特 集 号

研究論文

プラズマ粉体肉盛溶接法によるアルミニウム合金表面
への炭化物複合化清水 茂樹*・永井 健介*
松田 福久**・中田 一博**

Carbide addition on aluminum alloy surface by plasma transferred arc welding process

Shigeki SHIMIZU*, Kensuke NAGAI*
Fukuhisa MATSUDA** and Kazuhiro NAKATA**

Effect of carbide addition on the surface characteristics of aluminum alloy 5083 has been investigated with the plasma transferred arc welding process (DCSP) of NbC, TiC or SiC powder. Optimum overlaying conditions under which bead appearance is superior and porosities in overlaid metal are lesser are determined. Moreover some characteristics of overlaid metal containing carbide are evaluated under these optimum conditions. The results are summarized as follows: (1) The maximum area fraction of carbide in overlaid metal is about 40% for NbC and TiC, and about 30% for SiC, (2) Vickers hardness of overlaid metal containing carbide is in the range between 111 and 141 hgf/mm^2 , (3) Abrasive resistance of overlaid metal at higher sliding speed is remarkably improved by the addition of carbide although that at lower sliding speed is not almost improved, (4) In the 180 degree bend test, cracks appear not in the boundary layer between overlaid and base metals but only in overlaid zone, meaning that the boundary layer is sound enough for ductility.

Keywords: carbide addition on aluminum alloy, plasma transferred arc welding process, area ratio of carbide, thickness of overlaid metal, abrasive resistance

(Received December 11, 1989)

1. 緒 言

アルミニウム合金には軽量化というすぐれた特性を有するために各種機器および構造物などに広く使用されているが、これら工業製品の機能が高度化かつ複雑化するに従い、アルミニウム合金についてより高い機能化が要求されるようになった。このため最近特にアルミニウム合金表面に耐摩耗性がすぐれ、かつミリオーダーの厚皮膜を形成する技術の確立が強く要求されるようになってきている。

ミリオーダーの厚皮膜が得られる可能性の高い肉盛溶接法として、TIG, MIG, 電子ビームおよびレーザービーム溶接について報告されているが^{1)~5)}、いずれの施工

法についても必ずしも満足すべき状態ではない。

本研究は、このため他の溶接法に比較して実用的であるプラズマ粉体肉盛溶接法を使用し、アルミニウム合金表面に NbC, TiC および SiC 添加による耐摩耗性のすぐれた肉盛材を形成するための適正溶接条件範囲および肉盛材の諸性質について、二三の検討を行った結果について報告する。

2. 供試材料および実験方法

2.1 供試材料

母材に 5083 アルミニウム合金、50 mm 厚さを使用した。化学成分を Table 1 に示す。肉盛材料として粒径 61~147 μm の NbC, TiC 粉末および粒径 88~246 μm の

* トーカロ㈱ (神戸市)。Tocalo Co. Ltd. (Kobe-shi, Hyogo).

** 大阪大学溶接工学研究所 (茨木市)。Welding Research Institute of Osaka University (Ibaraki-shi, Osaka).

Table 1 Chemical composition of 5083 aluminium alloy used as base metal (wt%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.35	0.23	0.09	0.47	4.15	0.16	0.19	0.01	Bal

Fig. 1 Principle diagram of plasma transferred arc welding process. (a) Tungsten electrode (cathode), (b) Plasma gas, (c) Powder and powder feeder gas, (d) Shielding gas, (e) Plasma arc, (f) Overlaid metal, (g) Base metal

SiC 粉末を使用した。

2.2 実験方法

アルミニウム合金板上に NbC, TiC または SiC 粉末を使用し, **Fig. 1** に示すプラズマ粉末肉盛溶接法(直流, 正極性)により, 予熱温度, 粉末供給量および溶接電流を変化して肉盛りビード試験を行った。なお, 予熱は電気炉を使用して母材全体を加熱した。まず肉眼による

肉盛りビード外観試験を行い, ビード形状および欠陥の有無について調べた。次にビード断面のマクロ試験を行い, 溶込み状態を調べ, またビード断面積を計測し, 溶込み率を求めた。さらにビード断面の顕微鏡観察を行い, 点算法⁶⁾により炭化物の面積率を求め, また溶接金属中に発生したポロシティについて調べた。これらの結果に基づき適正溶接条件範囲を設定した。適正溶接条件範囲から選定した溶接条件を使用し, アルミニウム合金板上に 50 mm 幅のウィービングビードにて 1 層および 2 層溶接により肉盛材を作製した。肉盛材の顕微鏡観察, 硬さ測定, 摩耗試験および曲げ試験を行った。摩耗試験は大越式迅速摩耗試験機を使用し, 相手材は炭素鋼(JIS S45C, HV 234)とした。

3. 実験結果および考察

3.1 適正溶接条件に関する検討

3.1.1 ビード形成に及ぼす溶接条件の影響

各溶接電流について, 粉末供給量が多過ぎると溶融池が形成されず, 粉末が飛散して溶接が不可能になった。一方少なすぎるとビード外観が不良になった。良好なビード外観を得るためには, 溶接電流および予熱温度が高くなるに従って粉末供給量を増大する必要がある。なお, 予熱温度が高くなるに従って溶接可能範囲が拡大した。**Fig. 2** に良好なビード外観が得られる適正溶接条件範囲を比較して示した。NbC の範囲が最も広く, 次に TiC が広く, SiC はこれらに比較して著しく狭くなった。これは炭化物の比重と関係があり, 炭化物の比重が小さいと粉末が飛散し, 溶融金属のガスシールド性が低下し, ビード外観が劣化するためであると考えられる。また NbC, TiC については 200°C の予熱により適正溶接

Fig. 2 Comparison of good bead appearance ranges between NbC, TiC and SiC powder. ○—○ NbC, △—△ TiC, □—□ SiC show good bead appearance; ● NbC, ▲ TiC, ■ SiC, weld impossibility; ◐ NbC, ◑ TiC, ◒ SiC, irregular bead appearance.

条件範囲は RT の場合に比較して拡大し、300°C以上では NbC の場合はほとんど変化しなかったが、TiC では逆に狭くなる傾向が認められた。これは同一溶接条件において、予熱温度が上昇すると、母材アルミニウム合金の溶融温度が上昇し、かつ溶融時間が長くなり、炭化物と母材のなじみが良好になるためであると考えられる。

3.1.2 ビード断面形状に関する検討

ビード断面形状については、予熱温度および溶接電流が高くなると、Fig. 3 に示すように、粉末供給量が増大するに従って溶込み底部が細長いフィンガ状溶込みになった。粉末供給量が増大するとプラズマアーク柱は、周囲の炭化物粉末により拘束、冷却され、アーク柱が絞られるために、プラズマ温度が上昇する熱的ピンチ効果により、フィンガ状の溶込みを呈したと考えられる。

Fig. 4 にビード断面の炭化物分布状態を示した。図に認められるように溶接金属の表面はアルミニウム合金により覆われた。これは肉盛溶接中に溶融池表面がプラズマアークにより深く凹み、この凹みに炭化物が送入されてビードが形成されるが、この場合、比重差により炭化物が沈もうとすることと、新しく溶融されたアルミニウム合金がビード表面に流動してくることが重なったためと考えられる。またフィンガ状溶込みの底部には炭化物分布密度の低い部分が認められた。溶込み率=(溶込み部断面積/ビード断面積)×100については、予熱温度および溶接電流が上昇するに従って増大し、粉末供給量が増大するに従って減少した。溶込み率はいずれも50%以上を示した。

3.1.3 炭化物面積率に関する検討

溶接金属中に分散した炭化物の面積率については、余

盛部を除去した溶接金属表面近傍における位置の顕微鏡組織(倍率×100)から点算法により求め、これらの平均値を使用した。この面積率を C_p とした。

Fig. 5 に C_p と粉末供給量から計算した炭化物面積率 [$C_F=(\text{粉末供給量}/\text{ビード断面積} \times \text{溶接速度}) \times 100$] との関係を示した。 C_p は C_F に比較して約1~1.5倍の値を示した。 C_p がより高い値を示したのは、Fig. 4 に示したように溶込みが深いために、ビード断面の底部迄炭化物が分散し難いことおよび溶接金属の表面がアルミニウム合金にて覆われているために、溶接金属内に炭化物分布密度の低い部分が存在することなどのためである。

C_p は予熱温度が低くなり粉末供給量が増大するに従って増大し、溶接電流が高くなるに従って減少する傾向を示した。

3.1.4 ポロシティ発生に及ぼす溶接条件の影響

溶接金属にしばしば Fig. 6 に示すような直径100 μm 程度のポロシティが発生し、特に溶接金属表面近傍に多く認められた。Fig. 7 にビード断面1 mm^2 当たりのポロシティ発生数と溶接条件の関係を示した。炭化物を添加しない場合はポロシティの発生は認められなかったが、炭化物を添加すると多数のポロシティが発生した。しかし炭化物粉末供給量が増大するとポロシティ発生が減少する傾向を示し、粉末供給量が5.1 cc/min になると各炭化物についてポロシティの発生はほとんど認められなくなった。アルミニウム合金のポロシティが主として水素によるといわれていることから^{7),8)}、このポロシティの発生は主に炭化物に付着した水素源に起因するものと考えられる。炭化物粉末供給量が増大するとプラズマ

Fig. 3 Shape of bead cross-section in relation to powder feeding rate. (a) 2.5, (b) 3.8, (c) 5.1, (d) 7.1 (cc/min) Powder was NbC, preheating temperature, 200°C and welding current, 200 A.

Fig. 4 Distribution of carbide at bead cross-section. Powder was TiC, preheating temperature, 200°C, welding current, 200 A and powder feeding rate, 7.1 cc/min .

Fig. 5 Relation between carbide area ratio obtained from point counting method and carbide area ratio calculated from powder feeding rate.

Fig. 6 Porosities occurred in overlaid metal.

Fig. 7 Relation between porosity occurred in bead cross-section and welding conditions.

Fig. 8 Comparison of optimum welding condition ranges for NbC, TiC and SiC powder. ○—○ NbC, △—△ TiC, □—□ SiC show proper welding condition range.

アークの熱的ピンチ効果により、熔融池の攪拌が激しくなり、さらに熔融池の温度上昇による熔融時間の増大などにより、水素が放出されるためにポロシティの発生が減少すると推定される。しかしポロシティ発生原因につ

いてはさらに検討する必要がある。

3.1.5 適正溶接条件の選定

Fig. 8 に各炭化物について、ビード外観が良好でありかつビード断面 1 mm² 当たりのポロシティ数 0.1 以下の

Fig. 9 Microstructure of overlaid metal (1 layer).

溶接条件を適正溶接条件範囲として示した。NbC の適正溶接条件範囲が最も広く、次に TiC が広く、SiC はこれらに比較して著しく狭くなった。ボロソティの発生は炭化物の種類によって影響されないので、選定された条件は Fig. 2 に示した各炭化物の良好なビード外観の得られる適正溶接条件範囲の傾向とほぼ同じ傾向であった。NbC, TiC については 200~300°C の予熱を行うと、適正溶接条件範囲は拡大した。400°C の予熱では NbC はさらに拡大の傾向を示したが、TiC の場合は逆に狭くなった。適正溶接条件範囲における炭化物面積率 C_p については、NbC, TiC の場合は RT~200°C の予熱において約 40%, 300~400°C 予熱において 20~30% を示した。SiC はこれらに比較してやや低く 15~25% であった。

3.2 肉盛材の諸性質の検討

3.2.1 顕微鏡組織

1 層肉盛材断面の顕微鏡組織を Fig. 9 に示した。各炭化物は未溶融のままアルミニウム合金マトリックス中に分散した。炭化物分散状態については、NbC, TiC とともに密度が高くかつ均一であった。SiC は密度が低く不均一であった。SiC の比重が小さいために粉末が飛散しやすい

く、溶融池への送入が不均一となり、かつ歩留りが低下したためであると考えられる。2 層の場合は各炭化物共密度が高くかつ均一になった。いずれの肉盛材についてもアルミニウム合金との境界部は健全であり、また肉盛部の上層はアルミニウム合金により覆われ、2 層になるとアルミニウム合金層の厚さが増加した。

Table 2 に各肉盛材の肉盛厚さおよび炭化物面積率を示した。炭化物面積率については、NbC, TiC は 1 層と 2 層はほとんど変化しなかったが、SiC は 2 層になると増加した。

3.2.2 硬さ

肉盛材の硬さを Table 2 に示した。肉盛材の硬さはアルミニウム合金母材に比較して HV 30~50 上昇した。また 1 層の硬さは 2 層に比較してほとんど変化しなかった。

3.2.3 耐摩耗性

各肉盛材の耐摩耗性を Fig. 10 に示した。摩擦速度が小さい場合は、炭化物肉盛材の耐摩耗性はアルミニウム合金に比較してほとんど変化しなかった。しかし摩擦速度が増大すると炭化物肉盛材の耐摩耗性は、アルミニウ

Table 2 Properties of overlaid metal

Base metal	Powder	Layer	Thickness of overlaid metal (mm)	Carbide area ratio C_p (%)	Hardness of overlaid metal (HV 49 N Load)
5083	NbC	1	5	40	141
		2	10	42	136
	TiC	1	5	39	136
		2	12	40	131
	SiC	1	5	28	111
		2	8	35	120

Hardness of base metal (5083); HV 82

Fig. 10 Wear property of overlaid metal. Counter disk material is carbon steel S45C; test temperature, RT, final load, 207.27 N and sliding distance, 100 m.

ム合金に比較して著しく改善された。摩擦速度が増大すると摩擦面の温度が上昇する。そのためアルミニウム合金の場合は相手材 S45C 鋼との間に凝着が発生し、凝着したアルミニウム合金が回転円板により離脱されるが、炭化物肉盛材については、未溶融炭化物がマトリックス金属中に分散しているために凝着は発生し難いと考えられる。

各摩擦速度における摩耗痕の SEM 像を観察した結果、アルミニウム合金については、摩擦速度が増大するに従って摩耗痕に回転円板との凝着によりむしり取られた跡が認められたが、炭化物肉盛材については摩擦速度が増大しても著しい凝着の跡は認められなかった。

3.2.4 耐はく離性

肉盛部断面を曲げ表面として側曲げ試験を行った。炭化物肉盛材の変形能はほとんど無く割れが発生したが、母材からはく離は認められなかった。このことより肉盛材と母材の耐はく離性は良好であった。

4. 結 言

プラズマ粉体肉盛溶接法によるアルミニウム合金表面の NbC、TiC および SiC の複合化に関し、適正溶接条件範囲および肉盛材の諸性質について検討した。得られた結果を要約すると次の通りである。

(1) ビード外観が良好でありかつポロシティ発生が少ない適正溶接条件範囲を設定した。NbC が最も広く、次に TiC が広く、SiC はこれらに比較して著しく狭くなった。

(2) 予熱温度および溶接電流が高くなると、ビード断面形状は熱的ピンチ効果によりフィンガ状の溶込み形状を示した。またビード表面にはアルミニウム合金の薄い層が形成することが分かった。ビード溶込率はいずれも 50% 以上を示した。

(3) 余盛を除去した溶接金属表面の顕微鏡組織から求めた炭化物面積率 C_p は、炭化物は表面近傍に集中的に偏在するために、粉末供給量から計算した炭化物面積率より高い値を示した。 C_p は予熱温度が低くなり、粉末供給量が増大するに従って増大し、溶接電流が高くなるに従って減少する傾向を示した。

(4) 溶接金属中にしばしば微細なポロシティが発生し、これは粉末供給量が増大するに従って減少する傾向を示した。

(5) 肉盛材は未溶融炭化物がアルミニウム合金マトリックス中に分散した組織を示した。炭化物面積率については適正溶接条件範囲において、NbC、TiC は 1 層および 2 層共 40% 前後であり、SiC は 28~35% 程度であった。

(6) 肉盛材の硬さは、1 層、2 層共に NbC、TiC は HV130~140、SiC は HV 110~120 を示した。アルミニウム合金母材は HV 82 であった。

(7) 肉盛材の耐摩耗性については、摩擦速度が小さい場合は、アルミニウム合金に比較してほとんど変わらなかった。しかし摩擦速度が増大すると肉盛材の耐摩耗性

はアルミニウム合金に比較して著しく改善された。

(8) 肉盛部の曲げ試験の結果、肉盛材の母材からの離れは認められなかった。

参 考 文 献

- 1) V. R. Ryabov, D. M. Rabkin, A. N. Muraveinik, A. N. Shalai, G. N. Voloshin, A. D. Strelovich and V. N. Bernadskii: Avt. Svarka, No. 8, (1982), 20.
- 2) H. Grimm and J. Ruge: Z. Werkstofftech, **8** (1977), 389.
- 3) Dr. mont. Walther Hiller, Puchheim bei Munchen, BRD: Maschine Electrotch, **32** (1977), 2.
- 4) J. H. P. C. Megaw, A. S. Bransden, D. N. H. Trafford and T. Bell: 3rd International Colloquium on Welding and Melting by Electrons and Laser Beam (1983), 269.
- 5) B. Vinet and S. Paidassi: Rapidly Solidified Crystal Alloys, (1985), 291.
- 6) 佐久間健人, 西沢泰二: 金属学会報, **10** (1971), 280.
- 7) 安藤良夫, 藤村理人: 溶接学会誌, **32** (1963), 91.
- 8) 益本 功, 篠田 剛: 溶接学会誌, **38** (1969), 1075.