du centre de recherche scientifique et technique en soudage et contrôle de Chéraga à Alger (Algérie).

La figure 3 représente une des applications du procédé de soudage TIG.



Fig. 3. Procédé de soudage TIG

La qualité d'un assemblage soudé dépend du procédé employé, de la nature des matériaux à assembler, du réglage des paramètres de soudage (intensité, vitesse et tension), du choix du métal d'apport et éventuellement du réglage du débit du gaz. De nombreux défauts peuvent donc affecter la qualité d'une soudure.

Lors du processus de soudage TIG, un gradient de température se crée entre le métal de base et la zone fondue. Ainsi, les variations de gradients de températures vont engendrer des structures métallographiques et des caractéristiques mécaniques diverses dans les différentes zones constituant le cordon de soudure.

Pour le cas de notre matériau à savoir l'alliage d'aluminium 7075 T6, la caractérisation de la microstructure, de part la diversité de ses composants en termes de taille et de nature, a nécessité l'utilisation de plusieurs techniques d'investigations. Après l'élaboration des échantillons, nous avons utilisé plusieurs techniques de caractérisation des microstructures. Celles-ci sont la microscopie optique, la microscopie électronique à balayage (MEB) et l'analyse EDX. Afin de révéler la structure micrographique, les échantillons furent attaqués chimiquement par le réactif KELLER.

Les essais mécaniques des soudures dérivent des techniques conventionnelles. Initialement établis pour des produits homogènes, ils sont mis en œuvre sur des produits hétérogènes présentant des discontinuités de forme, des hétérogénéités (zone fondue, zone affectée thermiquement,...) et des défauts internes éventuels.

Nous signalons que les essais mécaniques utilisés pour notre cas sont l'essai de dureté et l'essai de résilience. Lors de l'essai de dureté, l'évaluation de la dureté a été faite selon la norme NF A 91 118 et ISO 4516, avec un pénétrateur de type Vickers. Les essais ont été réalisés sous une charge de 500g.

Pour l'essai de résilience, des éprouvettes entaillées conformes aux normes NF EN 10045 ont été utilisées dans une machine disposant d'une énergie initiale de 450 Joules.

Le but de ces essais est de contribuer à l'évaluation de la qualité d'un assemblage, de caractériser l'interaction entre un matériau et un procédé de soudage, et de fournir des données quantitatives sur le comportement des assemblages soudés.

3. Résultats et interprétations:

Après soudage, la microstructure est divisée en trois régions: une zone loin du cordon de soudure mais non affectée par le soudage mais dont les caractéristiques sont les mêmes que celles du matériau de base, une zone proche du cordon de soudure où la dissolution a été complète et où des zones GP ont été pre-précipitées lors du refroidissement de la soudure ainsi qu'au cours du stockage à température ambiante, et une zone intermédiaire où la dissolution n'est que partielle et où la coalescence a été observée dans le cas de l'état T6. Il faut noter que la coalescence n'affecte pas entièrement la zone de transition mais uniquement la zone où la température a été la plus élevée au cours du cycle thermique. Ceci suggère qu'une partie de la dissolution intervient sans changement significatif de la taille moyenne des particules.

Après l'observation sur le microscope optique, on a constaté des changements dans la microstructure, causés par l'effet Joule du soudage TIG ; cet effet a des effets positifs et négatifs sur le soudage. Parmi les effets négatifs de l'effet Joule, les changements dans la microstructure créant une zone de fragilisation dans les pièces soudées (hétérogénéité dans le matériau).

Les zones les plus affectées sont celles les plus proches de l'extrémité assemblée : le cordon de soudure et la zone affectée thermiquement. Le cordon de soudure ou le métal d'apport fondu complètement est solidifié dans des conditions différentes que celles du métal de base. La zone affectée thermiquement (extrémité de métal de base) subit une température élevée pendant le soudage.

Au cours du soudage, les grains du matériau commencent à grandir et les particules commencent à être diffusées vers le métal d'apport. Le changement de la microstructure dans cette zone apparaît nettement par rapport au métal de base. Cette nouvelle zone est appelée la zone affectée thermiquement. On remarque dans les trois microstructures que la taille du grain de la figure 4 dans le cas de l'échantillon sans traitement thermique est plus grande que celle de l'échantillon traité avec vieillissement à 120°C, qui est à son tour plus grande que celle dans le cas de l'échantillon traité à 180°C. Par effet Joule, la dissolution dans la zone affectée thermiquement est partielle c'est à dire une diminution de la précipitation, ce qui explique la diminution de la dureté Hv.

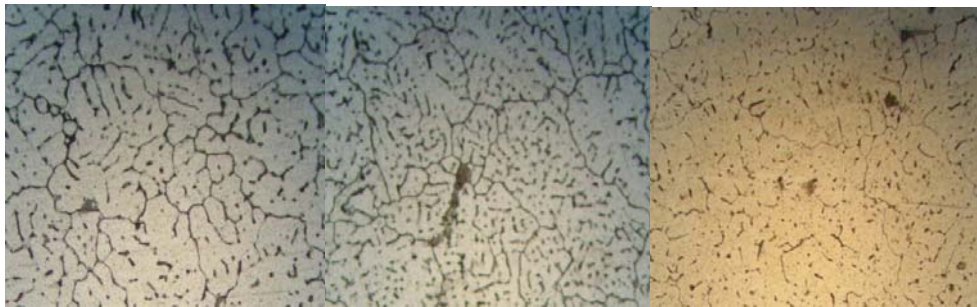


Fig. 4. Présentation du cordon de soudure sous différentes formes (sans traitement thermique, traitement thermique et vieillissement respectivement à 120°C et 180°C) x 500

La zone du cordon de soudure est formée par la fusion du métal d'apport, ce qui implique que la dissolution dans cette zone est complète et par conséquence une augmentation de la précipitation est signalée.

Cette augmentation dans la précipitation est plus grande par rapport à la zone affectée thermiquement, ce qui explique l'augmentation de la dureté Hv dans cette zone.

Dans les trois cas étudiés, les microstructures dans le cordon de soudure sont proches les uns des autres, à l'exception d'une légère variation de la précipitation constatée dans le cas des échantillons traités par rapport à ceux non traités.

Par la suite, nous avons effectué un essai de microdureté sur les trois éprouvettes soudées, tout en balayant le métal de base, la zone affectée thermiquement et le cordon de soudure. Cet essai nous a permis d'observer la variation de la microdureté pour chaque zone.

On remarque que la moyenne de la microdureté varie d'une zone à l'autre. Sa valeur dans le métal de base est inférieure à celle dans la zone affectée thermiquement et

supérieure à celle dans le cordon de soudure. Ces résultats sont bien confirmés par les observations faites à l'aide du microscope optique.

On peut résumer les résultats sous la forme suivante :

$$H_V^{ZAT} > H_V^{MB} > H_V^{CORD}$$

La figure 5 suivante montre la variation de la microdureté pour des échantillons ayant subi un traitement thermique. La même remarque peut être faite pour le cas de l'échantillon non traité et où la microdureté varie d'une zone à l'autre. En plus, une augmentation remarquable de la microdureté est enregistrée dans le métal de base par rapport au cas de l'échantillon non traité.

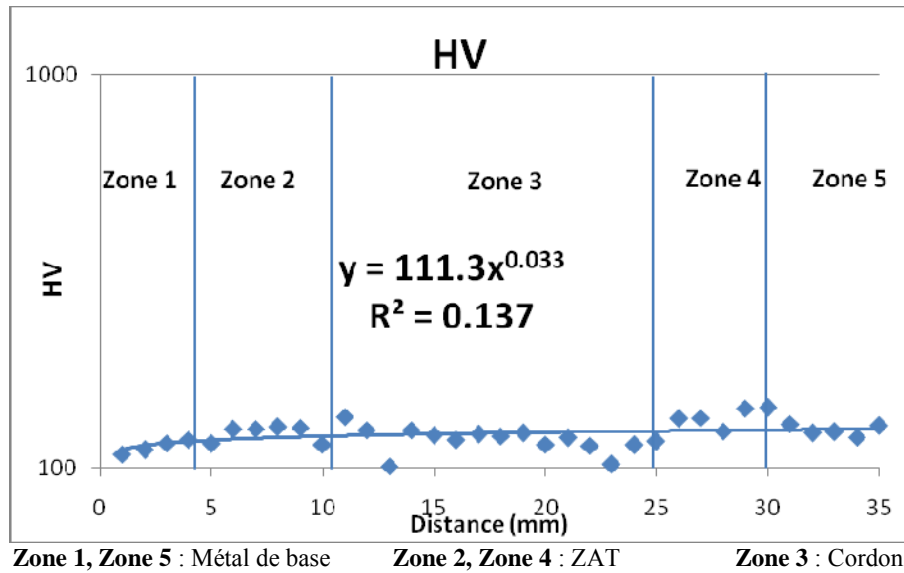


Fig. 5. Profil de microdureté obtenu pour l'échantillon traité (T=180°C)

Dans tous les cas, une diminution de la dureté est enregistrée après la zone affectée thermiquement. Cette diminution est provoquée par l'effet de la température de soudage qui dépasse 500°C. Cette température joue un rôle d'un traitement thermique semblable à une mise en solution, qui a pour effet de réduire considérablement la dureté, et par conséquent une diminution des caractéristiques mécaniques.

L'observation au microscope électronique à balayage a permis d'avoir des vues de profils représentées dans la figure 06.

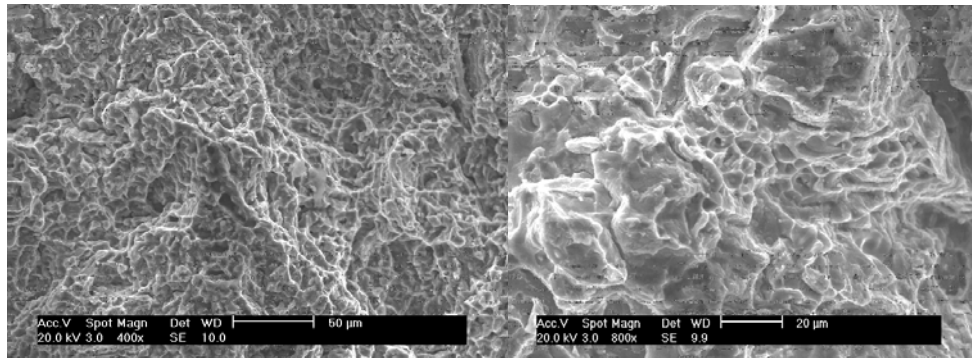


Fig. 6. Vue du profil par le microscope électronique à balayage de l'échantillon traité ($T=180^{\circ}\text{C}$) après l'essai de résilience

Nous avons pu caractériser à l'aide du microscope électronique à balayage la fraction surfacique des particules intermétalliques sur les faciès de rupture et les états métallurgiques de notre matériau. Nous avons choisi des traitements thermiques qui pouvaient mettre en solution tous les éléments ayant été précipités lors des revenus pratiqués auparavant. Aussi, la présence de nombreux antirecristallisants comme les dispersoïdes ne permet pas un grossissement sensible des grains et sous-grains. On remarque que les évolutions de la solution solide sursaturée aux cours des traitements de revenu sont conformes aux séquences des précipitations classiques. Une augmentation ou un prolongement à un maintien isotherme, conduit à une apparition de phases d'équilibres incohérentes avec la matrice. Pour notre alliage d'aluminium 7075 T6, il connaît un fort adoucissement à travers la soudure et ou il a été mis en évidence l'évolution de l'état de précipitation à travers la soudure.

4. Conclusion

Le but de notre travail était d'étudier l'influence des traitements thermiques sur la dureté de l'alliage 7075 T6 et de mieux distinguer les caractéristiques de l'évolution de la structure lors de l'application du procédé de soudage TIG dans la zone d'affectation thermique et en fonction de l'état initial du matériau. Notre étude a montré que les évolutions de la solution solide sursaturée aux cours des traitements de vieillissement sont conformes aux séquences des précipitations classiques étudiées tout au long de notre travail.

Ainsi, une augmentation ou un prolongement à un maintien isotherme, conduit à une apparition de phases d'équilibres incohérentes avec la matrice. La coalescence conduit à l'adoucissement de l'alliage.

On a remarqué que pour l'alliage, l'état initial de la tôle n'avait aucune influence sur la microstructure des joints soudés dans les zones fondues. Dans ces zones, les conditions de déformation et de température sont telles qu'elles transforment complètement les structures jouant sur les propriétés des joints et sur les états de précipitation. Le

matériau connaît un fort adoucissement à travers la soudure. L'expérience a permis de mettre en évidence l'évolution de l'état de précipitation à travers la soudure. Plus en s'approche du noyau soudé et plus on remarque un changement de structure représentée par une réversion des zones GP puis une précipitation η' . Par la suite, ces précipités vont devenir de plus en plus grossiers fin de la zone affectée thermiquement, et du noyau.

R É F É R E N C E

- [1]. Handbook of mechanical engineering, welding aluminium and aluminium alloys section 9.4
- [2]. *Mike Meier*, Heat treatment of Aluminium Alloys, Department of chemical engineering and materials science. University of California, 2004
- [3]. *I.J Polmear*, Aluminium Alloys-A Century of Age Hardening, Materials Forum volume 28, published 2004
- [4]. *Bertaux*, Les assemblages mécaniques structuraux en aéronautique civile, fixations et procédés d'assemblages, Compte rendu de conférence Mecamat, Aussois, 20-24 Janvier (2003)
- [5]. *P.F. Mendez, T. W. Eagar*, Welding Processes in Aeronautics, Advanced Materials & Processes, May (2001), p.39-43.