肉盛溶接金属のブラスト・エロージョン特性*

伊藤義康**, 浅井 知**, 高橋雅士**, 柏谷英夫***

Blast Erosion Properties of Overlay Weld Metal*

by Yoshiyasu Itoh**, Satoru Asai**, Masashi Takahashi** and Hideo Kashiwaya***

The final purpose of our study is to discuss the selection of surface modification processes and/or materials from a viewpoint of blast erosion properties. In this study, an experimental investigation was carried out on the blast erosion resistance of overlay weld metals. Seven different weld metals of Ni-Cr steel, Co-base alloy and Ni-base alloy etc., which were produced by GMAW, SMAW and PTA, were examined in comparison with SUS304 steel and SCS5 cast steel. Experimental results showed that the better correlation between volume erosion rate and Vickers hardness after erosion could be obtained except the weld metals by PTA. The higher the Vickers hardness after erosion, the lower was the volume erosion rate. However, in the case of the weld metals by PTA, the volume erosion rates were higher than the rate of other materials for the large hard phase precipitated. The volume erosion rate of NbC dispersed weld metal showed good agreement with that of SUS304 matrix.

Key Words: Blast erosion, Overlay weld metal, GMAW, SMAW, PTA, Vickers hardness

1. 結 言

現在、ブラスト衝撃試験法が炭素鋼、低合金鋼、ステンレス鋼、その他の合金鋼の肉盛溶射皮膜の粒子間結合度試験法として日本工業規格 (JIS) で規定されている¹⁾。この試験は溶射皮膜のブラスト・エロージョン特性を測定するものであるがエロージョン速度と、溶射皮膜の機械的特性 (引張強さ、伸び等) と良い相関が認められることから、皮膜の機械的特性、特にじん性を簡便に評価する手法としても有効なことが示されている²⁾。一方、機械部品への肉盛溶接は耐食、耐熱、耐摩耗などを目的に原子力圧力容器、化学プラント、製鉄圧延ローラをはじめ、各種産業分野において広範囲に適用されている。肉盛溶射も同じ目的で類似した箇所への適用が行われているが、肉盛溶接と併せた統一的な評価法、あるいはプロセス選択の基準などが必ずしも明らかにされていない。

以上より、本報では耐摩耗性に優れた素材、ならびに

数種の肉盛溶接金属についてブラスト衝撃試験を実施し、エロージョン摩耗特性を明らかにする。さらにブラスト・エロージョン特性と各材料の硬さ、引張強さとの対応関係について検討を加え、著者ら³⁾が展開している表面改質プロセス選択法の確立における統一的な評価法としての妥当性を検討するための基礎データとする。

2. 実 験

2.1 供試材料

実験に供した素材、肉盛溶接金属の化学組成と機械的性質を Table 1, Table 2 に示す。ブラスト・エロージョン試験片は 50×60×3.2 mm¹⁾ とし、表面は機械研削仕上げ (▽▽▽) のままとした。肉盛溶接金属の場合には、Table 3, Table 4 に示す条件で SS 41 鋼板上に 2～3 層の肉盛溶接を施した後、断面のビッカース硬さ測定を行い、母材による希釈により硬さの低下がない事を確認して、機械加工により試片を切り出した。肉盛溶接は MIG 溶接 (GMAW)、被覆アーク溶接 (SMAW)、粉体

Table 1 Chemical compositions

Materials	Chemical compositions (wt%)											
	C	Cr	B	Si	Fe	Ni	W	Co	Mn	Mo	P	S
SUS304	0.02	18.7	—	0.92	BAL.	9.72	—	—	0.16	0.03	0.021	0.005
SCS5	0.05	12.1	—	0.28	—	3.73	—	—	0.65	—	0.034	0.023
Ni-Cr alloy	0.20	47.7	3.2	0.64	0.69	BAL.	—	—	0.85	—	—	—
Co-base alloy No. 6	1.3	30.5	—	1.3	0.2	0.3	4.6	BAL.	0.7	0.07	—	—
Co-base alloy No. 21	0.26	28.7	—	1.86	1.20	2.93	0.10	BAL.	0.67	5.62	—	—
Ni-base alloy	0.21	7.6	1.6	3.6	2.6	BAL.	—	—	—	—	—	—
D309	0.08	22.2	—	0.40	BAL.	12.8	—	—	1.4	—	0.022	0.010
13Cr	0.01	12.6	—	0.17	BAL.	5.94	—	—	5.60	1.41	0.014	0.003
Co-base alloy	0.15	25.5	—	0.39	0.85	2.80	—	BAL.	0.80	5.93	—	—

*原稿受付 平成1年4月19日 平成1年度春季全国大会で発表

**正 員 饒東芝 Member Toshiba Corporation

*** 饒東芝 Toshiba Corporation

Table 2 Mechanical properties

Materials	0.2% proof stress, MPa	Tensile strength, MPa	Elongation, %	Reduction of area, %	Young's modulus, GPa
SUS304	228	622	56	73.	190
SCS5	540	739	21	59.	200
Ni-Cr alloy	622	823	6.0	6.9	154
Co-base alloy No. 6	896	1240	1.5	0.4	260
Co-base alloy No. 21	769	971	4.5	2.9	211
Ni-base alloy	567	673	1.0	2.4	198
D309	420	596	35.	53.	181
13Cr	341	831	33.	16.	196
Co-base alloy	632	819	11.	8.6	182

Table 3 Welding conditions

Materials	Process	Dia.(mm)	Current(A)	Voltage(V)	Speed (mm/min.)
D309	GMAW	1.2	180	30	350
13Cr	SMAW	3.2	120	30	300
Co-base alloy	SMAW	3.2	120	30	300

Table 4 Welding conditions

Materials	Process	Feed rate (g/min)	Current(A)	Voltage(A)	Speed (mm/min.)
Ni-Cr alloy Co-base alloy No.6 Co-base alloy No.21 Ni-base alloy	PTA	16.7 ~ 25	135	32	90

* Preheat temperature: 400°C

Fig. 1 Testing apparatus **Fig. 2** Scanning electron micrographs of Al_2O_3 blast particles

プラズマ溶接 (PTA) の 3 種類のプロセスを用いそれぞれ 1, 2, 4 種類の材料を使って試験片を作製した。

各供試材料からはブラスト・エロージョン試験片と共に、平行部直径 5.05 mm, 標点距離 17.9 mm のサブサイズ丸棒試験片を作製して引張試験に供した。

2.2 実験方法

試験には誘導吸引式のブラスト装置を用いた。また、Fig. 1 に示す様にノズル径 $\phi 6$ mm, ブラスト空気圧 539 kPa, ブラスト距離 100 mm とし、試験片の周囲はゴム板で保護した¹⁾。ブラスト粒子には溶融アルミナ (純度 99.7 wt%) を用い、粒度の影響を検討するため、# 16, # 30, # 80 (JIS R 6111) の 3 種類を準備した。ブラスト粒子の SEM 観察結果を Fig. 2 に示す。また、ブラスト角度, ψ の影響を検討するため、 15° , 30° , 45° , 90° と変えた場合についても実験を行った。実験ではブラスト粒子衝突による試験片の重量減を 10 秒ごとに測定し、これを密度で除し単位時間あたりの体積減を求めて体積エ

Table 5 Density of materials used

	Materials	Density (g/cm ³)
Base metals	SUS304	7.8
	SCS5	7.8
	SS41	7.8
	Cu	9.0
PTA	Ni-Cr alloy	7.8
	Co-base alloy No. 6	8.3
	Co-base alloy No. 21	8.2
	Ni-base alloy	8.3
GMAW	D309	7.9
	13 Cr	7.8
SMAW	Co-base alloy	8.4

ロージョン速度とした。Table 5 には水浸法により測定した各供試材料の密度をまとめて示す。ブラスト・エロージョン試験は 90 秒まで実施した後、エロージョン面の SEM 観察, 断面組織観察, エロージョン面近傍の硬さ分布測定を実施した。

3. SUS 304 鋼, SCS 5 鋳鋼のブラスト・エロージョン特性

肉盛溶接金属は微視的にも巨視的にも組織の不連続性が著しいことから、まず、SUS 304 熱間圧延鋼, SCS 5 鋳鋼を用いて、ブラスト・エロージョン特性に及ぼす各種要因の影響について検討を加えた。Fig. 3 には試験片重量減と試験時間の関係の一例を示す。試験開始の初期においては、データに若干のばらつきが生じるが、ある程度試験片表面のエロージョンが進行すると、重量減と試験時間の間には良い直線関係が認められた。試験初期のエロージョンは定常状態に近く、初期表面性状の影響を受けると考えられることから、以後の実験検討では上記の直線部分の勾配を重量エロージョン速度として用いる。このようなエロージョンを受けた試験片の表面付近の組織観察結果を Fig. 4 に示す。図から明らかな様に、SUS 304 鋼, SCS 5 鋳鋼共にブラスト粒子の衝突速度の垂直成分により、表面層 100 μ m 程度の範囲に変形層が認められる。Fig. 5 には表面近傍におけるビッカース硬さ分布を示すが、エロージョン試験を実施する前と比べると、内部の硬さにほとんど変化がないのに比べ表面層で顕著な硬さの上昇が認められる。この様な表面層の加工硬化 (SUS 304 鋼の場合には加工誘起マルテンサイト変態の影響も考えられる) は耐エロージョン性の向上に大きな役割を果たしていると考えられる。一方、ブラスト粒子の衝突速度の水平成分は材料表面に切創傷を与え、

Fig. 3 Target weight loss versus exposure time

Fig. 4 Vertical section of specimen surface after erosion

Fig. 5 Vickers hardness distributions after erosion

重量損傷の主要因になると考えられる。Fig. 4 においては、衝突粒子による材料表面の変形破壊、特に掘りおこし現象⁵⁾が観察される。

Fig. 6 には重量エロージョン速度に及ぼすブラスト角度の影響をまとめて示す。図より最大のエロージョン速度を示すブラスト角度は約 30° 付近であることがわか

Fig. 6 Variation in weight erosion rate with blast angle

Fig. 7 Scanning electron micrographs of specimen surface after erosion

り、金属材料について示されている従来の結果⁵⁾と良く一致している。このブラスト角度約 30° 付近でエロージョン損傷が多いのは切削作用によるエロージョンが主体となっているためで、高い角度での粒子衝突は押し込み変形となり、エロージョンへの寄与が少なくなるためと考えられる。このような損傷のメカニズムは、Fig. 7 に示す試験片表面の SEM 観察結果から、ブラスト角度 30° の場合には切削傷が明瞭に観察されるのに対し、ブ

Fig. 8 Variation in weight erosion rate with blast particle size

ラスト角度 90° の場合には押し込み変形跡が観察されることから明らかである。また、ブラスト角度 15° のエロージョン速度が低くなるのは、有効に切削作用を生じさせるためにある程度の垂直方向力成分が必要である事と、ブラスト照射領域が試験片寸法に比べ広くなるためと考えられる。

エロージョンに及ぼすブラスト粒度の影響については Fig. 8 に実験結果をまとめて示す。注意しなければならないのは、本試験装置ではブラスト粒度によって単位時間あたりのブラスト粒射出量が異なる点であり、Fig. 8 には重量減少率を単位時間あたりのブラスト粒射出量で除した結果もあわせて示す。図よりブラスト粒径が大き

くなるほど、同一重量のブラスト粒によるエロージョンは少なくなる傾向を示すことがわかる。Fig. 7 で示すエロージョン面の SEM 観察結果からも、# 30 の場合に比べて # 16 の場合には切削傷の少ないことが明らかである。

また、ブラスト角度、ブラスト粒度、いずれの実験においても SUS 304 に比べて SCS 5 の方が耐ブラスト・エロージョン特性に優れていることが明らかである。

4. 肉盛溶接金属のブラスト・エロージョン特性

従来より肉盛溶接の主体はアーク溶接であるが、最近ではワイヤやロッドに成形できない高硬度材料を肉盛溶接する方法として、プラズマ粉体溶接が注目されている⁷⁾。ここでは、アーク肉盛溶接とプラズマ粉体肉盛溶接について、耐エロージョン性に優れていると考えられる数種類の溶接金属を選び試験を行った結果をまとめて示す。試験条件は Fig. 1 で示すと同様とし、ブラスト空気圧 539 kPa、ブラスト粒度 # 30、ブラスト角度については前章の結果より最大のエロージョン損傷を示すと考えられる 30° と、エロージョンメカニズムの異なる 90° の 2 種類とした。

各種肉盛溶接金属のブラスト・エロージョン試験結果を Fig. 9 にまとめて示す。SUS 304 鋼と比べると、アーク肉盛溶接金属の耐エロージョン性はいずれも良好であり、実験の範囲内では D 309 溶接金属が最も優れていた。一方、本研究で選んだプラズマ粉体肉盛溶接金属の耐エロージョン性は、いずれも SUS 304 鋼よりも劣ることが明らかとなった。材料は異なるが、プラズマ粉体肉盛溶接金属の粒子エロージョン特性が劣ることは、柳楽ら⁷⁾によっても報告されている。また、いずれの肉盛溶接金属もブラスト角度 30° のエロージョン損傷が多く、表面 SEM 観察からも切削作用による損傷が主体と考えられる。試験後の試験片表面近傍の組織写真を、アーク肉盛溶接の場合は Fig. 10 に、プラズマ粉体肉盛

Fig. 9 Volume erosion rate of overlay weld metals

Fig. 10 Vertical section of weld metal surface after erosion

溶接の場合は Fig. 11 にまとめて示す。ただし、ブラスト角度が 30° の場合の組織である。耐エロージョン性の最も優れていた D 309 溶接金属は、オーステナイト地に細粒の δ フェライトが晶出したもので、エロージョンを受けた表面部では組織変化が認められる。13 Cr 鋼溶接金属についてはマルテンサイト相と若干の残留オーステナイト相からなる。一方、Co, Ni 基合金溶接金属では Cr, W, Mo の炭化物が析出し硬化している。炭素量が多いほど析出物が増し、微細な組織となる傾向を示す。しかしながら、アーク肉盛溶接とプラズマ粉体肉盛溶接とを比較すると、溶接入熱の高いプラズマ粉体溶接の方が、組織は粗大化する傾向を示している。また、エロージョンを受けた試験片の表面近傍のビッカース硬さ分布は、アーク肉盛溶接金属、プラズマ粉体肉盛溶接金属、いずれの場合にも Fig. 5 で示したと同様に、表面層 $100\mu\text{m}$ 程度の範囲内で高くなる傾向を示した。

Fig. 12 には代表的な肉盛溶接金属のエロージョンを受けた試験片表面の SEM 観察結果を示す。供試材の中で最も良好な耐エロージョン性を示した D 309 溶接金属では、試験片表面に大きな切削傷が認められ、Fig. 7 で示した SUS 304 鋼と類似している。アーク肉盛溶接金属ではいずれも同様な切削傷が明瞭に認められた。一方、プラズマ粉体肉盛溶接金属では、Fig. 12 に一例として Ni 基合金溶接金属の結果を示すが、いずれも大きな切削傷は観察されなかった。

5. 考 察

固体粒子による各種金属材料のエロージョン特性と、エロージョンを受けた材料の表面近傍の硬さとは良い対応関係にあることが報告されている⁶⁾。そこで同様の関

Fig. 11 Vertical section of weld metal surface after erosion

Fig. 12 Scanning electron micrographs of weld metal surface after erosion

係が構造用鋼や、各種肉盛溶接金属についても成り立つか否かを次に検討する。Fig. 13 には本実験で使用した

Fig. 13 Relationship between volume erosion rate and Vickers hardness after erosion

SUS 304 鋼, SCS 5 鋳鋼に加えて, 無酸素銅, SS 41 鋼についてもブラスト・エロージョン試験 (ブラスト角度; 30°, ブラスト粒度; # 30, ブラスト空気圧; 539 kPa) を実施して得られた結果をまとめて示す. 図より素材に関する体積エロージョン速度とエロージョンを受けた材料表面近傍の硬さとは良い対応関係を示すことが明らかである. すなわち, 材料は硬いほど耐エロージョン特性は良くなる傾向を示す. 図中には肉盛溶接金属による実験結果も併せて示すが, アーク肉盛溶接金属の結果は素材の結果とほぼ同一直線で表わされることがわかる. しかし, プラズマ粉体肉盛溶接金属の実験結果は, 同じ硬さレベルであっても, 素材, アーク肉盛溶接金属の結果と比較すると, 耐エロージョン性に劣ることが図より明らかである.

また, 耐摩耗用溶射皮膜については, ブラスト・エロージョン特性と皮膜の引張強さの間に良い対応関係のあることが報告されている⁴⁾. 同様の関係が本研究対象である構造用鋼や肉盛溶接金属についても成り立つ可否かを検討した結果を Fig. 14 に示す. 図より肉盛溶接金属の場合にも, 体積エロージョン速度と引張強さとの間には, 硬さの場合と類似した対応関係が認められることが明らかである.

ところで, 本研究のプラズマ粉体肉盛溶接金属の耐エロージョン特性が, 素材, アーク肉盛溶接金属よりも劣る原因として, 析出した硬化相がマトリックス中に微細, 均一に分散せず比較的大きな粒状で存在することが考えられる. そこで耐エロージョン特性に及ぼす析出硬化相の影響を検討するため, 以下の実験を試みた. すなわち, プラズマ粉体肉盛溶接により, マトリックス SUS 304 鋼中に, # 200 メッシュの NbC 粉末 (Total carbon; 11.37, Free carbon; 0.10, Fe; 0.10 wt%) を混合比 40 wt%, 60 wt% に分散させた試験片を作製した. 溶接条件は Table 4 に示した条件と同一とした. Fig. 15 には, この様にして得られた試験片のブラスト・エロージョン試験後の断面組織を示す. ビッカース硬さ (荷重

Fig. 14 Relationship between volume erosion rate and tensile strength

Fig. 15 Vertical section of specimen surface after erosion

0.98 N) は, マトリックスが 400 H_v, NbC 粒子が 1750 H_v 程度となった. Fig. 16 にはブラスト・エロージョン試験の結果をまとめて示す. 図中には第 3 章で示した SUS 304 鋼の試験結果も, NbC 添加量 0% として示す. 図から明らかな様に NbC の添加量が増すにつれて, 耐エロージョン性は明らかに低下することがわかる. この傾向はブラスト角度 30°, 90°, いずれの場合も同様であった. 図中に示す実線は, マトリックスである SUS 鋼のみが摩耗し, NbC は単に脱落するものと仮定して得られた次式の計算結果である.

$$\begin{aligned} & \text{体積エロージョン速度} \\ &= \frac{\text{マトリックスの体積エロージョン速度}}{1 - \text{硬化相体積率}} \dots (1) \end{aligned}$$

マトリックスの組織は必ずしも SUS 304 鋼とは一致しないが, エロージョンを受けた試験片表面での SUS 304 鋼の硬さは 400 H_v 程度と本試験片のマトリックス

Fig. 16 Effect of content of NbC powder on volume erosion rate (Blast particle size #30)

と同等であることから、(1)式による推定は、それほど大きな誤差を伴わないと考えられる。Fig. 16 より、実験結果と推定値とは良く一致していることがわかる。すなわち、固体粒子のエロージョンに対しては、単に硬い粒子をマトリックスに添加するだけでは意味がなく、それを均一、微細に分散させ、マトリックスを強固に結合させることが必要と考えられる。

6. 結 論

(1) SUS 304 鋼, SCS 5 鋼のブラスト・エロージョン特性について、ブラスト角度 30° 付近でエロージョン量は最大となり、単位重量あたりのブラスト粒によるエ

ロージョン量は、粒度が大きくなるほど低下する傾向にあることが明らかとなった。

(2) SUS 304 鋼, SCS 5 鋼などの素材と、アーク肉盛溶接金属の体積エロージョン速度は、エロージョンを受けた材料表面の硬さ、あるいは引張強さと良い対応関係を示した。しかし、プラズマ粉体肉盛溶接金属の場合はいずれも、同一の硬さ、引張強さで比較した場合に、耐エロージョン性は低くなる傾向を示した。

(3) 本実験に供したプラズマ粉体肉盛溶接金属の耐エロージョン性が低い理由を検討するため、NbC 複合肉盛溶接金属を用いてエロージョン試験を行った。その結果、硬化相はエロージョンには全く寄与しないと仮定して、マトリックスのみのエロージョン特性から、NbC 複合肉盛溶接金属のエロージョン特性が十分な精度で推定できることを示した。

参 考 文 献

- 1) JIS-H 8664-1977, 肉盛溶射(鋼)製品試験方法
- 2) 美馬, 耐摩用溶射皮膜のじん性に関する研究, 日本溶射協会誌, 8-2 (1971), 33-43
- 3) 高橋, 伊藤, 浅井, コーティングプロセス選択のための材料評価研究(第一報), 溶接学会全国大会講演概要, 40 (1987) 198-199
- 4) 美馬, 上田, 吉田, 耐摩用溶射皮膜のプラスト・エロージョン性, 日本溶射協会誌, 8-1 (1971), 1-7
- 5) 腐食防食協会, エロージョンとコロージョン, 装華房, (1987), 140-143
- 6) C. E. Smeltzer, M. E. Gulden, W. A. Compton, Mechanisms of metal removal by impacting dust particles, Journal of basic engineering, 92 (1970), 639-654
- 7) 柳案, 近藤, 粉体プラズマ溶接技術, 溶接技術, 32-11 (1984), 34-39

高 Cr, Mo 二相ステンレス鋼の HAZ 脆化機構と Ni, N の作用*

小溝 裕一**, 小川 和博**, 東 茂樹***

HAZ Embrittlement Mechanism in High Cr, Mo Duplex Stainless Steel and Effects of Ni, N on it

by Yuichi Komizo**, Kazuhiro Ogawa** and Shigeki Azuma***

The increase of chromium and molybdenum content as alloying elements is effective to improve the corrosion resistance of duplex stainless steels. However, the increase of these elements have the tendency to induce the poor hot workability and inferior weldability of the steels. In the weldment the more those elements increase, the more often the embrittlement in HAZ takes place.

The mechanism of the HAZ embrittlement in 28Cr-3.8Mo-Ni-N duplex stainless steels was investigated. It was clarified that there are two reasons for the HAZ embrittlement from the investigation on the effects of nickel and nitrogen contents. One was the sigma phase precipitation in case of the lower ferrite ratio. Another was the nitride precipitation in case of the higher ferrite ratio. In the proper

*原稿受付 平成元年6月1日 昭和61年度秋季全国大会で発表

**正 員 住友金属工業(株) Member, Sumitomo Metal Industries

*** 住友金属工業(株) Sumitomo Metal Industries