Fe-(15, 25)%Cr-C-B 共晶合金の スラリー・エロージョン†

麻生 節夫 後藤 正治 小松 芳成

秋田大学工学資源学部材料工学科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 62, No. 8 (1998), pp. 774-782

Slurry Erosion of Fe-(15, 25)%Cr-C-B Eutectic Alloys†

Setsuo Aso, Shoji Goto and Yoshinari Komatsu

*Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering and Resource Science,
Akita University, Akita 010-8502*

Slurry erosion rate (W_s) generally depends on the slurry flow rate in a power law as follows,

$$W_s = kV^n$$

where k is a constant, V is a slurry flow rate and n is an exponent. The n -value usually falls between 2 to 3 for metals, although there are some observation which exist outside this range. Consequently, there is no clear definite value assigned to the n exponent. The reason for this may be the difference in the mechanism of attack caused by the simultaneous and synergistic interaction between erosion and corrosion. This being so, it seems useful to separate the action of slurry erosion into those factors, namely one dominated by erosion, another dominated by corrosion and the third being synergistic interaction between erosion and corrosion. This holds true even in multi-phase alloy like high-chromium white irons.

Fe-(15, 25)%Cr-C-B alloys are modified high-chromium white irons that contain boron ranging from 0.5 to 2.5 mass%. These alloys possess a good slurry erosion resistance compared to that of an ordinary type of high-chromium white iron. The reason for this is the presence of boron. The addition of boron tend to produce hard boride and/or borocarbide. It also prevent the formation of pearlite.

A slurry flow rate with the range of 4.5 to 10.3 m/s was used. The low slurry flow rate region was corrosion-dominated while the high slurry flow rate region was erosion-dominated. The experiments also indicate a n -value range of 3.3 to 4.9 when a tap water slurry is used. Whereas for a seawater slurry, a range of 0.4 to 3.2 was observed. Therefore, the change in n -value may mainly be attributed to the degree of corrosiveness of the slurry. Fe-(15, 25)%Cr-C-B alloys possessed a good slurry erosion resistance compared with both SUS430 and SUS304 stainless steels in tap water slurry. Moreover, Fe-25%Cr-C-B alloys possess an excellent slurry erosion resistance even in the slurries containing sea water and 40 vol% sand.

(Received March 17, 1998; In Final Form June 10, 1998)

Keywords: erosion, corrosion, high-chromium white iron, sand erosion, boron, wear

I. 緒 言

スラリー・エロージョン[†]は、機構がまったく異なるエロージョンとコロージョンの協同現象による複雑な損傷過程であり、それに対する影響因子が多いことと個々の因子間の相乗作用が複雑であることなどからその損傷機構は十分明らかにはされていない⁽⁶⁾。これまでスラリー・エロージョン機構

解明のために種々の試みがなされている⁽⁷⁾⁻⁽¹³⁾。スラリー流速や温度などの主要な影響因子を制御した著者らの研究もその一例である⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾。また、スラリー・エロージョンをエロージョンとコロージョンおよびその両者の相互効果の和で表すことによって損傷機構の解明をはかった例もある⁽¹⁴⁾。とくに後者の場合は、各要素をうまく分離することができれば機構解明のためには有効な解析手段となる。そして、これまで固溶体合金のような主に単相材の場合にはある程度の成果が挙げられてきた⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾。しかし、高クロム白鉄鉄などのように炭化物を多量に含有し、しかも複雑な凝固組織を有するような casting 合金についての研究は、これらの合金が耐摩耗材料として広く実用に供されているにもかかわらず、ほとんど行われていないのが現状である。

本研究では、スラリー・エロージョン機構の解明にはまず

† 1995年4月日本金属学会春期大会において一部発表

†† これまで著者らは「スラリー・エロージョン」を以前の研究⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾との整合性、および「スラリー・エロージョン」も広義には「サンド・エロージョン」に属する⁽⁵⁾ことなどの理由によりサンド・エロージョンと呼称していたが、粒子の媒体が気体と液体とは異なる現象が多いことを考慮して、本報から厳密に「スラリー・エロージョン」と呼称することにした。

Table 1 Chemical composition and constituent of specimen.

No.	Designation	Composition (mass%)			Hardness HRC	Constituent	
		Cr	C	B		Compound	Matrix**
a	15Cr-0C-2.6B	15.6	0.32	2.68	54	M ₂ B	B
b	15Cr-1C-2B	16.3	0.97	2.33	56	M ₂ B, M ₃ (C, B)	B or M
c	25Cr-0C-2.2B	24.6	0.28	2.57	47	M ₂ B	A
d	25Cr-0.6C-2B	24.5	0.75	1.97	58	M ₂ B, M ₂₃ (C, B) ₆	A and B
e	25Cr-2.8C-0.5B	24.4	2.72	0.46	60	M ₇ (C, B) ₃ , M ₂₃ (C, B) ₆	B or M
f	SUS430	16-18	0.12>	—	87*	—	F
g	SUS304	18-20	0.08>	—	91*	—	A

* HRB, ** A, Austenite; B, Bainite; F, Ferrite; M, Martensite

スラリー・エロージョン速度を因子ごとに分類することが重要であると考え、エロージョン速度、コロージョン速度およびエロージョン・コロージョン速度(両者の相乗効果による損傷速度)の3つに分類することから始めた。この場合、各損傷速度はスラリー・エロージョンの主要な影響因子であるスラリー流速との関係で表し、これに対してスラリーの温度や腐食性がどのように影響するかによって各損傷因子に分類した。また、一般にスラリー・エロージョン速度が、スラリー流速の n 乗に比例することに着目して n 値からも Fe-Cr-C-B 系合金の耐スラリー・エロージョン性の評価を試みた。試料にはこれまでのスラリー・エロージョンに関する報告の中で、15 mass%Cr 白鉄鉄よりも優れた耐スラリー・エロージョン性を示した2種類の Fe-15 mass%Cr-Cr-C-B 共晶合金⁽³⁾と、25 mass%Cr 白鉄鉄よりも優れた耐スラリー・エロージョン性を示した3種類の Fe-25 mass%Cr-Cr-C-B 共晶合金⁽⁴⁾を選んだ。さらに比較材として市販の SUS304 および SUS430 ステンレス鋼を用いた。

II. 実験方法

試料の化学組成を配合組成とともに Table 1 に示した。(a), (b) 合金は Fe-15 mass%Cr-C-B 系, (c), (d), (e) 合金は Fe-25 mass%Cr-C-B 系のいずれも共晶合金である。なお、比較材として用いたステンレス鋼は JIS 規格組成を示してある。各試料は各々の液相面状態図⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾に基づき共晶合金となるように配合した。各試料の作製条件は Table 2 にまとめて示した。スラリー・エロージョン試験はこれまでと同じ試料回転型の試験機⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾を用い、Table 3 に示す試験条件で実験を行った。また、いずれの試験でも質量減少率{(試験後の質量減少量/試験前の質量)×100}の経時変化を測定したところ質量減少率は時間に対してほぼ直線関係が得られた。さらに、スラリー流速の相違による試料の移動距離の差も考慮して、耐スラリー・エロージョン性の評価は、単位時間、単位移動距離あたりの質量減少率をスラリー・エロージョン速度と定義して行った。なお、このほかにロックウェル硬度計 C スケールで試験片のマクロ硬さを測定するとともに、化合物相のミクロ硬さをマイクロビッカース硬度計(荷重 100 g~200 g)で測定した。さらに、スラリー・エロ

Table 2 Specimen preparing conditions.

Raw materials	Electrolytic iron (99.98 mass%), Electrolytic chrome (99.36 mass%), High-purity graphite (99 mass%), Ferro-boron (20.17 mass%B)
Melting furnace	High frequency induction furnace (20 kVA)
Melting temperature	1673~1723 K
Melting mass	1.3 kg
Pouring temperature	1623~1673 K
Mold	Special mold for unidirectional solidification with 8 pieces of silica tubes (ϕ 11 mm×90 mm)

Table 3 Slurry erosion test conditions.

Specimen size	ϕ 9.9 mm×75 mm
Slurry	Flattery silica sand (40 vol%) + Solution (60 vol%)
Slurry solution	Water and seawater
Testing temperature	298 K and 343 K
Slurry flow rate	4.6 m·s ⁻¹ , 5.2 m·s ⁻¹ , 6.3 m·s ⁻¹ , 7.5 m·s ⁻¹ , 9.0 m·s ⁻¹ , 10.3 m·s ⁻¹
Testing time	3.24×10 ks (90 h)

ージョン試験後の SUS304 材に対して X 線回折試験(対陰極: Co, 管電圧: 30 kV, 管電流: 30 mA)を行って、スラリー・エロージョン試験前後における母相の構造変化についても推察した。

III. 実験結果

1. 組織観察結果

各試料の光学顕微鏡組織写真を Fig. 1 に示す。いずれも凝固時には γ 相とほう化物あるいはほう炭化物の共晶から構成されており、 γ 相は室温でそのまま残留 γ として存在するか、あるいはベイナイト組織となった場合には、HRC55~60 程度の casting 硬さとなった。高 B・低 C 側の Fig. 1(a), (c), (d) は γ +M₂B 共晶が大部分を占めており、C 量が多くなると Fig. 1(b) の γ +M₃(C, B) あるいは Fig. 1(d) の γ +M₇(C, B)₃ のようにほう炭化物が多く晶出する。各化合物相のミクロ硬さは M₂B が HV1600~1700, M₂₃(C, B)₆ は約 HV1750, M₇(C, B)₃ は約 HV1800 そして M₃(C, B) は共晶

Fig. 1 Microstructures of Fe-(15, 25)%Cr-C-B eutectic alloys.

Table 4 Breakdown of slurry erosion rate (W_S) into erosion rate (W_E), corrosion rate (W_C), and erosion-corrosion rate (W_{EC}).

No.	Breakdown of each factor		Test condition			Degree of erosion	Degree of corrosion
	Symbol	Description	Sand (vol%)	Solution (vol%)	Temp. (K)		
1	W_{S298}	Slurry erosion rate	40	60, seawater	298	High	Middle
2	W_{S343}	Slurry erosion rate	40	60, seawater	343	High	High
3	W_E	Erosion rate	40	60, water	298	High	Low
4	W_{C298}	Corrosion rate	0	100, seawater	298	Very Low	Middle
5	W_{C343}	Corrosion rate	0	100, seawater	343	Very Low	High
6	W_{EC}	Erosion-corrosion rate	Calculated value by $W_{EC} = W_S - (W_E + W_C)$				

組織として約 HV800 であった。いずれも前報⁽³⁾⁽⁴⁾において報告したように高い硬さの化合物相を多く含むことと、基地の耐食性が優れることから通常の 15Cr 系あるいは 25Cr 系の高クロム白鉄より良好な耐スラリー・エロージョン性を示した材料である。

2. スラリー・エロージョン試験結果

一般にスラリー・エロージョン速度(W_S)は式(1)で表されることが知られている⁽¹⁴⁾。

$$W_S = W_E + W_C + W_{EC} \quad (1)$$

ここで、

W_E ; 機械的作用による純エロージョン速度

W_C ; 電気化学的作用による純コロージョン速度

W_{EC} ; エロージョンとコロージョンの相互作用による損傷速度(エロージョン・コロージョン速度)

また、これまでの著者らの研究⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾から次の 3 点がわかっている。(1)スラリー温度が高いほどコロージョン要素が大

きくなる。(2)砂の割合が多いほどエロージョン要素が大きくなる。(3)スラリーの液質が水道水より海水の場合の方が著しく腐食の影響が大きくなる。そこで、本研究ではこれらに基づいてスラリー・エロージョン速度を式(1)で示された各損傷要素に分離するため Table 4 のような定義を行った。すなわち、例えば W_{S298} を No. 1, W_{S343} を No. 2 の試験条件の結果とすると、No. 3 の試験条件は水道水を溶液としたスラリーで、しかも温度が 298 K であることからコロージョンの影響が小さいため、エロージョン主体とみなされる。そこで、この条件下で生じた損傷を W_E とみなした。また、No. 4 と No. 5 の試験条件はまったく砂を含まない海水を用いていることからコロージョンのみが生ずるものとみなし、それぞれを W_{C298} および W_{C343} とした。これらを用いて W_{EC} は式(1)から求めることができる。

さらに、スラリー流速(V)と W_S の間には一般に式(2)が成立する⁽⁶⁾ことが知られており、この関係は本実験でも同様に得られた。

$$\ln W_s = K \ln V^n \quad (K: \text{定数}) \quad (2)$$

そこで、スラリー・エロージョン結果を各合金ごとに式(2)に基づいて整理した。さらに、温度 298 K と 343 K で実験を行うことで温度因子の影響についても調べ、得られた結果を Fig. 2 から Fig. 8 に示す。なお、以下では各損傷速度を上述した記号で表すことにする。

Fig. 2 は SUS304 オーステナイト系ステンレス鋼、および Fig. 3 は SUS430 フェライト系ステンレス鋼の結果である。298 K ではいずれのステンレス鋼の場合も W_{S298} と W_E の間には見掛け上大きな差はなく、 W_C も非常に小さい。この場合の n 値は各々 3.5~4.5 の範囲で、 W_E より W_S の方が 0.6~0.7 程度小さくなっている。一方 343 K では SUS304 における W_{S343} の n 値が 3.2 になるとともに、 W_{S343} のレベルは W_{S298} より上昇している。これに対し SUS430 の場合には、とくに $\ln V=2$ ($V=6.3 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$) 以下の低スラリー流速側で W_{S343} が顕著に上昇し、直線関係が成立しなくなる。

Fig. 2 Plot showing slurry erosion rate (W_s), corrosion rate (W_c), and erosion rate (W_e) vs slurry flow rate (V) of SUS304 stainless steel.

Fig. 3 Plot showing slurry erosion rate (W_s), corrosion rate (W_c), and erosion rate (W_e) vs slurry flow rate (V) of SUS430 stainless steel.

両ステンレス鋼におけるこれらの相違は、海水中での耐食性は一般に SUS304 が優れるという事実を反映したものであると推察される。これは SUS430 では 343 K の場合明らかに低速度側で W_C が増加している事実とも一致する。したがって、Table 4 に示した各損傷パラメータの定義はほぼ妥当なものとみなされる。そこで、これらの定義を用いて 15%Cr 系と 25%Cr 系合金の結果について解析した。

Fig. 4 と Fig. 5 はそれぞれ 15Cr-0C-2.6B 合金と 15Cr-1C-2B 合金の結果である。それぞれの W_E は $n=4.2$ および $n=3.5$ の直線関係がある。しかし、海水になると W_{C298} および W_{C343} のレベルが上昇し、かつこの傾向は SUS430 と同様に低スラリー流速側ほど大きくなる。これに伴って、 W_{S298} および W_{S343} も増加し、15Cr-0C-2.6B 合金では両温度で直線関係が失われているのに対し、一方の 15Cr-1C-2B 合金では見掛け上非常に小さい n 値を示し、 W_{S298} では逆勾配の傾きを示すことがわかる。

Fig. 4 Plot showing slurry erosion rate (W_s), corrosion rate (W_c), and erosion rate (W_e) vs slurry flow rate (V) of 15Cr-0C-2.6B alloy.

Fig. 5 Plot showing slurry erosion rate (W_s), corrosion rate (W_c), and erosion rate (W_e) vs slurry flow rate (V) of 15Cr-1C-2B alloy.

Fig. 6 Plot showing slurry erosion rate (W_s), corrosion rate (W_c), and erosion rate (W_e) vs slurry flow rate (V) of 25Cr-0C-2.2B alloy.

Fig. 7 Plot showing slurry erosion rate (W_s), corrosion rate (W_c), and erosion rate (W_e) vs slurry flow rate (V) of 25Cr-0.6C-2B alloy.

Fig. 8 Plot showing slurry erosion rate (W_s), corrosion rate (W_c), and erosion rate (W_e) vs slurry flow rate (V) of 25Cr-2.8C-0.5B alloy.

これが25Cr系になると Fig. 6, Fig. 7, Fig. 8 に示すように、いずれの合金でも W_e は直線関係をほぼ満足しているが、合金の種類によって n 値が異なり3.3~4.9の範囲になっている。一方海水中での実験で得られた W_c は、25Cr-2.8C-0.5B では15Cr系の場合と同様に低スラリー流速側ほど大きくなり、これに伴って、 W_{s298} および W_{s343} についても n 値の大きな変動が見られる。しかし、25Cr-0C-2.2B 合金や25Cr-0.6C-2.0B 合金では、 W_{c298} と W_{c343} が25Cr-2.8C-0.5B 合金に比べて非常に小さく、 W_{s298} および W_{s343} はほぼ直線関係を維持しながら、 n 値は2.2~4.0まで減少する。

3. 試料表面組織

スラリー・エロージョン試験では、試験条件によって試験片の表面が著しく変化し、エロージョン速度とよく対応することがこれまでの実験からわかっている⁽¹⁾⁽²⁾⁽¹⁹⁾。とくに本合金系のように多相組織の場合にはそれが顕著に現われる。

Fig. 9 に343 Kの海水スラリー中でスラリー・エロージョン試験を行った後の試料表面SEM組織の一例を示した。通常、式(2)が成立する場合には、試料表面のマクロ組織はSUS304や25Cr-0C-2.2B合金のように滑らかな面を呈している。これに対して n 値が著しく減少したり、 $\ln W$ と $\ln V$ 間の直線関係が失われるような条件ではSUS430や15Cr-0C-2.6B合金のように低スラリー流速側ほど凹凸の多い表面になる傾向がある。

IV. 考 察

1. スラリー・エロージョン速度(W_s)の分離

前述のように W_s は定性的には式(1)で表すことができると考えられる。本研究結果でも試料の機械的性質や耐食性によってエロージョン速度(W_e)やコロージョン速度(W_c)が異なることから、 W_s のみではスラリー・エロージョンの機構の検討ができないことは明らかである。また、式(2)の関係はスラリー・エロージョンあるいはサンド・エロージョンに関する多くの研究でも報告⁽⁶⁾⁽¹⁴⁾されているが、 n 値への影響因子についてはまだ明確にされていない。

そこで、本研究結果に基づいてスラリー・エロージョン速度の評価を試みた。 W_e を基準にして W_s を評価すると、大まかには Fig. 10 のような2つのタイプに分類することができる。

タイプⅠ: W_s の直線のレベルは上昇するが、 n 値の変化が少ない場合。 W_c が小さいことが原因と考えられることから、材料の耐食性が良好な場合である。本研究の中では、SUS304や25Cr-0C-2.2B合金および25Cr-0.6C-2.0B合金などがこれに分類される。なお、直線のレベル上昇は、 W_{ec} が海水によるスラリーの腐食性の増加に伴って増加するためと考えられる。

タイプⅡ: とくに低スラリー流速側で W_s に対する W_c

Fig. 9 SEM micrographs showing the slurry-eroded surface of SUS430, SUS304, 15Cr-0C-2.6B and 25Cr-0C-2.2B alloys in sea water slurry at 343 K.

Fig. 10 Schematic diagram of two types of W_s profiles.

の割合が大きくなるため、 W_E に比較して n 値が小さくなる場合で、ここでも材料の耐食性が関係しており、耐食性が低い場合ほど n 値は影響を受けやすい。この場合、 n 値が小さくなくても見掛け上は $\ln W$ と $\ln V$ 間に直線関係を維持している場合 II-(a) と、低スラリー流速側で急激に W_s が増加して式(2)が成立しなくなる場合 II-(b) とがある。タイプ I 以外の合金はその大部分が W_{S298} においてもタイプ II の傾向を示すが、SUS430 のように W_{S298} は W_{E298} と同じタイプ I であっても、これが W_{S343} ではタイプ II の傾向を示す場合もある。いずれにしても、タイプ II の W_{EC} は主に W_C

の増加によって促進されるとみなされる。

2. n 値の評価

本研究で得られた n 値は Fig. 2 から Fig. 8 の図中に示したとおりで、 W_E に比べると腐食性の大きい W_{S298} および W_{S343} では小さくなる傾向があった。スラリー・エロージョン速度における n 値としては、通常 0.85~5.4 の広い範囲で報告されているが、一般には $n=2\sim3$ の範囲が多いとされている⁽²⁰⁾。一方、梅村と川本⁽¹⁵⁾によれば n 値はスラリーの pH やスラリー流速によっても影響を受け、高 pH・高スラリー流速 (1 m/s<) のエロージョン因子が強い条件から、低 pH・低スラリー流速 (1 m/s>) のコロージョン因子が強い条件になるにしたがって、 n 値は $n=3$ から $n=1$ へ小さくなる傾向を示し、かつ低スラリー流速側と高スラリー流速側とで n が変化すると報告されている。本研究の n 値は一般的な 2~3 に比べると大きい値になっているが、流速や液質による腐食性の変化に対する依存性に関しては梅村と川本⁽¹⁵⁾と共通する。

n 値の大きさについては、次のように考えられる。すなわち、スラリー・エロージョンのスラリー流速依存性に関しては、高スラリー流速側と低スラリー流速側とで、スラリー中の単位粒子あたりの衝突エネルギーが異なり、高スラリー流

速側程エロージョンが支配的となる。これは Fig. 4 などからわかるように、 W_C の大きい場合であっても高スラリー側では W_E と W_S とのレベルの差が小さいことから推察される。

一般に金属材料の塑性加工においては、加工硬化や加工誘起変態が生じることが知られている。スラリー・エロージョンにおいても粒子の衝突エネルギーが大きくなると微視的塑性変形部ではこれらの現象が起こることが予想される。そこで、スラリー・エロージョン試験後の SUS304 材について試料表面の X 線回折を行った。その結果 Fig. 11 に示すように、スラリー流速の増加とともにフェライトのピーク値が大きくなり、逆にオーステナイトのピーク値が小さくなることわかる。これはスラリー・エロージョン中に母相が粒子の衝突を受け、一種の加工誘起変態を生じたことによるもの

Fig. 11 X-ray diffraction pattern on the slurry-eroded surface of SUS304 stainless steel.

Fig. 12 Comparison of n -value between W_{E298} and W_{S298} .

と考えられ、この結果からもスラリー流速が大きいほど衝突エネルギーも大きいことが確認される。一方の低スラリー流速側では前述の Fig. 4 など示したように W_S に占める W_C の割合が大きくなり、Fig. 9 の SEM 像の結果とも考えあわせてコロージョンが支配的となっていることがわかる。さらに、たとえば Fig. 6 の $\ln W_{S298}$ を低速度側の 2 点以外の測定点で Fig. 12 のように直線近似すると $n=4.7$ となり $\ln W_E$ の $n=4.9$ とほぼ等しい値となる。同様な傾向は SUS304 ($n=4.1$), SUS430 ($n=4.4$) および 25Cr-0.6C-2.0B 合金 ($n=3.3$) にも現れている。したがって、今後の検討課題として、厳密にはスラリー流速によって現象を分離する必要もあると考えられる。

以上から n 値の変化は模式的には Fig. 13 および Table 5 のように表すことができる。すなわち、Fig. 13 における実線を一般的な $n=2\sim3$ の基準の場合とすると、高スラリー流速側では耐エロージョンに有効な材料の硬さや強さなどの因子が重要となり、一方低スラリー流速側では耐コロージョンに有効な耐食性の因子が重要となる。このため、Table 5 に示すように材料の性質によって低スラリー流速側および高スラリー流速側での W_S が増減する結果、 n 値は多様に変化

Fig. 13 Schematic diagram of causes for the change in n -value.

Table 5 Rationale change in n -value.

	Strength and/or Hardness		
	Good	Normal	Poor
Corrosion resistance	Good	±	++
	Normal	—	+
	Poor	--	±

+: increase, -: decrease, ±: unchanging

Fig. 14 Plot of slurry erosion rate (W_s) vs slurry flow rate (V) in the two slurry conditions. (a) in tap water slurry at 298 K, (b) in seawater slurry at 343 K.

するものと考えることができる。

3. Fe-Cr-C-B 系合金の耐スラリー・エロージョン性

耐スラリー・エロージョン性の良否は n 値のみで評価することはできない。すなわち W 値の絶対値に対する検討が必要である。そこで、Fe-(15, 25)%Cr-C-B 系合金の W_E および W_{S343} を SUS304 および SUS430 と比較してみた (Fig. 14)。これらの図では直線のレベルが低いほど耐スラリー・エロージョン性が優れるとみなされることから、Fig. 14(a) の W_E に関しては、いずれの合金でも比較材 (SUS304, SUS430) より小さいことがわかる。したがって、15%Cr 系合金も 298 K の淡水スラリー中では、ステンレス鋼よりも優れ、しかも 25%Cr 系合金に匹敵する耐スラリー・エロージョン性を示すことが評価できる。

一方、Fig. 14(b) の W_{S343} のレベルは、25Cr-0C-2.2B 合金および 25Cr-0.6C-2.0B 合金が SUS304 に比較して絶対値で 1/2~1/3 程度と小さくなり、25Cr-2.8C-0.5B 合金についても低スラリー流速 ($V=4.6$ m/s) 以外ではスラリー流速が大になるほど W_s が減少していることがわかる。SUS304 の場合は、低スラリー流速側では W_s が小さい方であるのに対して、逆に高スラリー流速側では本合金系の中では耐食性の低い 15%Cr 系合金より W_s が大きくなっている。この結果も低スラリー流速側では腐食性が支配的であるため耐食性が重要な因子で、一方の高スラリー流速側ではエロージョンが支配的であるため材料の硬さや強度が重要な因子であることを裏付けている。

V. 結 言

Fe-(15, 25)%Cr-C-B 系合金のスラリー・エロージョン挙

動をオーステナイト系ステンレス鋼およびフェライト系ステンレス鋼と比較検討した結果以下のことが明らかとなった。

(1) スラリー・エロージョン試験条件を制御することで、スラリー・エロージョン速度 (W_s) をエロージョン速度 (W_E)、腐食速度 (W_C) および W_E と W_C の相互作用分のエロージョン・腐食速度 (W_{EC}) に分類することができる。

(2) W_E および W_s はそれぞれスラリー流速 (V) の n 乗に比例し、 W_E では $n=3.3\sim4.9$ となる。一方 W_{S298} では $n=2.7\sim4.0$ として W_{S343} では $n=0.4\sim3.2$ となるが、 W_C が大きい場合には低スラリー流速側で W_s が大きくなり $\ln W$ と $\ln V$ の間の直線関係が失われる場合も生ずる。

(3) 低スラリー流速側では腐食性が支配的で、逆に高スラリー流速側ではエロージョンが支配的となる。したがって、腐食性が大きい条件では低スラリー流速側ほどその影響を受けやすいため、耐食性の低い合金では W_s の増加率が高スラリー流速側より大きくなり結果的に n 値が減少する。

(4) 298 K の淡水スラリー中での W_E は、いずれの合金でも SUS304 および SUS430 よりも小さい。一方 343 K の海水スラリー中での W_{S343} は、SUS304 と比較して 25%Cr 系合金は 2.8C-0.5B 合金の $V=4.6$ m/s 以外ではいずれも 1/2~1/3 程度の低い値となっている。したがって、15%Cr 系合金は腐食性の低い場合には 25%Cr 系合金に匹敵する耐スラリー・エロージョン性を有し、一方の 25%Cr 系合金はスラリーの腐食性にかかわらず優れた耐スラリー・エロージョン性を有している。

本研究の一部は文部省科学研究費補助金 (09650754) により行われた。ここに記して感謝の意を表します。

文 献

- (1) 麻生節夫, 菅原 勉, 田上道弘, 後藤正治: 日本金属学会誌, **57**(1993), 96.
- (2) 麻生節夫, 菅原 勉, 田上道弘, 後藤正治: 日本金属学会誌, **57**(1993), 312.
- (3) 麻生節夫, 村上 仁, 田上道弘, 後藤正治, 武藤 侃: 鋳物, **66**(1994), 345.
- (4) 麻生節夫, 石井雄三, 田上道弘, 後藤正治, 武藤 侃: 日本金属学会誌, **59**(1995), 990.
- (5) 腐食防食協会編: エロージョンとコロージョン, 裳華房, (1987), 3.
- (6) 腐食防食協会編: エロージョンとコロージョン, 裳華房, (1987), 186.
- (7) G. R. Hoey and J. S. Bendnar: Materials Performance, **22**(1983), 9.
- (8) 星野明彦, 山崎道夫: 防食技術, **33**(1984), 617.
- (9) B. W. Madsen: Materials Performance, **26**(1987), 21.
- (10) R. L. Pozzo and I. Iwasaki: CORROSION, **43**(1987), 159.
- (11) Y. M. Change and C. H. Pitt: CORROSION, **43**(1987), 599.
- (12) D. Kotlyar, C. H. Pitt and M. E. Wadaworth: CORROSION, **44**(1988), 221.
- (13) J. H. Swisher: CORROSION, **47**(1991), 397.
- (14) 岡 良則, 小笠原 徹, 山脇正昭, 松村昌信: 防食技術, **35**(1986), 223.
- (15) 梅村文夫, 川本輝明: 防食技術, **34**(1985), 175.
- (16) 星野明彦, 藤井哲雄, 山崎道夫: 防食技術, **35**(1986), 212.
- (17) 麻生節夫, 田上道弘, 後藤正治: 日本金属学会誌, **57**(1993), 377.
- (18) 麻生節夫, 田上道弘, 後藤正治: 日本金属学会誌, **58**(1994), 1.
- (19) 麻生節夫, 田上道弘, 後藤正治: 日本金属学会誌, **57**(1993), 1251.
- (20) 腐食防食協会編: エロージョンとコロージョン, 裳華房, (1987), 200.