レーザ合金化法によるアルミニウム合金表面への鉄粉末の合金化*

富田 正吾**, 中田 一博***, 向山 俊博****, 松田 福久***

Surface Alloying of Aluminum Alloy using Fe Powder by Laser Alloying Process*

by Shogo Tomida**, Kazuhiro Nakata***, Toshihiro Mukaiyama**** and Fukuhisa Matsuda***

Laser alloying process has been investigated to make a thick hardened alloyed layer on the surface of commercial aluminum alloy (A5052) plate using the powder mixtures of Al with 20, 50, 70 and 100 mass% Fe. The measured hardness and wear resistance of alloyed layer have been discussed in relation to the microstructure of alloyed layer. The optimum traveling speed to obtain a smooth surface decreases with the increase in Fe content in the powder mixture. There were four types of the microstructural morphologies in alloyed layer depending on Fe content in the powder mixture and traveling speed, namely cellular dendrite, needle-like FeAl_3 , fine needle-like FeAl_3 and lump-like Fe_2Al_5 . The hardness of alloyed layer with needle-like FeAl_3 , fine needle-like FeAl_3 and lump-like Fe_2Al_5 were HV100-200, HV300-500 and HV700-900, respectively, though cracking occurred in the case of lump-like Fe_2Al_5 structure. The wear resistance of alloyed layer increased with the increase in hardness. The most desirable structure of alloyed layer for wear resistance was that with fine needle-like FeAl_3 having 29-34 mass% Fe.

Key Words: Laser, Aluminum alloy, Surfacing, Hardness, Iron, Wear

1. 緒 言

最近、自動車産業を中心に製品の軽量化のために、部材へのアルミニウムの適用が進んでいる。アルミニウム(Al)およびその合金は軽量で、比強度が高く、耐食性および加工性に優れているが、鉄鋼材料に比べて耐摩耗性に劣るという欠点がある。このため、従来から陽極酸化皮膜やめっき等により硬化層を形成させて耐摩耗性の改善がなされてきたが、いずれも硬化層の厚さは数十 μm 以下と薄い。アルミニウム母材は軟らかいために、このような薄膜硬化層では大きな面圧荷重下での耐摩耗性は不十分であり、硬化層の厚さとしてはミリオーダーが必要であると言われている^{1,2)}。

アルミニウムおよびその合金の表面厚膜硬化技術に関する調査研究¹⁾によれば、ミリオーダーの厚膜硬化処理が可能な技術としては、レーザビーム、電子ビーム、アークおよびプラズマを熱源とした表面溶融合金化法と火炎溶射およびプラズマ溶射によるコーティング法が期待されている。

このうち、表面溶融合金化法による硬化層は、母材との密着性の点でコーティング法に比べて優れている。さらに、レーザを熱源とした合金化法は大気中で加工でき、エネルギー密度が高いために母材への熱影響が少なく、かつ高融点材料の合金化も可能であり注目されている。これまでにアルミニウム合金へのレーザ合金化法において用いられた材料としてTi³⁾、Ni^{4,5)}、Fe⁶⁾、Si^{7,8)}、B⁹⁾、SiC⁹⁾、TiC^{3,10)}およびTiN⁹⁾などの多くの材料が検討さ

れているが、合金化層の機械的および化学的性質に関する研究は不十分であり、合金化材料と合金化層の諸特性との関係に関する詳細な検討が要求されている。そこで、本研究では耐摩耗性の改善の観点からAlと硬い金属間化合物を形成するFe粉末を用いて、CO₂レーザによる表面合金化を行い合金化層形成の適正条件、形成組織、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

2.1 使用材料

基材は市販のAl-Mg合金A5052である。その寸法は幅40×長さ100×厚さ8(mm)である。合金化粉末としてFe粉末(純度99.9%、粒度 $\leq 149\mu\text{m}$)およびこれを質量比20, 50および70 mass%でAl粉末(純度99.9%、粒度 $\leq 177\mu\text{m}$)と混合させたものを用いた^{*)}。合金化粉末はアクリル液をバインダーとして基材の表面に塗布し、ホットプレートにて乾燥させた。なお、粉末の塗布量は70 mg/cm²とした。

2.2 実験方法

Fig. 1にレーザ合金化法の概略図を示す。使用したレーザは最大2500 WのCO₂レーザ装置であり、光学系にはビームスキャニング装置を用いた。試験片は上蓋にレーザ入射のための隙間を設けたシールド箱中で、レーザによる溶融幅を一定に保つため、水冷銅板の上に設置した。そして、Arガス雰囲気中(20 L/min)でレーザ照射を行った。なお、レーザ照射中に発生するヒュームあるいはスパッタ等が光学系に入るのを防ぐために、ノズルの横からArガス(15 L/min)を水平方向に流した。

レーザビームの形態はマルチモードであり、出力を2200 W一定の条件でレーザ照射を行い、試験片移動速

*原稿受付 平成5年9月6日 平成3年度春季全国大会で発表

**正 員 富山県工業技術センター Member, Toyama Industrial Technology Center

***正 員 大阪大学溶接工学研究所 Member, Welding Research Institute of Osaka University

****非 会 員 富山県工業技術センター Toyama Industrial Technology Center

^{*)}本研究では予備実験としてFe, Co, CrおよびNiを用いてレーザ合金化を行った結果、Feの場合硬さ約HV450および厚さ約0.5 mmの合金化層を形成できたことから、Fe粉末を合金化材料として用いた。

Fig. 1 Schematic illustration of laser alloying process.

度 (v) は40, 50, 75, 100および200 mm/min と変化させた。また、ビームスキャンの条件はビームスキャン周波数を100 Hz および幅を約5 mm とし、焦点はずし距離 (D_{df}) は焦点位置が試験片より上側30 mm (+30 mm) とした。このときの試験片表面でのビーム径(アクリルバーンパターン測定)は2.4 mm であった。これらの条件で75 mm 長の合金化層を得た。そして、各試験片の合金化層の断面組織観察、電子線マイクロアナライザー (EPMA と略す) による Fe および Al の定量分析 (ZAF 法, 加速電圧15 kV, 試料電流7 nA, ビーム径30 μ m) および X 線回折 (ディフラクトメータ, CuK α 線, 管電圧40 kV, 管電流80 mA) を行った。また、マイクロピッカース硬度計 (荷重0.98 N) による断面硬さ分布測定および大越式迅速摩耗試験による合金化層の比摩耗量の測定 (相手材 SUJ2, 荷重4.9 N, 摩擦距離100 m, 摩擦速度4.36 m/s) を行った。

3. 実験結果および考察

3.1 合金化層形成の適正条件範囲および断面マクロ組織

Fig. 2 に Fe 粉末の混合率 (mass%) および試験片移動速度を変化させた場合の合金化層の表面外観の例を示す。移動速度 (v) が50 mm/min の場合、100%Fe 以外はいずれも表面は滑らかで割れ等の欠陥のない良好な表面外観を呈した。また、100%Fe では、所々に塊状の合金

Fig. 3 Effects of traveling speed and Fe content in the powder mixture on surface appearance of alloyed layer.

化物が形成されるのみで、表面は凹凸が顕著となり良好な合金化層は得られなかった。 $v=100$ mm/min の場合、20%および50%Fe では表面が滑らかで良好な外観を呈したが、70%Fe では合金化層の両端に塊状の合金化物が形成された。そして、100%Fe では粉末のみが溶融し、粒状になり表面に付着して、合金化層は形成されなかった。

Fig. 3 に合金化層の表面外観と Fe 粉末の混合率および移動速度の関係をまとめて示す。合金化層の表面外観が滑らかなもの (○印)、塊状合金化物が形成され、凹凸が顕著なもの (△印) および粉末のみが溶融したり、粉末が飛散して合金化層が形成されなかったもの (×印) の3つに分類した。20%Fe の場合では、いずれの移動速度においても表面が滑らかな合金化層が形成されたが、混合率の増加と共に試料表面が滑らかになる領域は低速度側に移る傾向にあった。そして、100%Fe では $v=50$ mm/min 以下でのみ合金化層が形成されたが、Fig. 2 で示したように表面は凹凸が顕著となる状態であった。

Fig. 2 General appearance of alloyed layer surface.

Fig. 4 General appearance of macrostructure of alloyed layer.

Fig. 4 に合金化層の断面マクロ組織の例を示す。溶融境界を明瞭にするため、ラコム液 (50% HCl +47% HNO_3 +3% HF) を用いて腐食した。20%Fe, $v=50$ mm/min の場合、溶込みが最も深いため、厚い合金化層が形成された。そして、Fe 混合率あるいは v の増加と共に母材の溶込みは浅くなり、合金化層の厚さは薄くなる傾向を示した。また、70%Fe, $v=100$ mm/min の場合では、塊状の合金化物が表面より盛り上がった状態で形成されていた。

Fig. 5 は合金化層の幅および厚さに及ぼす移動速度 (v) の影響をまとめて示したものである。合金化層の幅は混合率および v に関係なく、約4.5~5 mm とほぼ一定であった。合金化層の厚さは、20%Fe, $v=50$ mm/min

Fig. 5 Relation between traveling speed and the width, thickness of alloyed layer.

Fig. 6 Typical microstructures of alloyed layer.

Fig. 7 Illustration showing Fe content and microstructure of alloyed layer on Al-Fe binary phase diagram.

で、約1.4 mmと最も厚いが、 v の増加と共に合金化層は薄くなる傾向を示した。さらに、各 v において、Fe混合率の増加に伴い合金化層の厚さは薄くなる傾向を示した。

3.2 合金化層の形成組織

Fig. 6に合金化層の代表的なマイクロ組織を示す。マイクロ組織はその形態から4つに分類できる。すなわち、(a)は細かなセル状樹枝状晶組織であり、金属間化合物は形成されていなかった。(b)は針状の金属間化合物が分散した組織であり、割れは発生していなかった。(c)は(b)に比べて針状の化合物が細かく、緻密に分布した組織であり、(b)と同様に割れは発生していなかった。(d)は塊状化合物が形成された組織であり、化合物の内部には割れが認められた。また、化合物の下部にはブローホールも見られた。これらの金属間化合物をX線回折およびEPMA分析により同定した結果、(b)の針状物および(c)の微細な針状物はいずれも FeAl_3 、(d)の塊状物は Fe_2Al_5 であった。

Fig. 7は合金化層の組織およびEPMA分析により測定したFe含有量をAl-Fe系の二元合金平衡状態図に表示したものである。各合金化層のFe含有量はセル状樹枝状晶組織で約3~6 mass%、 FeAl_3 である針状物では、約18~29 mass%、微細な針状物では、やや増加して約29~34 mass%、そして、 Fe_2Al_5 である塊状物では、約42~54 mass%であった。以上のようにレーザ合金化で形成された組成は平衡状態図の組成にほぼ対応していた。

Fig. 8に合金化層の形成組織に及ぼす移動速度およびFe混合率の影響を示す。[]内の表示はFig. 3で述べた合金化層の表面状態を示したものである。20%Feの場合、合金化層ではセル状樹枝状晶組織および FeAl_3 の針状物が形成され、 $V=75$ mm/min以上では針状物が形成され易い傾向にあった。50%Feの場合、 $v=100$ mm/min以下では針状物および微細な針状物が形成され易くなり、一部合金化層の底部や端部では塊状物が形成された。 $v=100$ mm/min以上では Fe_2Al_5 の塊状物が形成され

Fig. 8 Combined effect of traveling speed and Fe content in the powder mixture on microstructure of alloyed layer.

易くなり、部分的に針状物も形成された。70%Feの場合、 Fe_2Al_5 の塊状物が形成され易く、 $v=50$ mm/min付近では合金化層の表面付近で一部針状物が形成された。そして、100%Feの場合、塊状物が形成されるのみであった。以上の組織の変化は合金化層の表面状態とよく対応している。すなわち、セル状樹枝状晶組織、針状物および微細な針状物が形成される組織の場合、合金化層の表面は滑らかとなる。そして、塊状物が主体となる組織では表

Fig. 9 Distribution of hardness on cross section of the alloyed layer.

Fig. 10 Relation between Fe content and hardness of alloyed layer.

面は凹凸が顕著となった。

3.3 合金化層の硬さ

Fig. 9 は Fig. 6 で述べた凝固組織における断面硬さ分布を示す。○印は20%Fe, $v=50$ mm/min の条件で、細

Fig. 11 Comparison of specific wear in base metal and alloyed layers.

かなセル状樹枝状晶組織となる場合であり、硬さは母材よりわずかに高い程度であった。△印は50%Fe, $v=40$ mm/min の条件で、針状の FeAl_3 が分散した組織であり、硬さは針状物が密なところで HV200 程度であった。□印は50%Fe, 50 mm/min の条件で、硬さは HV400 ~ 450 であり、硬さの変動も少なかった。組織は微細な針状物の FeAl_3 が分布したものであり、割れ等の欠陥は発生していなかった。さらに、▽印は50%Fe, $v=100$ mm/min の条件で、硬さは HV700 ~ 900 と極めて硬いが、前述したように塊状の Fe_2Al_3 が分布した組織であり、割れが発生する傾向にあった。

つぎに、Fig. 10 に EPMA 分析した合金化層中の Fe 含有量と硬さの関係を示す。Fe 含有量の増加と共に硬さは上昇し、18から29 mass%Fe 以下では針状の FeAl_3 が分散した組織を示し、硬さは HV100 から 300 であった。そして、29から34 mass%Fe で微細な針状物の FeAl_3 が分布した組織となり、硬さは HV300 から 500 に達した。さらに、42 mass%Fe 以上では、硬さが HV700 以上となるが、塊状の Fe_2Al_3 が分布した組織となり、割れが発生した。

したがって、欠陥のない良好な合金化層としては、Fe 含有量が29~34 mass%の微細な針状の FeAl_3 が緻密に分布した組織になることであり、その硬さは HV300 ~ 500 であることが示された。この組織の形成領域はすでに述べた Fig. 8 に示す領域であり、形成条件範囲は比較的狭い。

3.4 合金化層の耐摩耗性

大越式迅速摩耗試験により合金化層の比摩耗量の測定を行った。Fig. 11 は Fig. 3 において各 Fe 混合率における良好な表面外観の合金化層が得られた $v=50$ および75 mm/min の合金化層の比摩耗量を母材の比摩耗量と

Fig. 12 Relation between surface hardness and apecific wear of alloyed layer.

比較したものである。いずれの条件においても、合金化層の比摩耗量は母材に比べて著しく減少した。また、比摩耗量は Fe 混合率の増加と共に減少する傾向を示した。したがって、合金化層の形成により耐摩耗性は著しく向上し、かつ Fe 混合率が高いほど耐摩耗性は優れていることが示された。

また、Fig. 12 に合金化層の表面硬さと比摩耗量の関係を示す。なお、図中の●印は母材の場合を示す。比摩耗量は硬さの増加と共に約 HV200 までは急激に減少し、それ以上では比摩耗量は徐々に減少する傾向にあった。すなわち、耐摩耗性は硬さの増加に伴い向上することが示された。Fig. 10 で述べたように硬さは合金化層中の Fe 含有量と共に増加するため、耐摩耗性の向上のためには前述したように Fe 混合率を増加させれば良いが Fe 混合率の増加には限界が存在する。すなわち、70%Fe では硬さは HV800 まで達するが、割れが発生し易くなる。したがって、実用的な観点からは最も硬くなる 70%Fe 混合率の場合に比べて硬さはやや低下するが、耐摩耗性にあまり差がない 50%Fe 混合率で硬さが HV300~500 となる条件、すなわち微細な針状の FeAl_3 が緻密に分布した組織となる場合が最良の耐摩耗性を示すものであることが明らかとなった。

4. 結 言

Fe 粉末と Al 粉末を種々の質量比で混合した粉末を塗布したアルミニウム合金の A5052 に対して出力 2200

W の CO_2 レーザを用いて表面溶融合金化処理を行った。そして、合金化層形成の適正条件、組織および機械的性質について検討した。得られた主な結果は以下のとおりである。

(1) Fe 混合率が 20% の場合、いずれの移動速度においても、表面が滑らかな合金化層が形成された。滑らかな表面を呈する合金化層の形成領域は、Fe 混合率の増加と共に低速度側へ移行する傾向を示した。そして、100%Fe では 50 mm/min 以下でのみ合金化層が形成されたが、その表面は著しい凹凸を呈した。

(2) 本研究で用いた CO_2 レーザ出力 2200 W の条件下では、合金化層の厚さは最大で約 1.4 mm であった。

(3) 合金化層の組織は Fe 含有量によって異なり、Fe 量が 6 mass% まではセル状樹枝状晶組織、18~29 mass% では FeAl_3 針状組織、29~34 mass% では微細な FeAl_3 針状組織、42 mass% 以上では Fe_2Al_5 塊状組織であった。これらの形成相と Fe 量との関係は平衡状態図とよく一致していた。

(4) FeAl_3 の微細針状組織では、割れは発生しなかったが、 Fe_2Al_5 の塊状化合物層では層内に割れが発生した。

(5) 合金化層の硬さは、セル状樹枝状晶組織で約 HV100、針状 FeAl_3 の化合物層で HV100~200、微細な針状 FeAl_3 の化合物層で HV300~500 および塊状 Fe_2Al_5 の化合物層で HV700~900 であった。

(6) 大越式迅速摩耗試験により耐摩耗性を評価した結果、母材に比べて合金化層の比摩耗量は硬さの増加と共に減少するが、HV700 以上では合金化層中に割れが発生した。このため、耐摩耗性の向上のためには HV400 程度の硬さを示す、Fe 量が 29~34 mass% の微細な FeAl_3 針状組織が最適なことがわかった。

参 考 文 献

- 1) 側金属系材料研究開発センター：アルミニウム表面ミリオード硬化技術報告書、(1989)。
- 2) 松田福久：軽金属、40 (1990)、746。
- 3) 松田福久、中田一博：溶接学会全国大会講演概要、44 (1989)、176。
- 4) S. Jobez, J.M. Pelletier, A.B. Vannes: Proc. 2nd IFHT Seminar "Surface Engineering with High Energy Beams", (1989)、317。
- 5) 富田正吾、向山俊博：富山県工業技術センター研究報告、3 (1989)、26。
- 6) M. Pierantoni, E. Blank: Proc. 2nd IFHT Seminar, (1989)、355。
- 7) A.M. Walker, W.M. Steen, D.R.F. West: Proc. Aluminum Technology '86, 88 (1986)、1。
- 8) W.J. Tomlinson, J.R. McAra, A.S. Bransden: Surface Engineering, 6 (1990)、213。
- 9) G. Ricciardi, M. Cantello, G. Molino, W. Varani, E. Carlet: Proc. 2nd IFHT Seminar, (1989)、415。
- 10) K.P. Cooper, J.D. Ayers: Surface Engineering, 1 (1985)、263。