



HAL
open science

SURFACE MELTING OF ALUMINIUM ALLOYS

S. Veit, D. Albert, R. Mergen

► **To cite this version:**

S. Veit, D. Albert, R. Mergen. SURFACE MELTING OF ALUMINIUM ALLOYS. Journal de Physique Colloques, 1987, 48 (C7), pp.C7-127-C7-130. 10.1051/jphyscol:1987722 . jpa-00227024

HAL Id: jpa-00227024

<https://hal.science/jpa-00227024>

Submitted on 4 Feb 2008

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.

SURFACE MELTING OF ALUMINIUM ALLOYS

S. VEIT, D. ALBERT and R. MERGEN

*Institut für Werkstoffkunde und Werkstofftechnik, Technische Universität Clausthal, D-3392 Clausthal-Zellerfeld, F.R.G.*ABSTRACT

The wear properties of aluminium base alloys are relatively poor. Laser surface melting and alloying has proved successful in many alloy systems as a means of significantly improving the surface properties. The present work describes experiments designed to establish the scope of laser treatment of aluminium alloys.

Aluminium does not absorb CO₂ laser light as well as other metals which necessitated first a general study of absorption coatings. Aluminium alloys offer fewer opportunities than steels where the martensitic transformation can be employed. The possibilities are surface melting of systems where intermetallic phases form producing a refinement of the structure or surface alloying using a suitable coating to produce a fine distribution of a hard second phase. Results are presented on surface melting of aluminium-nickel alloys and surface alloying with nickel.

RESUME

Les propriétés de surface des alliages d'aluminium sont relativement limitées. Les traitements de fusion superficielle avec ou sans élément d'apport ont prouvé leur efficacité pour de nombreux alliages comme un moyen d'améliorer de manière significative les propriétés de surface. Ce travail décrit des essais menés dans le but de montrer l'effet d'un traitement laser sur alliages d'aluminium.

Ces matériaux n'absorbent pas les radiations d'un laser CO₂, aussi facilement que d'autres métaux, ce qui nécessite tout d'abord une étude générale de l'absorption. Les alliages d'aluminium en général, offrent moins de possibilités que les aciers pour lesquels la transformation martensitique peut être exploitée. Les possibilités sont, une fusion superficielle d'alliages pour lesquels une phase intermétallique se forme en produisant un raffinement de la structure, un traitement de surface avec élément d'apport comme par exemple un revêtement préalable approprié afin d'obtenir une fine distribution d'une seconde phase, dure. Les résultats présentés concernent la fusion superficielle d'alliages de nickel et la refusion de dépôts électrolytiques de nickel sur aluminium pur.

INTRODUCTION

S'ils peuvent présenter le gros avantage d'une densité réduite, les alliages d'aluminium souffrent dans certains cas de leurs propriétés mécaniques modestes. Actuellement, la voie des traitements superficiels semble tout à fait prometteuse, car de bonnes propriétés surfaciques, suffisent à conférer au matériau dans son ensemble un comportement mécanique amélioré. On se propose, à l'aide d'un laser de puissance CO₂ continu, d'envisager tout d'abord une fusion de surface de différents alliages aluminium-nickel, puis de refondre des couches de nickel "électrolytique" déposé sur de l'aluminium pur.

REMARQUE. PRELIMINAIRE

Le traitement d'alliages d'aluminium est d'un abord délicat; le principal obstacle étant l'absorption du faisceau photonique à la longueur d'onde de 10,6 μm par ce type de matériau (1), à l'état solide. Si l'on ne veut pas utiliser systématiquement des puissances surfaciques supérieures à 10^6 W/cm², on doit recourir à des artifices tels que le dépôt préalable d'une couche de graphite (quelques dizaines de microns) sur le matériau.

1. LES ALLIAGES UTILISES ET LES CONDITIONS EXPERIMENTALES

Le choix du nickel comme élément d'alliages permet de pouvoir traiter une gamme variée de concentrations, accessibles en fonderie, et de plus d'envisager d'élargir cette dernière par le biais d'une fusion de dépôt électrolytique sur aluminium.

On s'est proposé de faire fonctionner le laser Heraeus₅C 66 utilisé, dans une gamme de densités de puissances variant de 10^5 à 5.10^5 W/cm² au point de focussage du faisceau, ajusté à la surface des échantillons. Dans tous les essais les échantillons ont été placés sur une table mobile se déplaçant à vitesse choisie dans un plan horizontal, par rapport au faisceau fixe.

Des essais préliminaires de générations de cordons simples sur aluminium pur, puis sur les alliages aluminium-nickel (4,5; 6; 9,3 W %), ont permis de choisir les paramètres laser (puissance du faisceau, vitesse de déplacement de l'échantillon sous le faisceau, gaz d'assistance inerte) pour s'affranchir du phénomène de keyhole. Ceci étant, la suite des manipulations a consisté à traiter des surfaces, générées par des cordons successifs et parallèles (figure 1).

Au cours des différents essais, il s'est avéré que la gamme de puissance 1,5 kw-5 kw et les vitesses de 0,5 m/mn à 1 m/mn donnaient des cordons de fusion d'une profondeur minimale de 500 μm et un traitement sans fissuration (figure 2). Afin d'assurer une profondeur régulière de fusion, un recouvrement de 80% des cordons successifs a été envisagé (figure 3). En outre, l'utilisation de l'argon comme gaz d'assistance a été retenue. La procédure expérimentale a été menée de la même manière pour les échantillons revêtus de nickel. Le dépôt de graphite nécessaire aux essais précédents n'était dans ce cas, pas utile. Toutefois, les paramètres de 4 kw et de 0,5 m/min (figure 2), toujours avec couverture d'argon ont été retenus comme donnant satisfaction dans le cas de trois épaisseurs de dépôts (25,50,100 μm).

2. MESURES DE MICRODURETE-VICKERS.DISCUSSION

Tout au long des manipulations ont été effectués des profils de dureté, à partir de la surface des échantillons jusqu'à la zone non fondue. Sur la figure 4 sont représentés les résultats de microdureté Vickers obtenus après traitement, d'échantillons aux trois teneurs en nickel, avec les mêmes conditions expérimentales. La profondeur fondue est sensiblement la même pour les trois cas (500 μm). Par contre on distingue clairement l'influence de la composition de l'alliage sur les microduretés maximales obtenues. Pour le cas, le plus intéressant de ce point de vue, c'est à dire celui de l'alliage à 9,3 % de nickel en poids, on notera la décroissance régulière de la dureté en fonction de la profondeur. L'analyse chimique fine a permis de mettre en évidence que les limites de cordons, présentaient une teneur en nickel réduite par rapport au reste de la zone fondue (réduction de 50 %). Des mesures de microdureté dans ces régions ont en effet donné des valeurs plus faibles que pour les autres parties de la zone fondue. Le recouvrement de 80 % choisi, prend ici toute son importance. En effet, la configuration des

● On supposera, par la suite, des répartitions homogènes de puissance dans le faisceau.

cordons est telle que, si l'on suit une verticale partir de la surface, la distance entre les frontières des cordons successifs devient de plus en plus faible (figure 3). On a donc un rapprochement des zones de moindre dureté. On n'aura donc pas l'apparition d'une "discontinuité mécanique" causée par une chute brutale de la dureté, phénomène que l'on rencontre fréquemment pour les cordons simples (2) et que l'on a vérifié expérimentalement. Les mesures de microdureté effectuées sur les échantillons avec dépôts de nickel sont présentés sur la figure 5. Un exemple de profil de concentration en nickel, après traitement laser est donné pour le cas d'une épaisseur de dépôt, au départ égale à 50 μm (figure 6). La dépendance de la dureté en fonction de la concentration est ici très nette (figure 5 et 6). Les dépôts de 100 μm nous ont permis d'atteindre facilement des valeurs de 300 HV et ce, sans apparition de fissures, malgré des teneurs en nickel de l'ordre de 30 % en poids (on notera néanmoins la présence de bulles de gaz (figure 6) apparues lors de tous les essais avec dépôt de nickel). Les composés Al_3Ni et Al_2Ni_3 sont les facteurs essentiels de ces augmentations notables des microduretés superficielles.

CONCLUSION:

Dans ce travail a été montré une nouvelle application du laser, en traitement superficiel. Celui de la complémentarité de procédés déjà bien connus. Les propriétés mécaniques, dans leur ensemble, de ces surfaces générées sont pressenties très satisfaisantes et des essais de confirmation sont envisageables. D'autre part, la voie de création de nouveaux matériaux, base-aluminium, à haute teneur en éléments d'alliages est désormais ouverte.

REFERENCES:

- /1/ C. Girardeau-Montaut, J.-P. Girardeau-Montaut
Interaction laser matériaux, Lasers et Industries de
Transformation, Lavoisier, Paris 1986
- /2/ L.F. Mondolfo
Aluminium Alloys Structure & Properties
Butterworth, London, Boston 1976

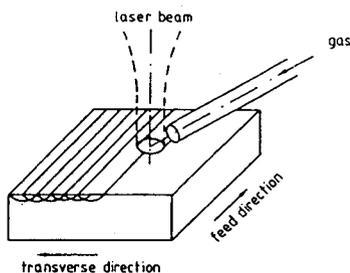
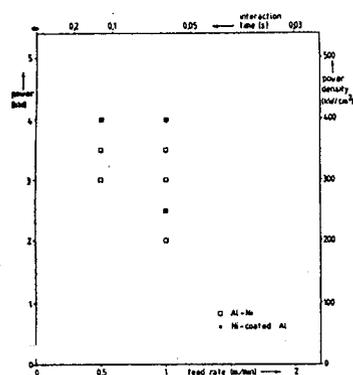


figure 1: Schéma d'une génération de surface.



11/74	Parameters of the Heraeus Laser C 66	S. Viret
Tu. G. B. M. H.	size of focused spot: 0.01 cm ²	D. Albert
		R. Hergen

figure 2: Paramètres les plus utilisés avec le laser Heraeus C 66. Taille du spot au focus 10⁻² cm². Couverture d'argon.

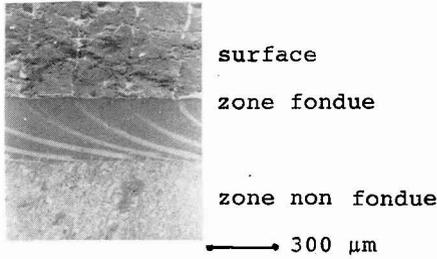


figure 3: Aspect de la surface et de la coupe transversale d'un Al-Ni (9,3 % W) traité. Condition: 2500 W, 1m/mn, argon. Recouvrement à 80 % des cordons.

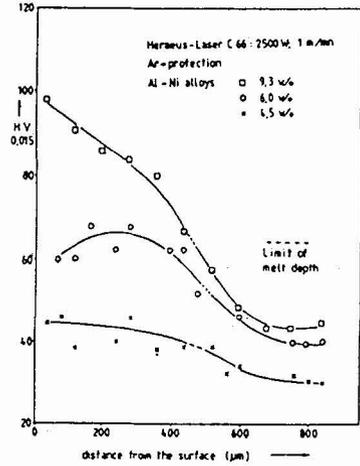


figure 4: Profils de microdureté Vickers sur Al-Ni traités.

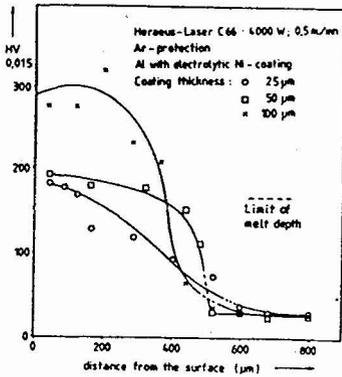


figure 5: Profils de microdureté Vickers, obtenus après traitement d'un aluminium pur avec dépôt nickel.

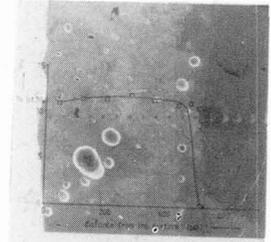


figure 6: Profil de concentration en nickel après traitement. Conditions: fig. 5 (épaisseur initiale du dépôt 50 µm et dureté 400 HV).