

Ni-Al 粉末を溶射した5083アルミニウム合金の
レーザーによる表面合金化富田 正吾* · 中田 一博**
佐治 重興*** · 久保 卓也****

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 50, No. 11 (2000), pp. 614-618

Surface alloying of 5083 aluminum alloy
plasma-sprayed with Ni-Al powders by laserShogo TOMIDA*, Kazuhiro NAKATA**
Shigeoki SAJI*** and Takuya KUBO****

Formation of thick hardened layers of an order of millimeter by the laser surface alloying process has been investigated to improve the wear resistance of commercial Al-Mg alloy, 5083 plate. Laser surface alloying was carried out by melting the precoated plasma-sprayed layer with Al coated Ni powders (80 and 95 mass% Ni) together with the substrate plate by using the continuous wave CO₂ laser irradiation. The thickness of the laser alloyed layer was about 1 to 4 mm depending on the plate traveling speed at constant laser power 2100 W. The microstructures of the laser alloyed layer consisted of α (Al) + Al₃Ni lamellar eutectic, the needle like primary Al₃Ni, the dendritic Al₃Ni₂ surrounding by Al₃Ni and the lump like AlNi surrounding by Al₃Ni₂, and volume fraction of the compound with higher Ni content increased with increasing Ni content in laser alloyed layer. The relation between the microstructures and Ni content of the laser alloyed layer corresponded with the Al-Ni phase diagram. The hardness of laser alloyed layer increased with the increase in Ni content and reached about 700 HV in maximum. The wear resistance of the laser alloyed layer increased with the increase in hardness up to about 250 HV and showed almost saturated value even at higher hardness. Moreover, the wear resistance of the laser alloyed layer was much higher than that of the plasma-sprayed layer and was same as that of carbon steel, S50C.

(Received April 26, 2000)

Keywords: laser, aluminum alloy, hardness, wear resistance, surfacing

1. 緒 言

アルミニウム合金は比重が小さく加工性および耐食性に優れていることから、自動車部品をはじめとする各種機械構造用部材の軽量化のために、鉄鋼材料に替わり広く利用されている。しかし、アルミニウム合金は鉄鋼材料に比べ耐摩耗性が劣るという欠点がある。このため、従来から陽極酸化処理、クロメートやペーマイトなどの化成皮膜処理、塗装およびめっき処理等の表面処理が行われてきた。そして、最近の製品の高機能化や高付加価値化に伴い、より高い硬さや耐摩耗性が要求されるようになってきている。しかし、従来の表面処理法で形成される硬化層はその厚さが数十 μm と薄く、面圧が大きい摺動環境下ではアルミニウム合金自身が変形しやす

いため、容易に硬化層の破壊や剥離が生じてしまう問題が指摘されている¹⁾。したがって、形成される硬化層には硬さだけでなく、ミリオダの厚膜が必要であると言われている^{1)~3)}。

アルミニウム合金の厚膜硬化技術に関しては、(財)金属系材料研究開発センター (JRCM) が調査研究を実施しており、その結果を報告書⁴⁾および出版物⁵⁾として公表している。ミリオダの厚膜形成が可能な硬化技術として有望な技術の中にプラズマ溶射法⁶⁾およびレーザー溶融合金化⁷⁾がある。プラズマ溶射法は硬化層の厚さが均一であり、短時間で大面積処理が可能である。しかし、基材をほとんど溶融させないコーティング法であるため、密着性に劣るという短所がある。いっぽう、レーザー溶融合金化法は合金化物質と基材がレーザ

* 富山県工業技術センター中央研究所 (〒933-0981 富山県高岡市二上町150)。Toyama Industrial Technology Center, Central Research Institute (150 Futagami-machi, Takaoka-shi, Toyama 933-0981).

** 大阪大学接合科学研究所 (茨木市)。Joining and Welding Research Institute, Osaka University (Ibaraki-shi, Osaka).

*** 富山大学工学部 (富山市)。Faculty of Engineering, Toyama University (Toyama-shi, Toyama).

**** 富山大学大学院 (富山市) [現在: 太平洋ランダム(株)]。Graduate Student, Toyama University (Toyama-shi, Toyama) [Present: Pacific Rundum Co. LTD, (Toyama-shi, Toyama)].

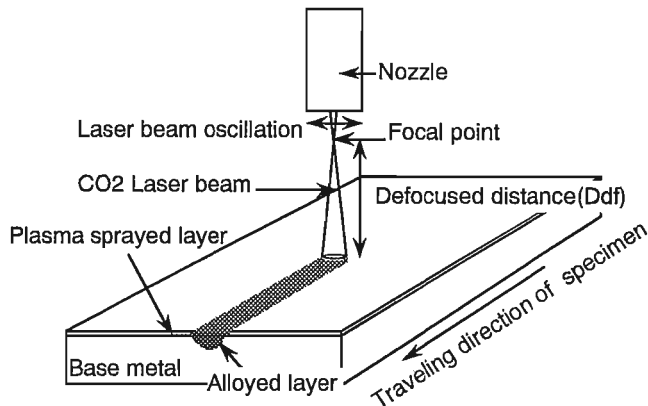


Fig. 1 Schematic illustration of the laser alloying process.

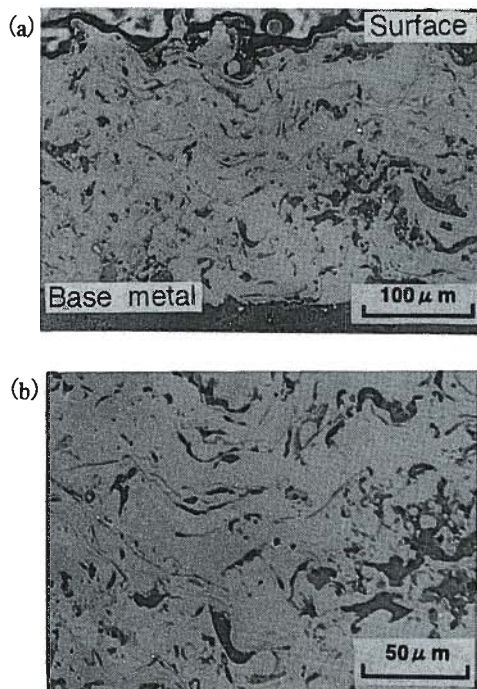


Fig. 2 Typical microstructure of the cross section of the plasma sprayed layer with 80Ni-20Al powder. (a) Low magnification, (b) High magnification

により溶融合金化されるため密着性に優れているが、合金化物質を添加する方法によっては形成される合金化層の性能に影響を与える問題がある。一般に、合金化物質の添加方法にはあらかじめ基材表面に塗布する方法やレーザー照射中に溶融部に直接添加する方法がある⁷⁾。たとえば粉末状の合金化物質を塗布する場合均一に塗布するには手間を要し、吸着水分等に起因した気孔発生^{8)~10)}や直接添加法では歩留まり等の問題¹¹⁾が指摘されていた。

そこで本研究では、合金化物質に硬いAl基金属間化合物を生成するNi-Al系粉末を、あらかじめプラズマ溶射法により均一かつ緻密に基材アルミニウム合金に被覆した後、レーザー合金化法により基材と溶融合金化させた。そして、合金化層形成に及ぼすレーザー照射条件の影響、合金化層の組織、硬さおよび耐摩耗性について検討した。

2. 使用材料および実験方法

基材は市販のAl-Mg合金である5083アルミニウム合金板

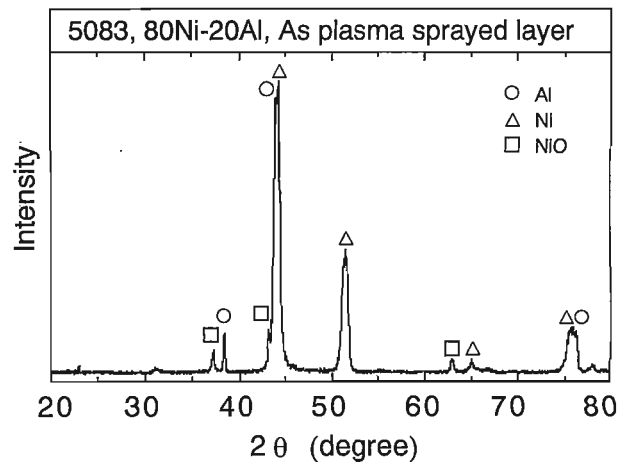


Fig. 3 X-ray diffraction pattern of the plasma sprayed layer.

(幅50×長さ100×厚さ10 mm)とし、合金化物質にはNiにAlを電着めっきした市販の2種類のNi-Al系溶射粉末(80および95 mass%Ni, 粒度: 45~105 μm, 昭和電工製)を用いた。

実験は、まず基材にアルミナ粉末(粒度: 公称710 μm(24メッシュ))を用いたプラスト処理を行いアセトンによる脱脂洗浄の後、大気中プラズマ溶射法(装置: プラズマダイオン製)によりNi-Al溶射層を形成した。溶射条件は、アーク電流: 700 A, アーク電圧: 42 V, 作動ガス: Ar (65 l/min), He (18 l/min), 溶射距離: 200 mm, トーチ移動速度: 100 mm/minとした。そして溶射回数を1~3回とし、膜厚100~380 μmの溶射層を形成した。

つぎに、試験片はシールド箱中の水冷銅板上に置き、Fig. 1に示すようにCO₂レーザービームを試験片の進行方向と垂直に走査しながら照射し、合金化を行った。使用したレーザー加工機は最大出力2500 Wで連続発振のCO₂レーザー(三菱電機製, マルチモード)である。照射条件はレーザー出力を2100 W, 試験片移動速度(*v*)を100, 200, 300および500 mm/minと変化させた。焦点はずし距離(*D_{df}*)は50 mm(焦点は試験片より上側)としシールドガスにはアルゴンガス(20 l/min)を用いた。レーザービーム走査の周波数は10 Hz, 走査幅は5 mmとした。なお、ビーム径は試験片表面で3.2 mmであった。

そして合金化層の組織観察, X線回折, EPMA分析, ビッカース硬さ試験(負荷荷重: 0.98 N)および大越式迅速摩耗試験(荷重: 4.9 N, 摩擦距離: 100 m, 摩擦速度: 2.5 m/s)を行った。

3. 実験結果および考察

3.1 プラズマ溶射層の特徴

Fig. 2にNi-Al溶射層の断面組織を示す。粉末は基材への衝突により扁平状に堆積し、一部層間に気孔が見られた。Fig. 3に溶射層断面のX線回折結果を示す。溶射中の粉末の酸化によりNiOが同定されたが、NiとAlの反応による化合物は生成されずプラズマ溶射単独では、合金化は認められなかった。

3.2 レーザー合金化層の組織

Fig. 4に80Ni-20Al溶射層について試験片移動速度(*v*)

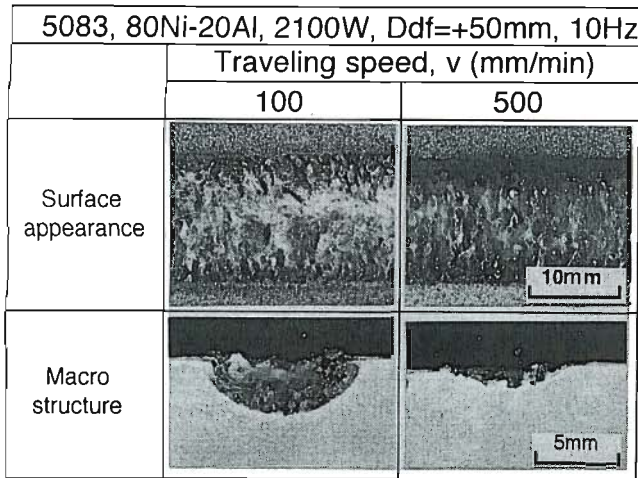


Fig. 4 Surface appearance and macrostructure of the laser alloyed layer.

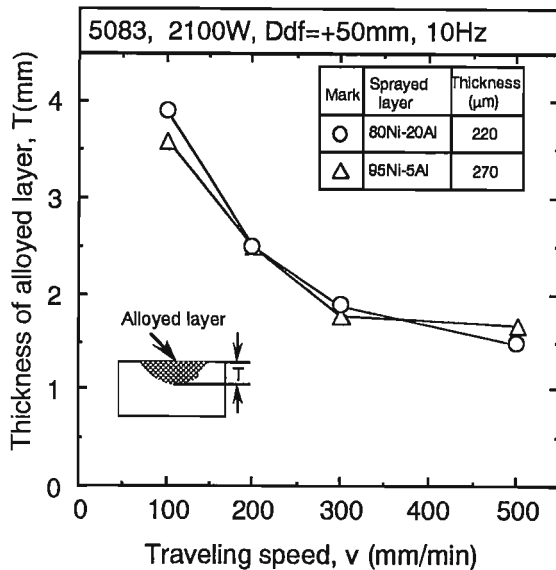


Fig. 5 Effect of traveling speed on the thickness of the laser alloyed layer.

を変化させた場合のレーザ合金化層の表面外観および断面マクロ組織の一例を示す。表面外観はいずれの条件でも比較的滑らかであり、移動速度の影響はほとんど認められなかった。マクロ組織の場合、半楕円形状の合金化領域（エッチングにより黒色化）は移動速度の増加に伴い減少した。また、プラズマ溶射法による合金化物質のプレコート方法では、これまで著者らが粉末塗布法で行った実験^{8),9)}に比べてレーザ合金化層内の気孔の発生が少なくなる傾向が認められた。この理由としては、プラズマ溶射法では溶射中の加熱により、気孔の主要因となる粉末の吸着水分の除去や溶射層中の粉末粒子間の空洞が少なくなったためと考えられる。

つぎに、本研究では合金化領域の最大溶け込み深さをレーザ合金化層厚さとして定義した。Fig. 5 にレーザ合金化層厚さに及ぼす移動速度の影響を示す。厚さは v の増加とともに減少するが、 $v=500$ mm/min においても厚さ約 1.5 mm の合金化層が得られた。また、合金化層の厚さにはニッケル量は影響しなかった。Fig. 6 にレーザ合金化層の X 線回折結果を示す。移動速度が 100 mm/min では、 Al_3Ni および Al_3Ni_2

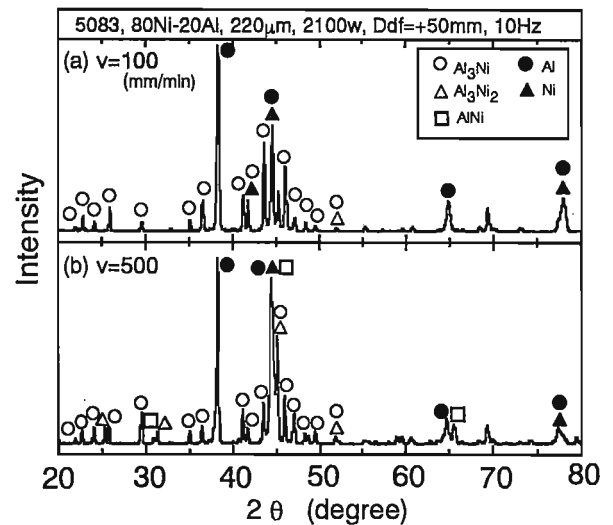


Fig. 6 X-ray diffraction patterns of the laser alloyed layer with $v=100$ and 500 mm/min.

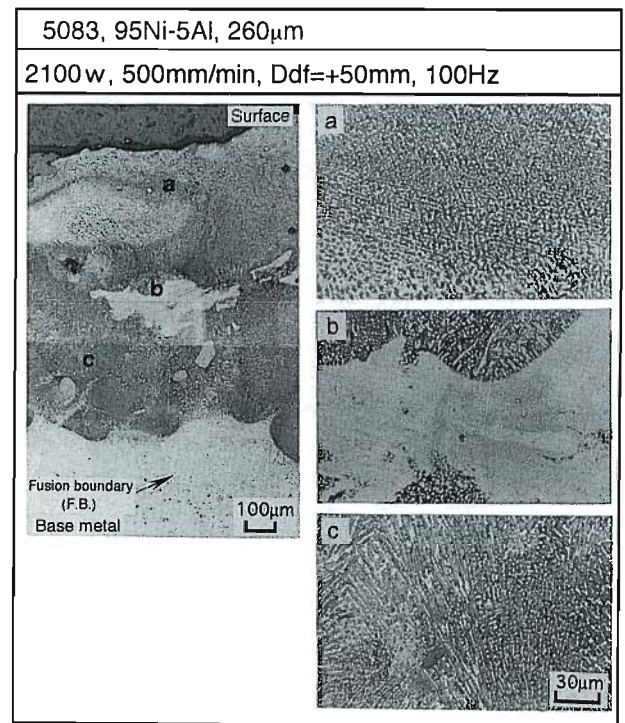


Fig. 7 Example for microstructure in cross section of the laser alloyed layer.

が同定され、500 mm/min ではこれら以外に AlNi も同定された。

つぎに、Fig. 7 にレーザ合金化層の断面マイクロ組織の典型例を示す。表面から溶融境界までのほぼ全面にわたり針状の晶出物 (a および c) が分布しており、一部中央付近に塊状の晶出物 (b) も観察された。Fig. 8 にレーザ合金化層の典型的な組織をまとめて示す。組織は 4 つに分類できた。すなわち、Type A はラメラ状の共晶 ($\alpha\text{-Al} + \text{Al}_3\text{Ni}$ (白色)) が島状に分布したものである。Type B は針状の Al_3Ni (a) が晶出した組織である。Type A および B は移動速度 (v) が 100 および 200 mm/min の場合でよく観察され、Type A は合金化層の上部に Type B はその下部側に分布する傾向があった。そして、Type B の針状 Al_3Ni は移動速度の増加とともに緻

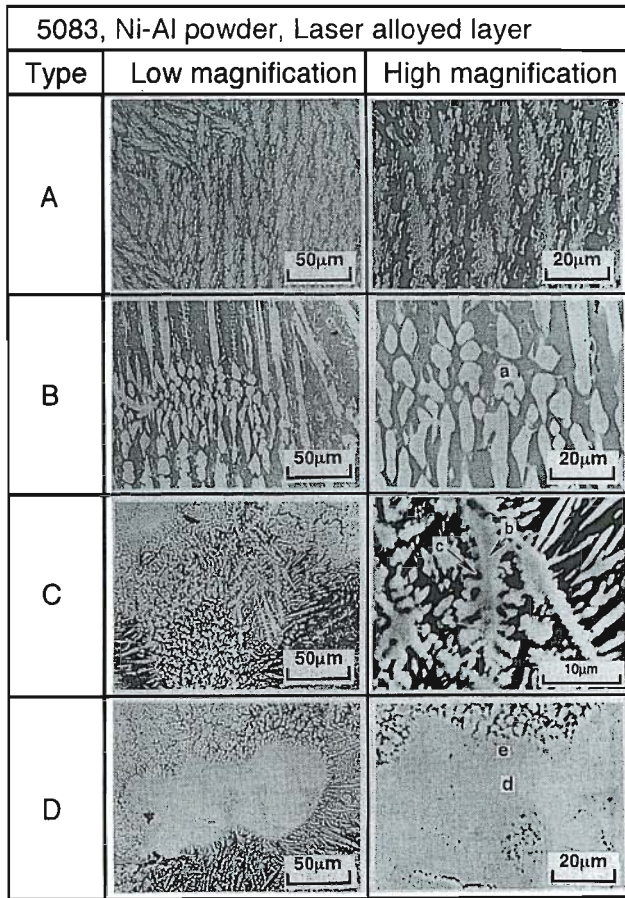


Fig. 8 Typical microstructures of the laser alloyed layer.

密に分布する傾向を示した。Type Cはデンドライト状の晶出物が分布した組織であり、EPMA分析の結果、この晶出物は内部が Al_3Ni_2 (b)でその周囲が包晶反応によって生成された Al_3Ni (c)の混在組織であった。Type Dは塊状の晶出物組織であり、内部(d)が $AlNi$ で外側(e)が包晶反応により生成された Al_3Ni_2 の混在組織であった。Type CおよびDの組織は $v=300$ および 500 mm/minの条件で形成されやすい傾向を示した。各組織の平均的なニッケル含有量をEPMA分析により測定した結果、Type Aは約4~8 mass%, Type Bは約10~37 mass%, Type Cは約47~52 mass% および Type Dは約60 mass%であった。いずれの形成組織もAl-Ni系二元合金平衡状態図での組織にほぼ対応していた。以上のことはFig. 5で述べたように移動速度の増加に伴い合金化層の厚さが減少する、すなわち基材との希釈が減少し、合金化層中のニッケル量が相対的に増加するため、低移動速度側では、組織はType AおよびBが、高移動速度側では、Type CおよびDが形成されやすくなったと考えられる。

3.3 レーザ合金化層の硬さ

Fig. 9に移動速度(v)を変化させた場合のレーザ合金化層の硬さ分布を示す。なお、80Ni-20Al溶射層の硬さは約190 HVであった。 $v=100$ mm/minの場合、合金化層上部のType A領域では硬さは100 HV程度であり、下部側のType Bの領域では100~150 HVであった。 $v=200$ mm/minの場合、表面付近を除けばほとんどがType Bであり、針状の Al_3Ni が多く分布しているため、硬さは200 HV程度まで上昇した。 $v=300$ mm/minではさらに針状の Al_3Ni が緻密に

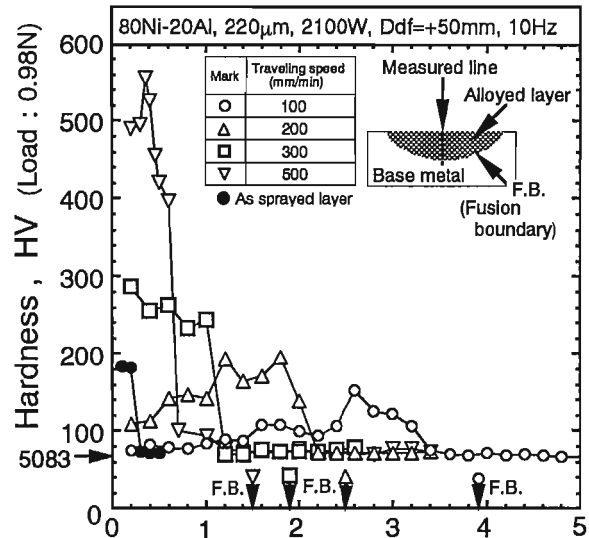


Fig. 9 Effect of traveling speed on hardness distribution in alloyed layer.

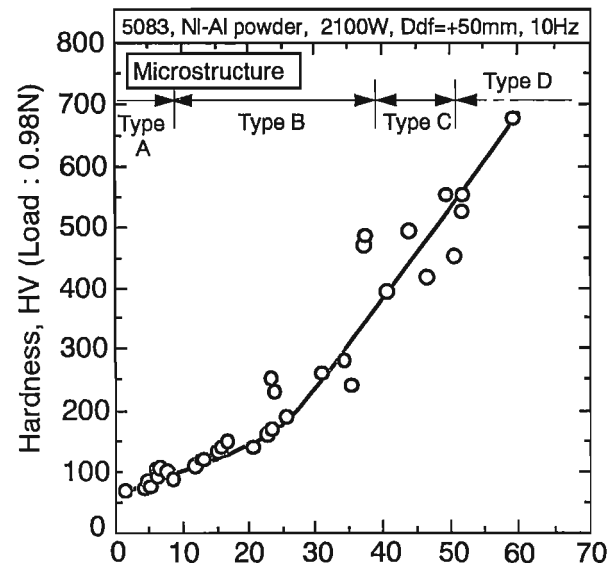


Fig. 10 Effect of Ni content on hardness of the laser alloyed layer.

分布するため、硬さはHV250~300に上昇し、安定した硬さ分布を示した。そして、 $v=500$ mm/minではType BのほかにもType CおよびDが形成され、硬さは400~550 HVに達した。Fig. 10にEPMAにより定量分析したレーザ合金化層中のニッケル含有量と硬さの関係を示す。また、分析位置の組織をFig. 8の分類に従い表示した。硬さはニッケル含有量の増加に伴い単調に増加する傾向を示した。そしてニッケル含有量が約60 mass%で硬さは700 HVに達した。

3.4 レーザ合金化層の耐摩耗性

大越式迅速摩耗試験で測定した合金化層の比摩耗量をFig. 11に示す。いずれの合金化層も基材および溶射層に比べて比摩耗量は小さく、耐摩耗性に優れていた。また移動速度の増加とともに比摩耗量は減少し、耐摩耗性は高くなる傾向を示すが、 $v=200$ mm/min以上では比摩耗量の減少の程度は小さかった。これは、合金化層の硬さの増加に伴い耐摩耗性は向上することを意味しており、この関係をFig. 12に示す。これはレーザ合金化層の表面硬さと比摩耗量の関係を

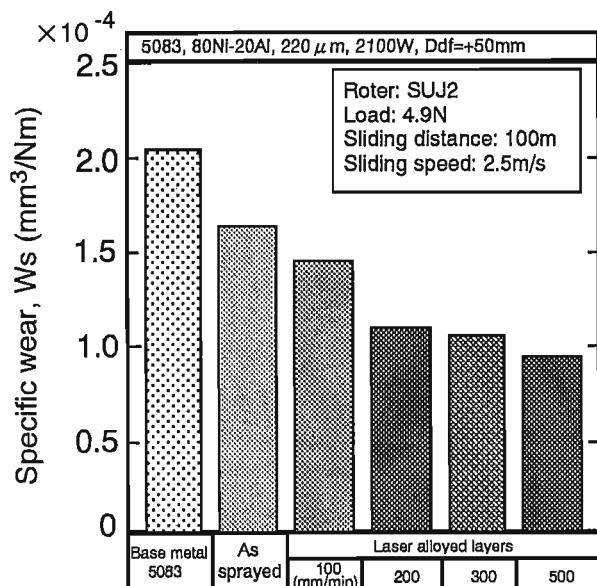


Fig. 11 Comparison of specific wear in the laser alloyed layer, as sprayed layer and base metal.

示したものであり、硬さのわずかな増加に伴い比摩耗量は急激に減少する傾向を示し、耐摩耗性は向上したが、250 HV 以上では比摩耗量はほぼ一定値となり耐摩耗性はほとんど変化しなかった。また、同一の硬さでは溶射層に比べて合金化層は耐摩耗性に優れていた。さらに、S50C とほぼ同等な耐摩耗性を示した。

以上のことより、耐摩耗性の向上の観点から考えると硬さは250 HV 程度で十分であり、移動速度300 mm/min の条件で得られた針状の Al_3Ni が緻密に分布する組織が最適であると考えられる。

4. 結 言

本研究で得られた主な結果は次のとおりである。

(1) レーザ合金化層の厚さは試料移動速度が100 mm/min の場合で約4 mm あり、移動速度の増加に伴い厚さは減少するが、500 mm/min の場合で厚さ約1.5 mm の厚膜合金化層が得られた。

(2) 合金化層の組織は4つに分類でき、 Al_3Ni と $\alpha-Al$ の共晶組織、 Al_3Ni の針状組織、内部が Al_3Ni_2 で周囲が Al_3Ni のデンドライト状組織、および内部が $AlNi$ で周囲が Al_3Ni_2 の塊状組織が形成された。これら形成組織とニッケル量の関

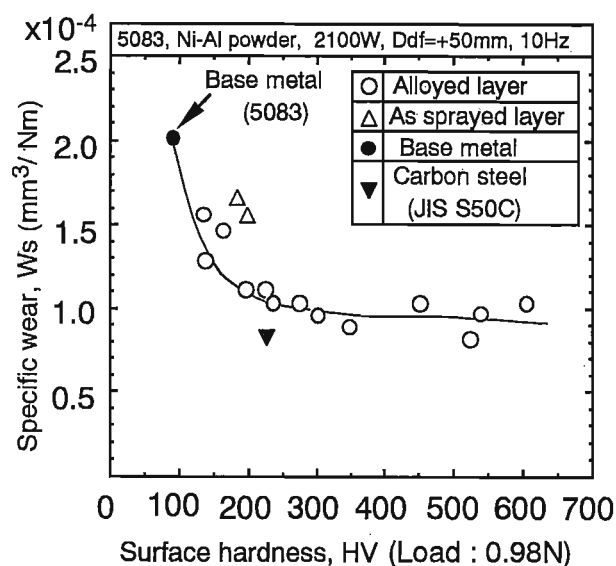


Fig. 12 Relation between surface hardness and specific wear in the laser alloyed layer.

係は Al-Ni 系二元合金平衡状態図とよく一致していた。

(3) 合金化層の硬さはニッケル含有量の増加とともに増加し、最大で約700 HV に達した。

(4) 合金化層の耐摩耗性は硬さ250 HV までは硬さの増加とともに向上するが、それ以上では変化しなかった。

参 考 文 献

- 1) 上田幸雄, 村川英一: 大阪大学溶接工学研究所高エネルギー溶射研究センター公開研究シンポジウム, (1993), 91.
- 2) 松田福久: 軽金属, 40 (1990), 746.
- 3) 富田正吾: 第21回軽金属セミナー「最近のアルミニウム材料の表面改質, 複合化技術」, 軽金属学会, (1997), 45.
- 4) 鋳金属系材料研究開発センター編: アルミ表面ミリオオーダー硬化技術調査報告書, (1989).
- 5) 鋳金属系材料研究開発センター編: アルミニウム合金の表面厚膜硬化技術, 日刊工業新聞社, (1995), p. 105.
- 6) K. Nakata and M. Ushiroda: Surface Engineering, 13 (1997), 45.
- 7) 中田一博, 富田正吾: 軽金属, 45 (1995), 578.
- 8) 富田正吾, 中田一博, 向山俊博, 松田福久: 溶接学会論文集, 12 (1994), 295.
- 9) 富田正吾, 中田一博, 松田福久: 軽金属学会第86回春期大会講演概要, (1994), 239.
- 10) 重松一典, 中村 守, 町田充秀: 軽金属, 47 (1997), 292.
- 11) K. P. Cooper and J. P. Ayers: Surface Engineering, 1 (1985), 263.