動的ひずみ時効による延性低下の観点からも危険な領域であり、溶接施工において配慮が必要と思われる。

参考文献

1) 菊田, 荒木他: 溶接冶金委員会第73回資料, WM-705-78(1978)

- 2) 平井: 大阪大学学位論文
- 3) 高橋, 竹山: 日本金属学会誌, 37 (1973), 441
- 4) 金子: 金属物性工学概論, 朝倉書店, (1972), 136
- 5) 菊田, 荒木他: 本会全国大会講演概要集18 (1976), 92
- 6) 金沢, 中島他: 鉄と鋼, 61 (1975), 2589
- 7) 大谷, 渡辺他: 住友金属, 27 (1975), 399

プラズマアークによる炭化物分散型肉盛層の形成*

—超硬質材料による表面硬化肉盛法の研究(第1報)—

中島正樹**, 上田正人**, 納富 啓**

Formation of Carbide Dispersion Type Overlay Weld by Plasma Arc*

—Study on Hardfacing Process Using Extremely Hard Material (1st Report)—

by Masaki Nakajima**, Masato Ueda** and Akira Nohtomi**

A new plasma arc hardfacing process has been developed for the overlay weld with excellent wear resistance.

In this process, the powder mixture, transition metal carbide NbC or VC with austenitic stainless steel SUS304L, is used as hardfacing material, and the overlay weld consisted of matrix alloy and unmelted carbide particles dispersed uniformly is formed.

The main results obtained are summarized as follows:

- 1) In the bead-on-plate welding with oscillation of 10 mm width, the overlay weld having good shape and low penetration is obtained by powder feeding rate of 10–15 g/min, welding current of 100–120 A and travelling speed of 3–6 cm/min.
- 2) Mean hardness of the overlay weld is adjustable from Hv 400 to 1000 according to the carbide content in powder mixture fed.
- 3) In spite of high hardness, the weld crack sensitivity of this process is less than conventional hardfacing materials such as Co-Cr-W alloy.
- 4) Abrasive and adhesive wear tests show that the wear resistance of this weld metal is excellent in comparison with other hardfacing materials and wear resistant materials.

1. 緒 言

近年, 各種機器類の性能向上, 品質安定化を図るため, 従来よりも一段と耐摩耗性に優れた表面硬化肉盛溶接技術の必要性が高まっているが, 現在高性能の表面硬化肉盛材料とその溶接技術が両立しないため, 要求に応えることが難しい場合が多くなっている。すなわち, 一般に使用されている高硬度肉盛材料はW炭化物, Cr炭化物などを硬化成分としたものが主であるが, これらは

溶接割れ感受性が非常に高く, Hv 約600以上の硬さでは, 割れのない健全な硬化肉盛部を得るのは極めて難しいのが現状である。

本研究では, このような問題を解決するための表面硬化肉盛法として, 高融点, 高硬度の遷移金属炭化物の粉末と, 比較的低融点で靱性のある金属の粉末の混合粉末を, 移行型プラズマアーク中に送給して金属粉末を母材表面に溶着させ, これをマトリックスとしてその中に未溶融状態の炭化物を均一に分散させて, 高硬度の肉盛層を得るプラズマアーク肉盛溶接法を検討した。本報告では, その適正溶接条件の選定および肉盛層の硬さ, 耐割れ性, 耐摩耗性など表面硬化肉盛材料として必要な性能

*原稿受付 昭和55年9月5日(昭和53, 54年度秋季全国大会にて発表)

**正 員 三菱重工業(株) Member, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.

についての検討結果について述べる。

2. 実験方法

2.1 供試材

肉盛部のマトリックスを形成する金属粉末としては、Fe, Ni, Co, SUS 304 L, SUS 410 L, Co-Cr-W 合金などを検討したが、溶接性の点で最も優れているオーステナイト系ステンレス鋼 SUS 304 L を選定して使用した。Table 1 にその化学成分を示す。

また炭化物粉末には、各種の遷移金属炭化物 (TiC, VC, ZrC, NbC, WC) の中から予備試験により耐割れ性などの溶接性に優れた VC と NbC を選定して使用した。その化学成分と物理的性質^{1,2)}を Table 2 に示す。こ

Table 1 Chemical compositions of SUS 304L powder (%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	O
0.020	0.93	0.18	0.013	0.012	10.58	18.85	0.021

Table 2 Chemical compositions and physical properties of carbide powders

Carbide	Chemical compositions (%)				Physical properties			
	Total C	Free C	Fe	Al	Crystal structure	Density (g/cm ³)	Melting point (°C)	Hardness (Hv)
VC	16.87	0.02	1.05	—	Cubic (NaCl)	5.4	2700 ⁺⁵⁰	2100
NbC	11.01	0.01	0.07	0.17	Cubic (NaCl)	7.8	3600 ⁺⁵⁰	2400

れらの炭化物粉末はメンストラム法³⁾により製造されたもので、個々の粒子は単結晶から成っている。Fig. 1 に供試粉末の顕微鏡写真を示すが、粒度は SUS 304 L が 200 メッシュ以下、炭化物が 200~325 メッシュである。

なお、肉盛溶接試験の母材には、板厚 14 mm の軟鋼板 (SS 41) を使用した。

2.2 肉盛溶接試験

Fig. 2 に示すように、実験に使用したプラズマアーク溶接装置は溶接電源、パイロットアーク電源、高周波発生装置、粉末送給装置、プラズマトーチなどから構成されている。プラズマトーチは容量 200 A で、タングステン電極をマイナスに接続した。溶接に際しては、あらかじめ所定の割合に混合した SUS 304 L と炭化物の粉末をアルゴンガスにより送給した。

肉盛溶接条件の選定には、Table 3 に示す条件を一定とし、送給粉末の炭化物含有率を変えてビード・オン・プレート溶接を行い、ビード形状、稀釈率、溶着効率などの観点から、粉末送給量、溶接電流および走行速度の適正条件を求めた。

更に、適正条件により溶接した肉盛ビードより試料を採取して、ビード断面のミクロ組織観察と硬さ測定を行った。

2.3 溶接割れ感受性試験

本溶接法における溶接割れ感受性の評価は、直径 120 mm, 厚さ 50 mm の円板試験片 (SS 41) の円周面に

Fig. 1 Microphotograph of powders tested ($\times 100$)

Fig. 2 Schematic representation of plasma arc overlay welding

Table 3 Constant welding conditions in overlay welding test

Arc voltage (V)	Torch oscillation		Ar gas flow rate		
	Width (mm)	Frequency (cycle/min)	Plasma gas (l/min)	Carrier gas (l/min)	Shielding gas (l/min)
26~28	10	80	3	6	25

ビード溶接を一周行い、肉盛層に発生した割れの合計長さをビード表面積で除した値をもって行った。

試験は VC-SUS 304 L 系と NbC-SUS 304 L 系粉末の炭化物含有率 3 条件ずつについて行い、比較のために一般に表面硬化肉盛材料として多く使用される Co-Cr-W 合金の硬さの異なる 2 種の粉末 (150 メッシュ以下) についても試験を行った。

2.4 肉盛層の摩耗試験

表面硬化肉盛材料としての一般的な耐摩耗性を評価するため、土砂摩耗試験ならびに金属間摩耗試験により、他の表面硬化肉盛材料あるいは耐摩耗材料との比較を行った。

まず土砂摩耗試験は、炭化物含有率 80% の NbC-SUS 304 L 系 および VC-SUS 304 L 系と、比較のためにマルテンサイト系肉盛材料および耐摩耗用高合金鋳鉄 2 種について行った。試験方法は一辺 30 mm の三角柱状試験片をフリマントル砂 (SiO_2 99.7%, 粒度 20~100 メッシュ) の中で直径 140 mm の円周上を高速回転 (1120 rpm) させるもので、試験時間と摩耗減量の関係を求めた。

次に金属間摩耗試験は、NbC-SUS 304 L 系の NbC 含有率を変えた 3 種の肉盛試料と、比較材として Co-Cr-W 系 3 種および Ni-Cr-B 系 2 種の肉盛材料について、大越式摩耗試験機を用いて行った。試験条件は相手材を SACM1 の窒化材、荷重を 13.8 kg、摩擦距離を 200 m とし、4 条件の摩擦速度につき摩耗減量を測定した。

3. 実験結果

3.1 適正肉盛溶接条件の選定

Fig. 3 は走行速度 3 cm/min の場合の NbC 50% および 80% 混合粉末の送給量と溶接電流の関係を示したもの

Fig. 3 Relation between powder feeding rate and optimum welding current

である。良好なビード形状を得るための適正溶接電流値は粉末送給量と共に増加するが、送給量がある値以上になると、ビードが過度に盛り上がって形状不良となるので余り大きくすることはできない。また、粉末送給量も高い溶着速度を得るにはできるだけ大きい方が望ましいが、Fig. 4 に示すように、ある値以上になると粉末の未溶着損失が増えて溶着効率が急減する。したがって溶接電流と粉末送給量には上限があり、その適正条件は炭化物含有率により多少の相違はあるが、走行速度 3 cm/min の場合でそれぞれ 100~120 A, 10~15 g/min であることが分かった。

また、走行速度については特に溶込みに及ぼす影響が大きく、その増加と共に溶込みも増大する傾向を示している。そこで、希釈率 15% 以下を適正条件として、上記の溶接電流および粉末送給量の適正条件範囲に対して検討の結果、3~6 cm/min を選定した。

Fig. 4 Relation between powder feeding rate and deposition efficiency

(a) NbC 60 vol%

(b) NbC 80 vol%

Fig. 5 Appearance and cross-sectional macro-photograph of overlay welding bead

Fig. 6 Typical microstructures of overlay weld (etched by $\text{NaOH-K}_3\text{Fe(CN)}_6\text{-H}_2\text{O}$ solution)

Fig. 7 Effect of carbide content in feeding powder on hardness of overlay weld

このようにして選定した溶接条件による肉盛ビードの外観および横断面マクロ写真の代表例として, Fig. 5 に NbC 60% および80% の場合について示す. NbC 80% における断面形状の両側の凸部は, 炭化物粒子を多く含

むため溶融金属の流動性が著しく低下したことに起因するものであり, NbC 60% 以下では認められない現象である.

なお, 以上は炭化物が NbC の場合の実験結果であるが, VC の場合もほぼ同様な結果が得られている.

3.2 肉盛層のマイクロ組織と硬さ

Fig. 6 に肉盛層の代表的なマイクロ組織を示す. いずれも約 $70\text{ }\mu\text{m}$ 以下の比較的大きな炭化物粒子がマトリックス中に分散した組織を呈している. この炭化物は析出により生じたものではなく, Fig. 1 に示した粉末の形状から明らかなように, 送給炭化物粉末がほとんど未溶融状態のまま肉盛層へ移行したものである.

また, Fig. 7 に肉盛層硬さに及ぼす炭化物含有率の影響を示す. 炭化物が NbC の場合より VC の場合の方が平均して Hv 約100程度高くなっているが, いずれも同じ傾向を示している. すなわち, 炭化物が20%から40%までは硬さはほとんど変わらず, 40%以上で直線的に増加し, VC の場合80%で Hv 1000 以上の高い値に達している.

この硬さ測定値は炭化物粒子とマトリックス組織の平均硬さを示すものであるが, 同じ炭化物含有率に対してかなり大きなばらつきを生じている. これは炭化物の分

Fig. 8 Effect of carbide content in feeding powder on microhardness of matrix structure

Fig. 9 Effect of hardness of overlay weld on weld crack sensitivity

布状態が深さ方向にはほぼ均一であるが、ビード幅方向で両端側に多く偏在する傾向があるため、硬さ分布がビード中央部より両端側の方が高くなっていることによるものである。

更に、Fig. 6 においてマトリックス組織を詳細に観察すると、微細な炭化物の析出が多く認められるが、これは炭化物粒子の一部が溶接時に溶融してマトリックス中に溶け込み、これが凝固時に再び微細炭化物として析出したものと考えられる。このようなマトリックス組織のマイクロ硬さ測定結果を Fig. 8 に示すが、炭化物を20%含有させると硬さは急増し、その後は炭化物含有率に比例して漸増している。また、NbC より VC の方がマトリックス硬さが高く、これが Fig. 7 における肉盛層硬さの差の原因と考えられる。なお、Fig. 7 における炭化物

Fig. 10 Microstructure of weld crack ($\times 100$)

含有率40%以下の硬さは、分散炭化物が少ないためこのようなマトリックスの硬さに支配され、40%以上ではじめて分散炭化物の効果が現われているものと考えられる。

3.4 溶接割れ感受性

Fig. 9 に溶接割れ感受性に及ぼす肉盛層硬さの影響を示す。一般に表面硬化肉盛溶接における大きな障害は割れの発生であり、硬さの高いものほど割れやすく、高温度の予熱を必要としている。Fig. 9 は250℃予熱の場合の実験結果であるが、Co-Cr-W 合金が Hv 約700になると高い割れ感受性を示すのに対して、本溶接法においては割れ感受性は低く、硬さの影響も比較的小さい。特に NbC+SUS 304 L 系は Hv 900 まで割れ発生は認められず、VC+SUS 304 L 系も NbC+SUS 304 L 系よりやや割れ感受性の高い傾向は認められるが、Co-Cr-W 合金に比べれば耐割れ性はかなり良好であるといえる。

本実験における割れはいずれもビード直角方向で、Co-Cr-W 合金が数箇所にとわって発生しているのに対して、本溶接法の場合はクレータ近傍の1箇所に限られている。また、割れの形態は Fig. 10 に示すように、分散した炭化物粒子を貫通している。

3.5 肉盛層の耐摩耗性

Fig. 11 に土砂摩耗試験結果、Fig. 12 に金属間摩耗試験結果を示す。いずれの試験においても、本溶接法による NbC-SUS 304 L 系および VC-SUS 304 L 系肉盛層は、同程度の硬さを有する他の表面硬化肉盛材料あるいは耐摩耗材料に比べて良好な耐摩耗性を示している。

金属材料の摩耗現象はその使用条件と摩耗機構によって研摩耗、凝着摩耗、疲労摩耗、腐食摩耗などに分類され³⁾、本研究における土砂摩耗試験は研摩耗、金属間摩耗試験は凝着摩耗の範疇に入るものと思われる。このうち研摩耗については耐摩耗性は材料の硬さに比例するといわれており⁴⁾、本溶接法では炭化物含有率を高めることにより比較的容易に高硬度の肉盛層が得られるので有利である。また、凝着摩耗については摩擦材料相互の凝

Fig. 11 Result of sand abrasive wear test

Fig. 12 Result of adhesive wear test

着性が大きいほど摩耗量は増加し、凝着性は材料の表面エネルギーと共に大きくなる⁴⁾が、炭化物のような非金属の表面エネルギーは同じ硬さの金属と比べてはるかに小さい⁶⁾ので、本溶接法のように肉盛層に占める炭化物の割合が高いものは、相手材との凝着性も小さくなっているものと思われ、凝着摩耗に対しても強いといえる。

4. 考 察

上述のように、この炭化物と金属の粉末を用いたプラ

ズマアーク溶接法は表面硬化肉盛法として優れた性能を示したが、その一つの大きな要因として特徴ある組織形態をあげることができると思われる。すなわち、炭化物粒子が送給のままのほとんど未溶融状態でマトリックス中に均一に分散していることである。個々の炭化物粒子は非常に高硬度で脆いので割れやすいことは Fig. 10 から想像されるところであるが、その周囲を囲む比較的靱性のあるマトリックス合金が緩衝帯として応力を緩和する役割を果たしている。

しかし、実際には炭化物の一部が溶融してマトリックスの硬化をもたらしていることがミクロ組織観察と硬さ測定により明らかにされており、この溶融の割合が大きくなるほど肉盛層全体の脆化がすすみ、変形に対して割れが生じやすくなるものと思われる。したがって、送給粉末のうち金属粉末はプラズマアーク中で完全に溶融する必要があるが、炭化物粉末はその溶融点以下でマトリックスへの溶着に必要な最小限の温度上昇にとどめるのが理想である。この点本実験に供試した粉末の粒度の選定については不満足なものがあり、今後更に実験的検討を加える必要があるが、ここではその粒度選定の目安とするため、送給粉末粒子のアーク中における温度上昇について、J. K. Fiszdon の考え方⁷⁾をとり入れて、熱伝導論的検討を行った。

まず粒子への伝熱をアーク雰囲気からの対流とふく射による熱伝達とし、粒子内温度は均一と仮定すると、その伝熱総量 Q_1 および粒子の温度上昇分熱量 Q_2 はそれぞれ次式で示される。

$$Q_1 = A \cdot \alpha \cdot (T_g - T) \Delta t + A \cdot \epsilon F \cdot \sigma \cdot (T_g^4 - T^4) \Delta t \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$Q_2 = \frac{4}{3} \pi r^3 \cdot C \cdot \Delta T \quad \dots \dots \dots (2)$$

ただし、 A : 粒子表面積 ($=4\pi r^2$)

α : 粒子まわりの熱伝達率

T_g : アーク雰囲気温度

T : 粒子温度

t : 時間

ϵF : 吸収係数 $\times$ 形態係数

σ : Stephan-Boltzman 定数 (4.88×10^{-8} Kcal/m² · h · °K⁴)

C : 粒子の熱容量 (比熱 $\times$ 密度)

$Q_1 = Q_2$ より $T_g \gg T$ として微分方程式を導くと、

$$\frac{dT}{dt} + (T - T_g) \frac{3\alpha'}{rC} = 0 \quad \dots \dots \dots (3)$$

ただし、 $\alpha' = \alpha + \epsilon F \cdot \sigma \cdot T_g^3$

(3) 式を初期条件 $T(t=0)=0$ として解くと、

$$T = T_g \left\{ 1 - \exp \left(-\frac{3\alpha' t}{rC} \right) \right\} \quad \dots \dots \dots (4)$$

ここで、粒子が通過するアーク中の温度を $T_g = 5,000$

Fig. 13 Temperature elevation of particles in high temperature arc atmosphere

°K, 粒子の直径を $2r$ ($=d$) = 10, 40, 70, 150 μm として, (4) 式より T と t の関係を NbC および SUS 304 L について求めた。ただし, α は λ_g/r (λ_g : Ar ガスの熱伝導率) と近似し, ϵF の値は不明であるため 0~0.2 として計算した。Fig. 13 にその結果を示す。なお, 同図中に示されている粒子のアーク中にさらされる時間 8 msec は, 粒子の飛行軌跡の写真撮影により求めた。

Fig. 13 によれば, NbC 粒子は約 40 μm 以下, SUS 304 L 粒子は約 70 μm 以下のものがアーク中で溶融することになるが, 本実験ではそれぞれ 200~325 メッシュ (70~40 μm), 200 メッシュ以下 (70 μm 以下) の粉末を使用しており, この計算結果は実験結果と比較的良好一致しているといえる。また計算結果によれば, NbC 粒子の溶融を防ぐには約 70 μm すなわち 200 メッシュ以上の粒度の粉末を使用すれば良いことになるが, 粒径が大きくなると急速加熱による熱応力割れを生じやすく脆弱となり, 粒内を貫通する溶接割れの原因となる可能性もあるので, 必要以上に粒度を大きくするのは好ましくない。したがって, 今のところ最適粒度は 200 メッシュ程度と考えられるが, この点については更に実験による検討が必要であろう。

5. 結 言

オーステナイト系ステンレス鋼 SUS 304 L と遷移金属炭化物 NbC あるいは VC の混合粉末を使用するプラズマアーク表面硬化肉盛溶接法について, その肉盛溶接条件, 溶接割れ感受性, 肉盛層の特性などを検討し, 次のような結果を得た。

1) オシレート幅 10 mm のビード溶接では, 粉末送給量 10~15 g/min, 溶接電流 100~120 A, 走行速度 3~6 cm/min で溶込み率 15% 以下の形状良好な肉盛ビードが得られる。

2) 本溶接法による肉盛層は, 熔融凝固したマトリックス合金の中に比較的大きな未溶融炭化物粒子が均一に分散したミクロ組織を呈しており, マトリックスには微細な炭化物の析出も認められる。

3) 送給粉末中の炭化物含有率を変えることにより, Hv 400~1000 の肉盛層平均硬さを任意に得ることができる。

4) Co-Cr-W 合金のような従来の表面硬化肉盛材料と比べて, 硬さが高いにもかかわらず溶接割れ感受性が低い。炭化物としては VC より NbC の方が耐割れ性が優れている。

5) 本溶接法による肉盛層が表面硬化材料として優れた耐摩耗性を有することは, 土砂摩耗試験および金属間摩耗試験により明らかである。

参 考 文 献

- 1) 鈴木: 炭化物関係状態図, 日本金属学会会報, 5-1 (1966), 9-16
- 2) E. K. Storms: The Refractory Carbides, ACADEMIC PRESS, (1967), 55, 71
- 3) P. Schwarzkopf, et al: Refractory Hard Metals, MACMILLAN Co., (1953): 63
- 4) 金属表面技術協会: 金属表面技術便覧, 日刊工業新聞社, (1976) 16, 22, 25
- 5) 吉田: 摩耗解析と摩耗試験, 本誌, 40-10 (1971), 973-977
- 6) E. Rabinowicz: Friction and Wear of Materials, John Wiley and Sons, Inc., (1965), 29.
- 7) J. K. Fiszdon: Melting of Powder Grains in a Plasma Flame, Int. J. Heat Mass Transf., 22 (1979), 749-761