

プラズマアーク粉体アロイング法による Al 合金表面への TiC 粒子アロイング層形成条件の検討*

松田 福久**, 中田 一博**, 徐 昌済***, 橋本 武典****

Effect of Process Parameter on Formation of Alloyed Layer on Aluminum Alloy Surface by PTA Powder Alloying Process*

by Fukuhisa Matsuda**, Kazuhiro Nakata**, Chang-Che Suhr*** and Takenori Hashimoto****

The effect of alloying conditions on the formation of alloyed layer on A5083 aluminum alloy surface has been investigated by using plasma transferred arc (PTA) process with TiC as powder alloyed material.

As process parameters, electrode polarity, kind of shielding gas, plasma arc current, powder feeding rate and travel speed were discussed.

The alloying conditions were 100-250 A in plasma arc current, 100-1000 mm/min in travel speed, 5-15 g/min in powder feeding rate with different combination of polarity and shielding gas, namely DCEN-Ar, AC-Ar and DCEN-He.

Alloyed layer with smooth surface can be easily obtained by PTA process with DCEN-He and AC-Ar, but was difficult with DCEN-Ar because molten pool surface was covered with thick oxide film which prevented smooth injection of TiC powder into molten pool.

Higher arc current and lower travel speed made easy to form the alloyed layer.

Injection efficiency (ratio of the gained TiC amount in alloyed layer to TiC amount fed) increased with the increase of a surface area of molten pool and reached almost 100% in DCEN-He.

Volume fraction of TiC in alloyed layer increased with the increase of plasma arc current and powder feeding rate, but was likely to saturate to a limited value.

It was made clear that DCEN-He was the most superior process to show the wider optimum range of alloying conditions even at high travel speed of 500 mm/min and large injection efficiency and volume fraction of TiC than AC-Ar and DCEN-Ar.

This beneficial effect of DCEN-He in PTA process was considered to high temperature of molten pool surface about 1000°C in DCEN-He, which was much higher in AC-Ar of about 700°C, because this high temperature of molten pool enabled the smooth injection of TiC particle into molten Al pool due to good wettability between TiC particle and molten Al.

Key Words: Aluminum Alloy, Metal matrix composite, Plasma Transferred Arc welding, Ceramics powder, TiC powder, Alloyed layer, Particle dispersion, Overlaying

1. 緒 言

アルミニウム (Al) およびその合金は軽量で比強度が高いという特性を利用して航空機, 自動車などの輸送および産業機器分野にすでに広く利用されている。しかし産業の高度化したことによって Al 合金に対しても, さらに他の新しい機能特性が求められてきている。その一つとして特に注目されているものに Al 合金の耐摩耗性の改善が挙げられ, Al 合金表面に厚さがミリオオーダーの厚膜表面硬化層の形成が要求されてきている^{1,2)}。このような厚膜表面硬化層を形成するためには表面溶融合金化法が有効な方法の一つと考えられており¹⁾, 溶融熱源としてティグアーク^{3,4)}, ミグアーク^{5,6)}, プラズマアーク⁷⁻¹¹⁾, 電子ビーム^{12,14)} 及びレーザービーム¹⁵⁻¹⁷⁾ の利用が試みら

れてきている。しかし, これらの技術はまだ新しい分野であるため, そのプロセスについても, また形成アロイング層の特性についても未検討の面が多い。

このため, 本研究では表面溶融熱源としてはすでに, 鉄鋼材料に対して実用化されているプラズマアーク粉体アロイング法 (以下 PTA 法と略す) を使用し, Al 合金表面にセラミックス粒子分散アロイング層を形成する方法について, 特に PTA 処理条件の影響に注目して検討した。

2. 使用材料および実験方法

2.1 使用材料

母材の Al 合金には比較的強度の高い A5083 板 (150^t × 100^w × 10^t mm) を使用した。Table 1 にその化学組成を示す。またアロイング材料としては, 融点が高く, かつ比較的軽量である TiC を用いた。Fig. 1 に粉末形状

Table 1 Chemical composition of Al alloy used.

Material	Chemical composition (mass%)								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
A5083	0.30	0.23	0.09	0.47	4.15	0.16	0.19	0.01	Bal.

*原稿受付 平成6年9月1日 平成3年度秋季全国大会で発表

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

*** 成均館大学校金属工学科 Dept. of Metallurgical Engineering Sung Kyun Kwan University

****学生員 大阪大学大学院 Student Member, Graduate School of Osaka University



Fig. 1 Shape of TiC powder used.

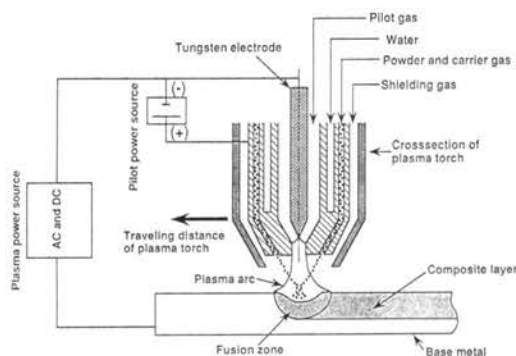


Fig. 2 Schematic illustration of PTA process.

Table 2 PTA conditions used.

Polarity	AC		DCEN	
	Ar	Ar	Ar	He
Gas (l/min)	Ar	Ar	Ar	He
Pilot gas	0.5	0.5	0.5	6.2
Powder carrier gas	2	2	2	6.2
Shielding gas	15	15	15	45
Plasma arc current (A)	100-250			
Plasma arc voltage(V)	28*		38*	
Travel speed (mm/min)	100-300		100-1000	
Powder feeding rate (g/min)	5-15			

*at 200A of plasma arc current

を示す。粉末は粉碎粉であるがやや丸みをおびている。また、用いた粉末の粒径は45~106 µmである。

2.2 実験方法

2.2.1 PTA 法によるアロイング層形成法

Fig. 2 は PTA 法の原理図を示す。プラズマアークにより母材表面層を一定移動速度で溶融しながら、図に示すようにトーチ内からセラミックス粉末をプラズマアーク中を通して、溶融池に供給し、溶融部に母材と供給された粉末とのアロイング層を形成する。

Table 2 に PTA 条件を示す。PTA 電源にはインバータ式交直両用溶接機（プラズマ粉末アロイング装置，NPPS100 型）を用いた。また本研究では、放電極性は交流（AC）もしくは直流正極（DCEN）とし、シールドガスとしては交流では Ar，直流では Ar と He をそれぞれ単独に使用した。交流周波数は 200 Hz，正極（EN）と逆極（EP）の時間比率（ T_{EN}/T_{EP} ）は 75/25，さらに逆極電

流（ I_{EP} ）は 200 A とそれぞれ一定とし、正極電流（ I_{EN} ）のみを変化させることにより平均電流（ I_{MEAN} ，以下これを単にプラズマ電流と記す）を 100 から 250 A まで変化させた。またトーチ移動速度は 100 から 1000 mm/min まで、粉末供給量は 5 から 15 g/min まで変化させた。またさらにトーチ先端と母材表面間距離は 8 mm 一定とした*。

2.2.2 アロイング層マクロおよびマイクロ組織観察法

アロイング層の表面外観は目視検査を行い、アロイング層形成の有無やその表面状態（平滑さ）を調べた。次に試片断面を研磨（エメリーペーパー #1500 まで→アルミナ（0.3 µm）バフ研磨）後、光学および走査型電子顕微鏡（SEM）を用いてアロイング層の組織観察を行った。また、EPMA 分析によりアロイングされた TiC 粒子と母相アルミニウムとの反応の有無を検討した。さらに、アロイング層内の TiC 粒子体積率の測定を行った。測定は、アロイング層の上、中および下部において光学顕微鏡写真上（写真倍率×50，視野範囲1.5×2.4 mm²）で点算法（840 交点）により行った。

2.2.3 溶融池温度の測定

あらかじめ母材裏面よりアロイング時に溶融池となる部分の所定の位置まで穴（直径 1.8 mm）をあけ、アルミナ絶縁管（外径 1.6 mm）を通して、熱電対（W5%Re/W26%Re，直径 0.25 mm）を挿入し、固定した。その後、アロイング層の形成を行い、その時の溶融池内の温度履歴を測定した。アロイング層形成後、試験片断面を観察し、熱電対の挿入状態を観察し、挿入位置の確認を行った。

3. 実験結果および考察

3.1 適正アロイング条件範囲におよぼす PTA 処理パラメーターの影響

3.1.1 プラズマアーク放電極性とシールドガスの種類の組み合わせを変化させたときのプラズマ電流および粉末供給量の影響

Fig. 3 は放電極性（DCEN，AC）およびシールドガスの種類（Ar，He）を変化させた場合のアロイングビード表面外観に及ぼすプラズマ電流および粉末供給量の影響を示す。ただし、移動速度は 100 mm/min 一定とした。

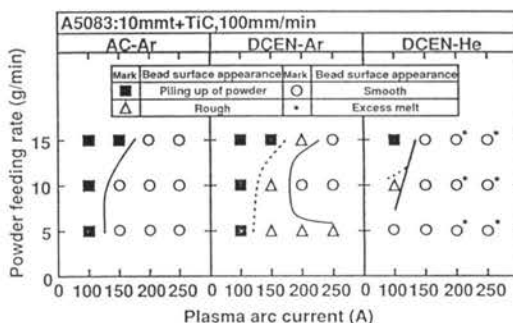


Fig. 3 Combined effect of plasma arc current and powder feeding rate on composite bead appearance at different arc polarities.

*本法では粉末はノズル先端の 2 箇所から供給されトーチ中央軸上で交差し、その交差位置がノズル先端より 8 mm 離れた地点になっている。

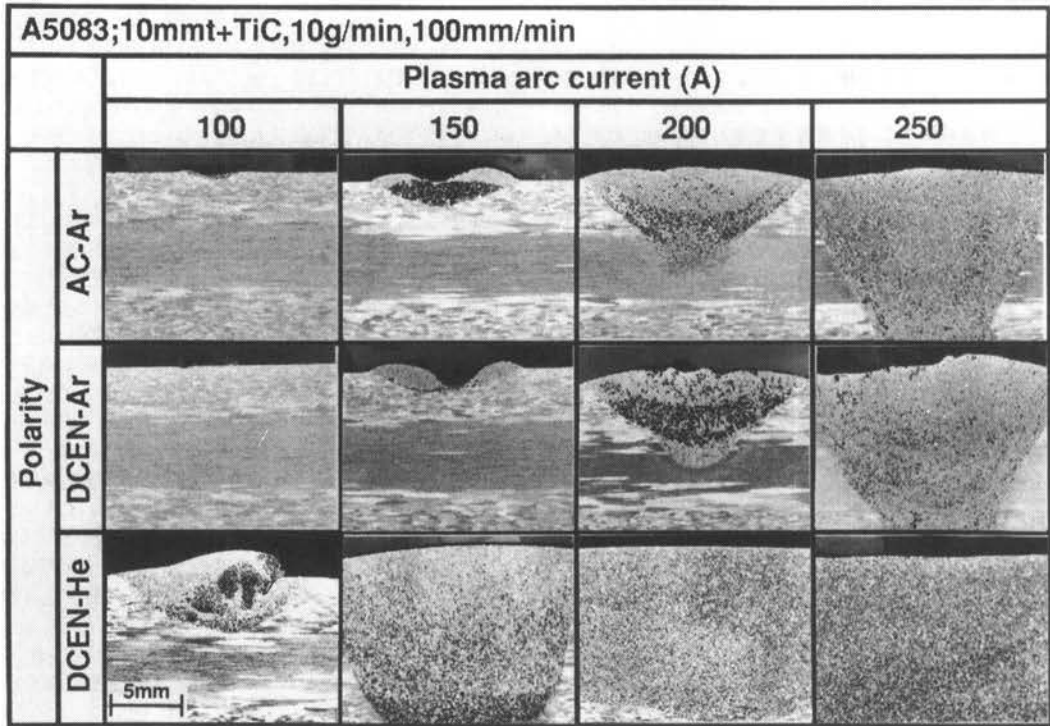


Fig. 4 Effect of plasma arc current on crosssectional macrostructure at different polariries.

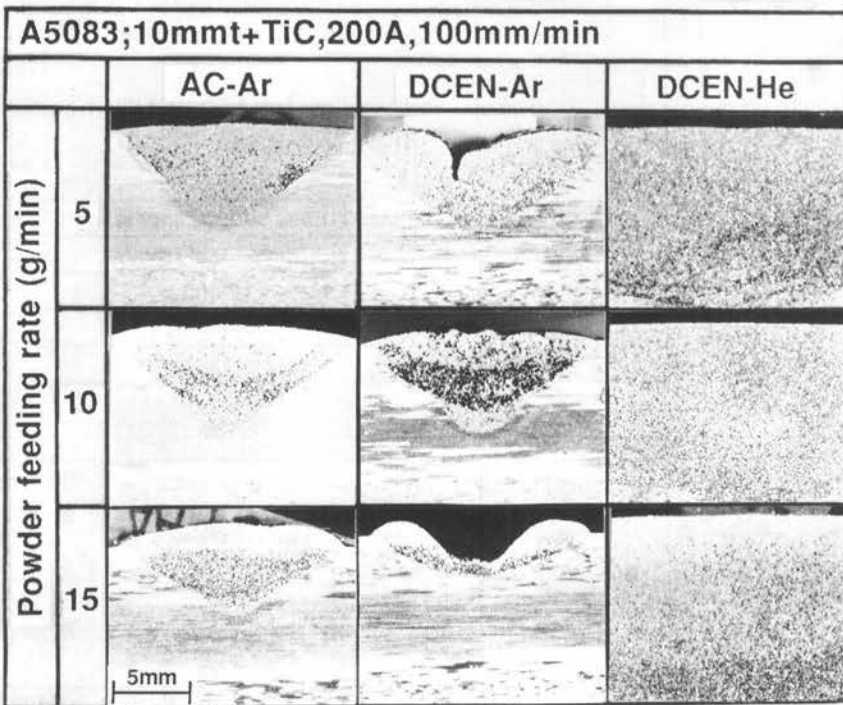


Fig. 5 Effect of powder feeding rate on crosssectional macrostructure at different polariries.

移動速度の影響については3.1.2で述べる。ビード外観はビード表面への粉末堆積の有無および表面の凹凸の度合により、図中に示すように4段階に分類して評価した。すなわち、粉末が母材表面に堆積してアロイング層が形成できなかったものは■、アロイングビード表面の凹凸が激しいものを△、表面が滑らかなものを○で示した。また、溶込み深さが母材裏面まで達したのものには*を付した。

いずれの放電極性でも良好なアロイング層(○)の形成はプラズマ電流に大きく依存し、プラズマ電流の高い範囲で形成された。これに対して、粉末供給量の影響は本研究の範囲内(15g/minまで)では小さかった。

DCEN-HeおよびAC-Arではほぼ同様の良好なアロイングビード外観範囲が得られた。しかし、DCEN-Heでは高電流域で溶込み深さが母材裏面にまで達した。これに対して、DCEN-Arでは適正条件範囲は狭い。Figs. 4および5にそれぞれ各放電極性およびシールドガスにおけるビード断面形状に及ぼすプラズマ電流および粉末供給量の影響を示す。Fig. 4において溶込み深さは放電極性によらずプラズマ電流の増加に伴い増加した。

DCEN-ArとAC-Arではほぼ同様の溶込み深さであるが、DCEN-Heの溶込み深さはこれらよりもかなり大きい。これはTable 2に示したようにアーク電圧がHeの場合には38VとArの場合の28Vよりも高くなり入熱量が増加したためである。これに対してFig. 5からわかるように溶込み深さは粉末供給量の増加にともない若

干小さくなるがその影響は比較的小さい。

またこれらの図からもDCEN-Arではビード表面粗さが大きく、特にビード中央部が凹となり良好なアロイング層を得ることは困難であった。Al母材表面にある強固な酸化皮膜がDCEN-Arでは除去されずに溶融池表面を覆っており¹⁸⁻²⁰、さらにArを用いた場合にはHeに比べてプラズマ気流が大きく²¹、そのために溶融池表面への酸化皮膜の巻き込みを生じたものと考えられる。

3.1.2 トーチ移動速度の影響

Fig. 6は各放電極性に対して、移動速度を100, 300, 500, 700および1000 mm/minと変化した場合の適正アロイング範囲を示す。AC-ArおよびDCEN-Arでは、移動速度300 mm/min以上では適正アロイング層を得ることはできなかった。これに対して、DCEN-Heでは、高移動速度になるにしたがいアロイング範囲は減少したが、500 mm/minにおいても良好なアロイング層(○)を得ることができ、さらに1000 mm/minでもアロイング層の形成が可能であった。Fig. 7は移動速度とビード外観および断面形状の変化を示す。トーチ移動速度の増加にともない当然のことながら溶込み深さは減少するが、前述のように良好なアロイング層が形成されている。

以上の結果、いずれの放電極性でもアロイング層は得られることがわかった。しかし、ビード外観が良好な適正条件範囲の観点からはDCEN-Heが最も広く、かつ高移動速度での形成が可能であり最も優れていた。AC-Arは低移動速度ではDCEN-Heとほぼ同等と見なせる。

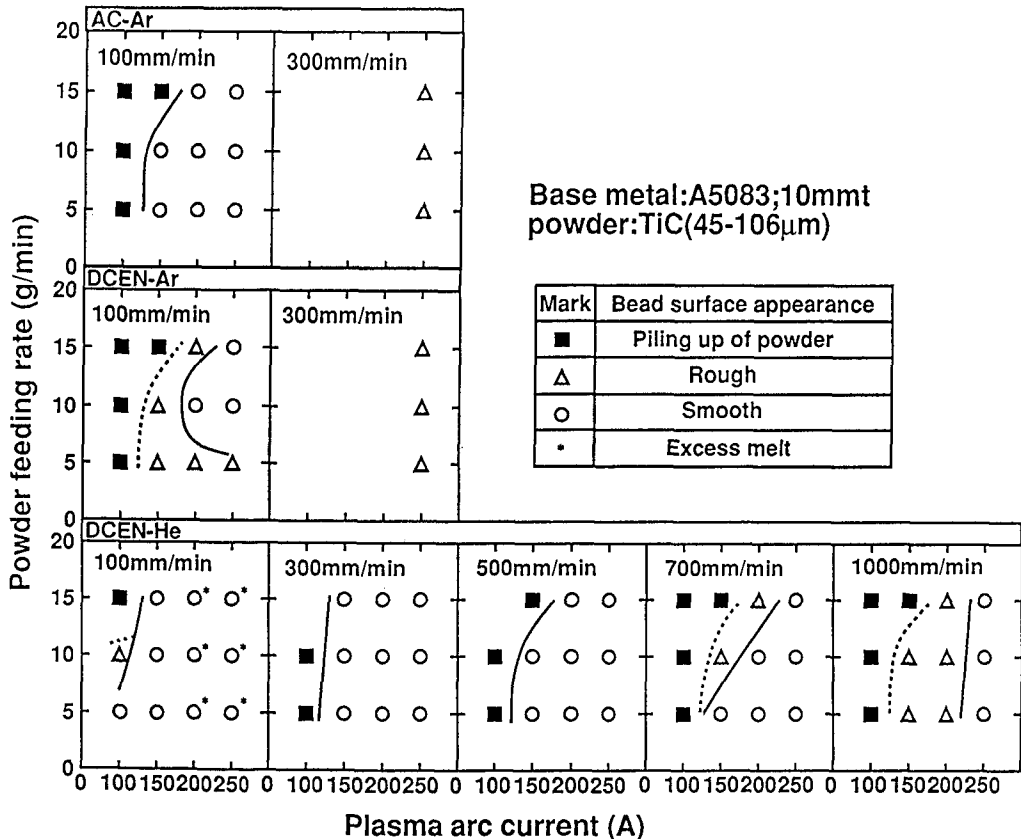


Fig. 6 Effect of travel speed on optimum area showing smooth bead surface appearance at different polarities.

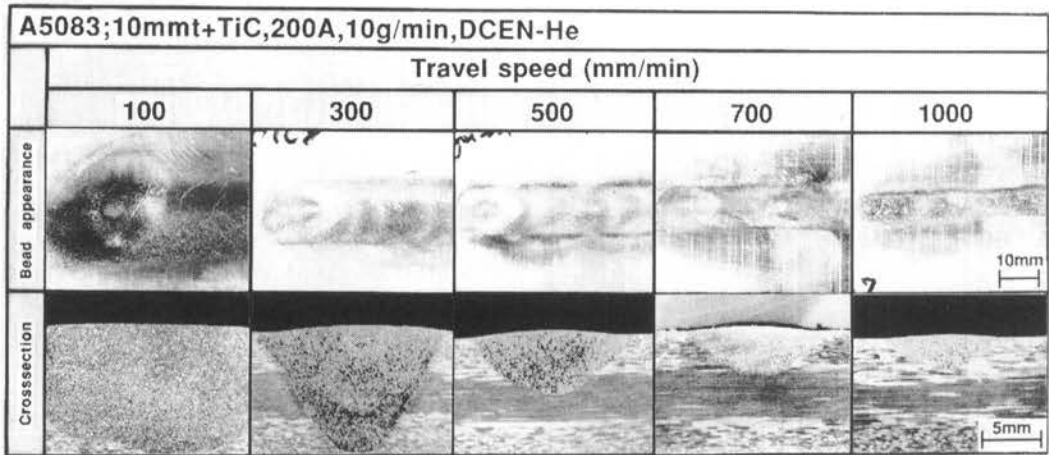


Fig. 7 Bead surface appearance and crosssectional macrostructure of TiC composite layer at different travel speed.

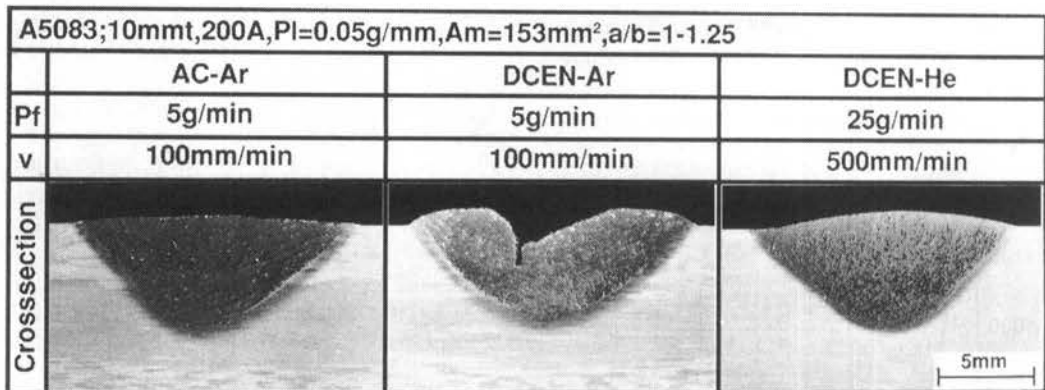


Fig. 8 Effects of polarity and shielding gas on crosssectional macrostructure of TiC particle in composite layer.

DCEN-Ar は前2者に対して著しく劣る結果が得られた。

3.2 アロイング層内への粒子混入に及ぼすアロイング条件の影響

3.2.1 放電極性およびシールドガスの影響

Fig. 8 は放電極性とシールドガスの組み合わせにおけるアロイング層の macros 組織を示す。アロイング条件は放電極性とシールドガスの組み合わせの影響を明確にするために溶込み深さおよび溶融池表面積がほぼ同一となる条件で行った^{**}。前述したように同一溶込み深さを得るためには DCEN-He ではトーチ移動速度を増加することになる。そこでほぼ同一の溶込み深さ(約5mm)が得られる条件として、DCEN-Ar および AC-Ar ではトーチ移動速度は100 mm/min、DCEN-He では500 mm/min とした。さらに3.2.3で述べるがトーチ移動速度を変化させると同一粉末供給量では単位長さ当たりの粉末供給量(PI)が変化する。そのため粉末供給量(Pf)を DCEN-Ar および AC-Ar では5g/min、DCEN-He では25g/min とし、単位長さ当たりの粉末供給量が同一

(PI=0.05 g/mm)になるようにした。なお、プラズマ電流はすべて200 A とした。

DCEN-Ar では、アロイング層表面の凹凸が激しく良好なアロイング層は得られなかった。これに対して、AC-Ar および DCEN-He では良好なアロイング層が得られた。

さらに Fig. 9 にそれぞれの放電極性でのアロイング層形成後の母材重量の変化と供給された粉末の重量の比として求めた粉末混入効率(Ei)およびアロイング層内の TiC 体積率(Vf)を示す。Ei は(1)式を用いて求めた。

$$Ei = (Wi/Wf) \times 100 \quad (1)$$

$$Wi = W' - Wb \quad (2)$$

$$Wf = (Pf/v) \times Lb \quad (3)$$

ここで、各記号はそれぞれ

Ei: 粉末混入効率 (%)

Wi: 混入粉末量 (g)

Wf: 供給粉末量 (g)

W': アロイング層形成後の母材重量 (g)

Wb: 母材重量 (g)

Pf: 粉末供給量 (g/min)

v: トーチ移動速度 (mm/min)

Lb: アロイング層ビード長さ (mm)

^{**}トーチ移動速度が異なっているが溶融池の長軸 a と短軸 b の比(a/b)もほぼ同一数値であった。

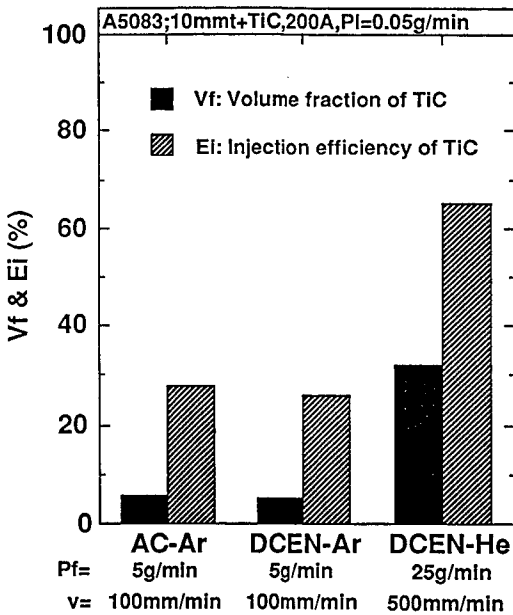


Fig. 9 Effects of polarity and shielding gas on volume fraction of TiC particle (Vf) in composite layer and injection efficiency of powder fed into composite layer (Ei).

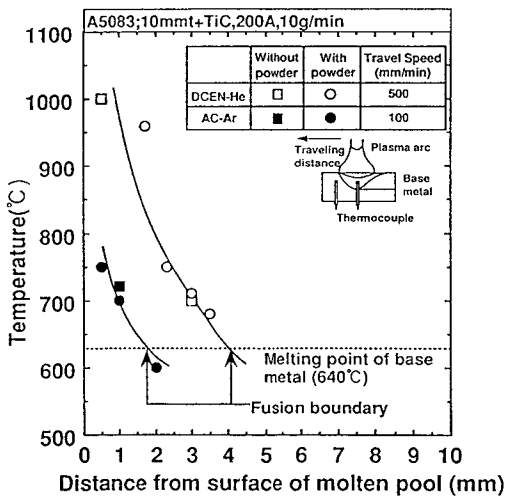


Fig. 10 Influence of arc polarity on temperature distribution in molten pool during PTA process.

を示す。

AC-Ar および DCEN-Ar では Ei および Vf はほぼ同程度であるのに対し、DCEN-He では Ei および Vf ともに大きな値となっており、単位長さ当たりの粉末供給量が同一条件下では DCEN-He の方が粉末粒子が混入され易いことが明らかになった。

セラミックス粒子のアロイングにおいては溶融 Al と粒子間の濡れ性が重要な因子となる。また、その濡れ性は溶融 Al の温度が高いほど良好であり、種々の物質と溶融 Al との濡れ性はある温度以上で急激に向上するこ

とが知られている²²⁻²⁶⁾。例えば、この溶融 Al に対する濡れ性は急激に向上する温度は黒鉛に対しては 800°C^{22,23)}、SiC では 900°C²⁴⁾、Al₂O₃ では 900°C²⁵⁾、SiO₂ では 800°C²⁵⁾、さらに Si₃N₄ では 900°C²⁶⁾ であり、いずれのセラミックスにおいても大略 800~900°C の値を示す。

そこで、DCEN-He および AC-Ar について溶融池内の温度分布の測定を行った。Fig. 10 は TiC 粉末を用いた場合の DCEN-He および AC-Ar での溶融池表面からの温度分布を示す。アロイング条件としては前述したようにほぼ同一の溶込み深さ約 5 mm が得られた条件とした。図に示すように、同一溶込み深さでの溶融池内の温度分布は、DCEN-He の方が AC-Ar に比べて高く、特に溶融池表面近傍では後者が 700°C であるのに対して、前者はこれよりも約 300°C も高い 1000°C に達した。これは、プラズマアークが He では Ar よりも高温であるためと考えられる²⁷⁻²⁹⁾。すなわち、Ar と He の熱拡散係数を比較すると Ar では 4.2×10^{-8} (m²/s) であるのに対して He では 3.7×10^{-7} (m²/s) と He の方が約 10 倍も大きい²⁷⁾、そのためにプラズマアーク柱内から外周に向かう高温ガス粒子の拡散速度が He の方が大きく、アーク外周での熱損失が大きくなりそれを補うために電位傾度が大きくなる。このために同一アーク長では Table 2 に示したように He の方が高い電圧を示し、アークの熱エネルギーが増加する。さらに表面からの熱損失を減少させるためにアークは緊縮しエネルギー密度の高いプラズマアークが形成される。このため、He ガスを用いた場合には高温のプラズマアークが得られ DCEN-He では溶融池表面近傍の温度が 1000°C にも達したものと考えられる。

以上の結果より、DCEN-He では溶融池表面温度は溶融 Al と TiC の濡れ性が急激に向上すると考えられる温度を越えており、このため TiC 粒子の混入が容易になったものと推察できる。

3.2.2 プラズマ電流の影響

Fig. 11 はプラズマ電流の変化に対する TiC 粒子の体積率 Vf を示す。アロイング層内の粒子体積率はプラズマ電流が 200 A において最も高い値を示し、この前後では、いずれの粉末供給量においても体積率は低下した。

粉末供給量 Pf が一定の場合には Vf は溶融池体積（ここでは便宜上、アロイング層断面積と溶融池表面積で表わした）と溶融池内に入ってくる TiC 粒子の割合を示す粉末混入効率 (Ei) が関係する。さらに、アロイング層断面積には 3.1.1 で示したようにプラズマ電流が大きく影響する。そこで、アロイング層断面積 (Ac) および溶融池表面積 (Am) におよぼすプラズマ電流の影響を Fig. 12 に示す。この図に示すように Ac および Am はプラズマ電流の増加とともに単調増加した。一方、粉末混入効率 Ei におよぼすプラズマ電流の影響は Fig. 13 に示すように、プラズマ電流が 200 A 以上ではほぼ 100% に近い粉末混入効率を示すが、150 A 以下では著しく低下する傾向を示した。これは、Fig. 14 に示すように溶融池表面積が粉末混入効率に大きく影響するためである。すなわち低電流では溶融池表面積が小さいために Ei が低下する。また、溶融池表面積がある程度の大きさ以上では Ei は 98~99% の値に飽和した。したがって、Fig. 11 において電流が減少すると Vf が減少するのは粉末供給量が一定でも Ei が減少するためであり、また電流が増加すると再び Vf が減少するのは Ei が一定になっても溶融池体積が増加するためである。

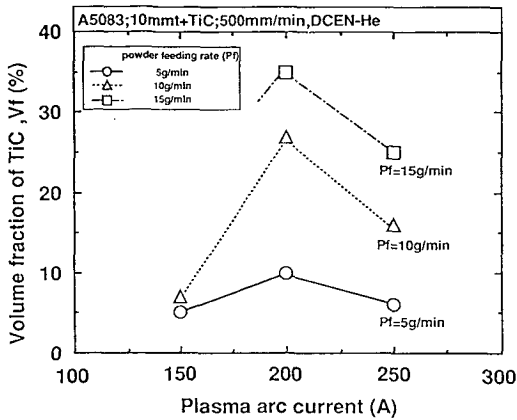


Fig. 11 Effect of plasma arc current on volume fraction of TiC particle in composite layer formed with DCEN-He.

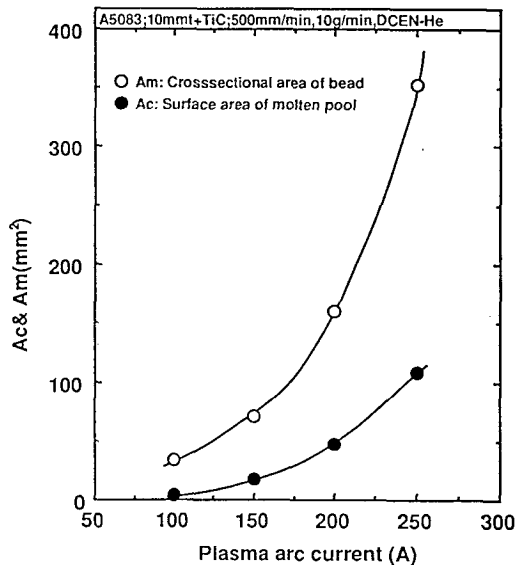


Fig. 12 Effect of plasma arc current on cross-sectional area of bead (Ac) and surface area of molten pool (Am) formed with DCEN-He.

3.2.3 粉末供給量の影響

Fig. 15 はトーチ移動速度500 mm/min, プラズマ電流200 A 一定での粉末供給量とアロイング層内の TiC 粒子体積率 Vf および粉末混入効率 Ei との関係を示す。粉末供給量が増加すると Vf は増加するが、粉末供給量の増加に伴う Vf の増加傾向は減少し、一定値に飽和する傾向を示した。これは、同図に示したように Ei が粉末供給量の増加とともに低下したためと考えられる。このことはアロイング層内の TiC 粒子体積率を増加させるには1層だけでは限界があることを示している。

3.2.4 トーチ移動速度の影響

Fig. 16 に移動速度100, 500および1000 mm/min でのアロイング層内の TiC 粒子の分布状態を示す。移動速度100 mm/min では TiC 粒子はアロイング層の上部にはほとんど分布せず、下部に高密度に分布した。これに対し

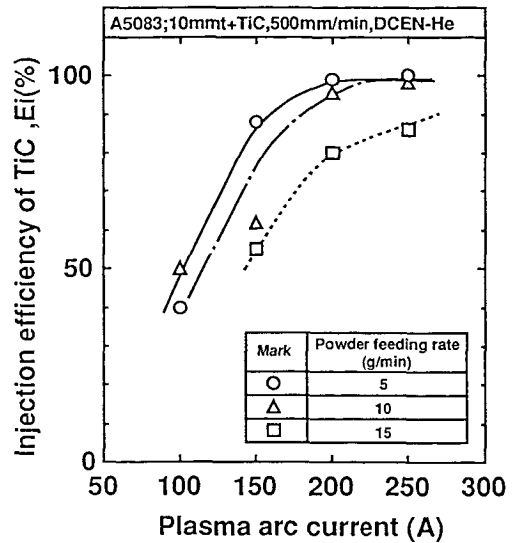


Fig. 13 Effect of plasma arc current on injection efficiency of powder fed into composite layer (Ei) formed with DCEN-He.

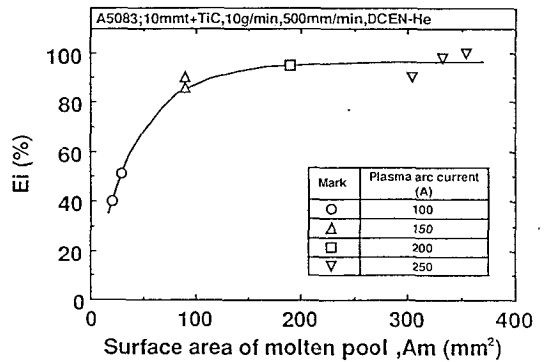


Fig. 14 Effect of surface area of molten pool on injection efficiency of powder fed into composite layer (Ei) formed with DCEN-He.

して移動速度が500および1000 mm/min と高速になるにつれて粒子の分布は均一化した。この原因は移動速度が速くなるとアロイング層の凝固速度も速くなり沈降する粉末の割合が減少したためと考えられるが、このことについては別報で詳しく述べる。Fig. 17 (a), (b)および(c)に TiC 粒子体積率 Vf, アロイング層断面積 Ac および単位長さ当たりの粉末量 Pl のトーチ移動速度依存性を示す。(a)より TiC 粒子の体積率 Vf (なお、不均一分布の場合も不均一部の体積率ではなく溶融池全体の平均値とした)は移動速度にかかわらずほぼ一定 (約23%) の範囲の値を示した。これは Fig. 17 (b)および(c)に示すように高移動速度になるにしたがい Ac は減少するが、同様に Pl も減少するためである。以上のことから、DCEN-He においては移動速度の高速度化は Vf 一定で均一な粉末粒子分散アロイング層を得ることができ、高能率化の観点から有効であることが明確になった。

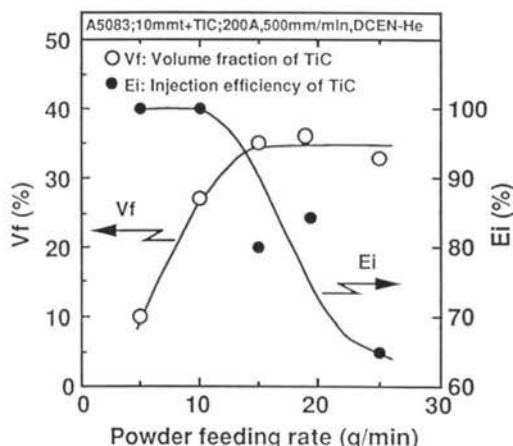


Fig. 15 Effect of powder feeding rate on volume fraction of TiC in composite layer (Vf) and injection efficiency of powder fed into composite layer (Ei) formed with DCEN-He.

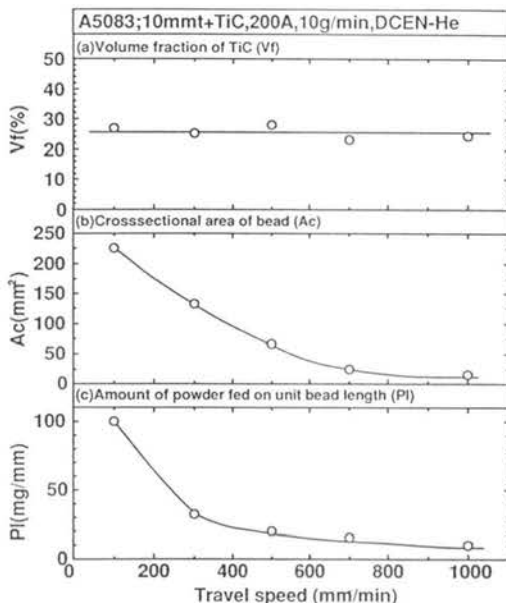


Fig. 17 Effect of travel speed on (a) TiC volume fraction in composite layer (Vf), (b) crosssectional area of bead (Ac) and (c) amount of TiC powder on unit bead length (PI) in DCEN-He.

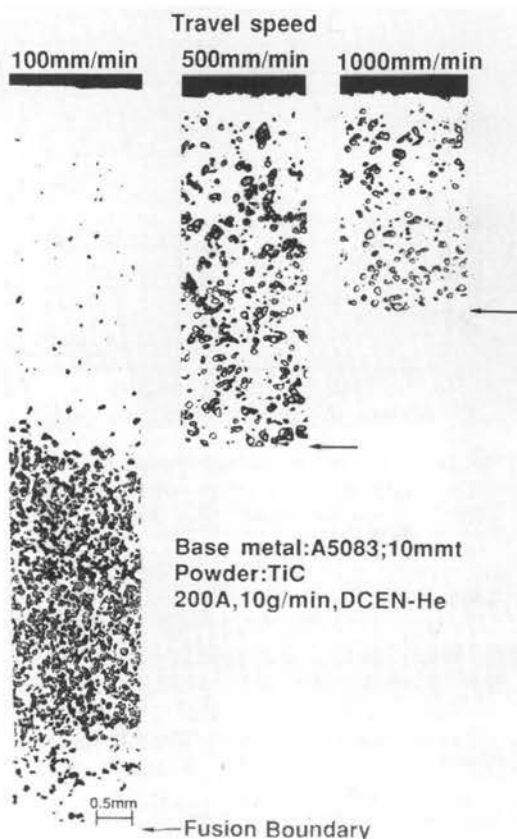


Fig. 16 Crosssectional microstructures of composite layer showing effect of travel speed on distribution of TiC particle in composite layer formed with DCEN-He.

4. 結 言

本研究では、プラズマ粉末アロイング法 (PTA 法) を用いて Al 合金表面層に TiC セラミックス粉末を添加することにより、そのアロイング層を形成する方法について検討した。そして主としてアロイング層形成におよぼすアロイング条件 (放電極性、シールドガスの種類、トーチ移動速度、プラズマ電流および粉末供給量) の影響を検討した。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 放電極性とシールドガスの組み合わせを DCEN-Ar, DCEN-He および AC-Ar の 3 種類としてアロイング層を形成した場合、いずれの放電極性においても高電流域 (200あるいは250 A) でアロイング層は得られた。特に表面の滑らかなアロイング層は AC-Ar および DCEN-He において得られた。しかしながら DCEN-Ar では表面酸化皮膜の影響と考えられる著しい表面の凹凸が認められた。

(2) アロイング層の適正条件範囲に対してはプラズマ電流の影響が大きく、これに対して本研究の範囲内では粉末供給量の増加は溶込み深さを若干減少させるものその影響は小さかった。

(3) DCEN-He では表面の滑らかな良好なアロイング層はトーチ移動速度 500 mm/min まで形成でき、さらにアロイング層そのものは 1000 mm/min の高速度においても形成された。これに対して、DCEN-Ar および AC-Ar では 300 mm/min でアロイング層の形成は不可能であった。

(4) AC-Ar でトーチ移動速度 100 mm/min の条件で得られた適正条件範囲とほぼ同程度の適正条件範囲を DCEN-He の場合にはトーチ移動速度 500 mm/min において得られ DCEN-He では高トーチ移動速度におい

でも良好なアロイング層が得られた。高速度化の観点から DCEN-He が最も優れていることが明らかになった。

(5) 同一アロイング層形成条件(溶込み深さおよび単位長さ当たりの粉末供給量が同じ)では DCEN-He の場合が粉末混入効率および粒子体積率ともに DCEN-Ar および AC-Ar の場合に比べて大きく、粉末混入効率では6倍、粒子体積率では3倍も大きな値を DCEN-He の場合には示した。

(6) 同一アロイング層形成条件においては DCEN-He を用いた場合のアロイング層形成時の溶融池表面近傍の温度は約1000°Cであり AC-Ar の700°Cに比して約300°Cも高い値を示した。この高い溶融池温度が DCEN-He におけるアロイング層形成を容易にし、さらに粉末混入効率を高めていると推察された。

(7) DCEN-He におけるアロイング層内への粒子の混入効率は、溶融池表面積に密接に関係し溶融池表面積の増加にともない粉末混入効率は増加し、溶融池表面積が十分大きくなるとほぼ100%に飽和した。

(8) アロイング層内の粒子体積率はトーチ移動速度および粉末供給量が一定の条件下では、プラズマ電流の増加にともない増加し、最大値を示したのち、それ以上では逆に減少する。プラズマ電流の増加による粒子体積率の増加は溶融池表面積の増加に伴う混入効率の増加のためであり、またその減少は溶融池体積の増加による。

(9) DCEN-He におけるアロイング層内の粒子体積率はプラズマ電流およびトーチ移動速度が一定の条件下では、粉末供給量とともに増加し、一定値に飽和する。

謝 辞

本研究に対して御援助をいただいた助軽金属奨学会、PTA 装置の使用に便宜をお図りいただいた日鉄溶接工業㈱および Al 合金をご提供いただいた昭和アルミニウム㈱に対して厚くお礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 助軽金属系材料研究開発センター (JRCM) : Al 表面ミリアーダ-硬化技術調査報告書 (1989)。
- 2) 松田 : アルミニウム表面厚膜硬化技術の現状と可能性, 軽金属, 40-10 (1990), 746。
- 3) 神戸, 中田, 栗原, 小池, 三宅 : アルミニウム-銅複合ワイヤによるアルミニウム合金のガスタンクステンアーク肉盛溶接法-アルミニウム合金の硬化肉盛溶接(第2報)-, 溶接学会論文集, 11-2 (1993), 247。
- 4) 富田, 中田, 松田 : ティグアーク溶接法による Al-Cu 合金棒の純アルミニウムへの硬化肉盛, 軽金属, 44-5 (1994), 263。
- 5) 神戸, 中田, 栗原, 小池, 三宅 : アルミニウム-銅複合ワイヤによるアルミニウム合金のガスシールドアーク肉盛溶接法-アルミニウム合金の硬化肉盛溶接(第1報)-, 溶接学会論文集, 10-4 (1992), 503。

- 6) 原田, 上山, 周, 工藤, 中田 : Al-Cu 複合ワイヤによるミグ硬化肉盛溶接について, 軽金属溶接, 31-10 (1993), 455。
- 7) 清水, 永井, 松田, 中田 : プラズマ粉体肉盛溶接法によるアルミニウム合金表面への炭化物アロイング, 軽金属, 40-10(1990), 761。
- 8) 李, 中田, 李, 松田 : プラズマアーク粉体肉盛法によるアルミニウム合金への硬化厚膜合金化層の形成-厚膜表面合金化層の形成条件とその形成組織-, 高温学会誌, 17-4 (1991), 177。
- 9) 李, 中田, 李, 松田 : プラズマアーク粉体肉盛法によるアルミニウム合金への硬化厚膜合金化層の形成-厚膜表面合金化層の硬化特性とその耐摩耗性-, 高温学会誌, 17-4 (1991), 191。
- 10) 松田, 中田, 朴, 橋本 : プラズマアーク粉体肉盛法によるアルミニウム合金表面へのシリコン合金化層の形成とその耐摩耗性の改善-PTA 法によるアルミニウム合金への硬化厚膜合金化層の形成(第3報)-, 高温学会誌, 19-4 (1993), 168。
- 11) K. Nakata, T. Hashimoto and F. Matsuda : SURFACE HARDENING OF ALUMINUM ALLOY BY PTA OVERLAYING PROCESS, Proc. of 1st Int. Conf. on Processing Materials for Properties, TMS (1993), 1089。
- 12) H. Grimm and J. Ruge : Weld stofftech, 8 (1977), 389。
- 13) M.W. Hiller : Mashine Electrotech, 32 (1977), 2。
- 14) B. Vient and S. Paidassi : Rapidly Solidified Crystal Alloys (1985), 291。
- 15) J.H.P.C. Megaw et al : 3rd Int. Collog. on Weld & Melt by Electron and Laser (1983), 269。
- 16) 富田, 中田, 向山, 松田 : レーザー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, 溶接学会論文集, 12-2(1994), 295。
- 17) 上西, 小林 : アルミニウム基材上への金属間化合物 Al_3Ti のレーザークラッディング, 軽金属溶接, 31-4 (1993), 1。
- 18) 溶接学会編 : 溶接便覧, 丸善 (1977), 1046-1048。
- 19) 水野, 藁田, 坂口 : アルミニウムとその合金の溶接, 産報出版 (1979), 90。
- 20) 安田 : 初歩のティグアーク現象, 軽金属溶接, 26-9(1988), 425。
- 21) 平岡, 岡田, 稲垣 : TIG アークにおける He ガスのアーク特性に及ぼす影響, 溶接学会論文集, 3-2 (1985), 241。
- 22) 中江 : アルミニウム溶湯と非金属の濡れ, 軽金属, 39-2(1989), 136。
- 23) 森, 松尾, 大城, 松田 : 溶融 Al と黒鉛の濡れ挙動に及ぼす Ni コーティングの影響, 日本金属学会誌, 51-3 (1987), 240。
- 24) V. Laurent, D. Chatain and N. Eustathopoulos : Wettability of SiC by Aluminum and Al-Si alloys J. Materials Science 22 (1987) 244-250。
- 25) 森, 空野, 北原, 大城, 松田 : 溶融 Al と黒鉛, Al_2O_3 , SiO_2 に及ぼす Ca の影響, 日本金属学会誌, 47-12 (1983), 1132。
- 26) M. Naka, M. Kubo and I. Okamoto : J. Material Science Letters, 6 (1987), 965。
- 27) 軽金属溶接構造協会 : アルミニウム構造物の溶接施工管理 (1981), 115。
- 28) 岡田, 荒田 : プラズマ工学, 日刊工業新聞社(1965), 340-343。
- 29) 日向, 安田, 恩澤 : He シールド交流ティグによるアルミニウム板の溶接, 軽金属溶接, 29-1 (1991), 15。