H_3BO_3 - Cl^- 環境におけるボロン含有ステンレス鋼の腐食挙動*

幸 英 昭**, 長 野 博 夫**

**住友金属工業株式会社鉄鋼技術研究所

Corrosion Behavior of Boron-containing Stainless Steels in Hot H_3BO_3 - Cl^- Environments*

Hideaki Miyuki** and Hiroo Nagano**

** Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries

Effect of boron on the corrosion behavior of Type 304L, 316L and high chromium stainless steels has been investigated by various kinds of corrosion tests and electrochemical measurements in H_3BO_3 - Cl^- environments at 80°C. The precipitation of borides such as M_2B ($M=Cr, Fe, Mo, Ni$) has led to the decrease of Cr and Mo content in matrix because of the enrichment of Cr and Mo in borides. So, the corrosion resistance of boron-containing stainless steels deteriorated with increasing boron content. The corrosion resistance was dependent upon Cr+ α Mo content in the matrix and increased with an increase in the Cr+ α Mo content. The α value was related to the type of corrosion and the environment tested, and changed from 1 to 3. Carbon was a detrimental element which caused the deterioration of corrosion resistance by sensitization. 0.01% C-22% Cr-10% Ni-1.5% B steel had high corrosion resistance in H_3BO_3 - Cl^- environments.

Key words: boron-containing stainless steel, corrosion, boric acid, boride, sensitization

1. 緒 言

B の同位元素である ^{10}B の中性子吸収断面積が大きいことから、従来より B 含有ステンレス鋼が熱中性子の吸収材料として、原子炉の遮蔽材あるいは制御棒に使用されて来た。最近では、さらに使用済み核燃料の保管用プールにおけるラック用材料としても適用が試みられている。この場合 H_3BO_3 を含む温水環境で使用される。このような環境下における通常のステンレス鋼の耐食性に関しては、古くから検討され何ら問題のないことが明らかにされている¹⁾。しかし、B 含有ステンレス鋼については機械的性質等の諸性質は種々検討されているが^{2)~8)}、耐食性に関する報告は極めて少なく^{3), 5), 6)}、特に H_3BO_3 溶液中での耐食性に関する研究は見当たらない。そのため本研究においては SUS 304L, 316L 及び高 Cr ステンレス鋼の H_3BO_3 溶液中での腐食挙動に及ぼす B 添加の影響について、主として析出物であるボライドと

の関係で検討した。

2. 試験方法

2.1 供 試 材

試験に用いた B 含有ステンレス鋼板の化学組成を Table 1 に示す。304L 系, 316L 系及び高 Cr 系ステンレス鋼 15 種類で B 添加量は 0~1.9% である。いずれも 500 kg 真空溶解し、熱間鍛造、熱間圧延、冷間圧延を経て 5 mm 厚の板とし、1100°C×20 min 水冷の固溶化処理 (SHT) を行った。溶接熱影響部を想定した鋭敏化処理 (Sen.) として 650°C×2 h 空冷の熱処理を施した。さらに一部の材料については鋭敏化の影響を明らかにするため、600~900°C で 0.5~100 h 空冷の処理を実施した。また TIG 溶接 (溶接フィラーなし、溶接熱入力 6.4 kJ/cm) した材料についても検討した。

2.2 析出物の調査

Fig. 1 に B 含有ステンレス鋼のミクロ組織の一例を示す。多量の析出物 (ボライド、後述) の存在が認められ、これら析出物の性状を明らかにするべく調査を行っ

* 第 34 回腐食防食討論会 (大阪) にて発表

** 〒660 兵庫県尼崎市西長洲本通 1-3 (1-3, Nishinagasu-hondori, Amagasaki, Hyogo, 660 Japan

Table 1 Chemical composition of the materials used (wt %)

		(wt. %)								
Steel	No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	B
304L-B	41	0.012	0.60	1.15	0.036	0.007	10.17	18.86	—	—
	42	0.003	0.31	1.43	0.011	0.007	9.69	19.75	—	0.52
	43	0.004	0.32	1.48	0.008	0.006	9.69	19.11	—	0.98
	44	0.003	0.40	1.58	0.016	0.006	9.76	19.96	—	1.64
	45	0.005	0.40	1.49	0.013	0.005	9.77	19.86	—	1.87
	46	0.014	1.34	1.79	0.010	0.004	10.86	18.36	—	0.86
	47	0.038	0.65	0.91	0.008	0.004	12.58	17.66	—	1.05
	48	0.020	0.35	1.72	0.010	0.004	11.28	18.00	—	1.25
316L-B	61	0.003	0.30	1.09	0.013	0.005	13.12	16.47	2.57	—
	62	0.003	0.40	1.38	0.012	0.004	13.56	16.46	2.48	0.52
	63	0.008	0.39	1.82	0.014	0.004	13.00	16.29	2.37	0.96
	64	0.005	0.35	1.73	0.013	0.004	12.99	16.55	2.44	1.54
	65	0.004	0.30	1.74	0.015	0.004	12.75	16.29	2.44	1.74
High Cr	01	0.009	0.45	1.41	0.003	0.001	9.93	22.14	—	1.56
	02	0.010	0.41	1.47	0.003	0.002	20.56	25.06	—	1.62

Fig. 1 Typical microstructure of a boron-containing stainless steel (Steel No. 01).

た。

1) 析出物の面積率: ミクロ組織写真について画像解析を行い、析出物の占める面積率を測定した。

2) 抽出残渣分析: 析出物の化学組成を明らかにするため、非水溶媒である TMAC (Tetra Methyl Ammonium Chloride) 中で試料を電流密度 20 mA/cm^2 でアノード電解し、その抽出残渣の化学分析を行った。

3) 析出物の X 線による同定: 抽出残渣及び試料そのものについて X 線回折を行い析出物を同定した。

2.3 腐食試験

各種浸漬試験及び電気化学測定により腐食挙動を調査した。試験片は浸漬試験の場合は 320 番、電気化学測定用には 600 番エメリー紙により研磨し、アセトンによる脱脂後試験に供した。また試験の繰返し数は 2 とした。溶液は特級試薬 (H_3BO_3 , NaCl) と純水とから調整した。

1) 耐酸性及び耐粒界腐食性

耐酸性並びに鋭敏化処理材の耐粒界腐食性を調べるため、16 h の硫酸・硫酸銅試験 (JIS G 0575 に準拠) を行った。試験片は $10_w \times 40_l \times 3_t$ (mm) のものを用いた。

2) H_3BO_3 - Cl^- 環境での耐食性

H_3BO_3 溶液中での腐食試験は、2,000 ppm H_3BO_3 + 10~500 ppm Cl^- 溶液中 80°C で行った。上記 1) と同一寸法の試験片を用いて、空気飽和下 720 h の浸漬試験を行い耐全面腐食性を評価した。耐孔食性は、Ar ガス吹込みにより脱気した溶液中での動電位法 (20 mV/min) による孔食電位 (V'_{eio} , JIS G 0577 に準拠) 測定により調べた。試験片は $15_\phi \times 3_t$ (mm) の円板で、電極面積は 1 cm^2 としその他の部分はシリコンゴムにてシールした。浸漬直前に再度 600 番エメリー紙にて研磨した。耐隙間腐食性は空気飽和下 720 h の浸漬試験により調査した。試験片には $20_w \times 30_l \times 3_t$ 及び $12_w \times 30_l \times 3_t$ (mm) の寸法の大小 2 枚の試片を重ね、テフロン製ボルトナットにて $0.3 \text{ kgf}\cdot\text{cm}$ のトルクで締め付けたものを使用した。また同様の環境下でのダブル U ベンド試験により SCC 挙動を調査した。試験片には $10_w \times 75_l \times 2_t$ (mm) の寸法の 2 枚の試片を重ねて U 曲げ後、ステンレス製ボルトナットにて両脚を締め付け 5 mm 拘束し応力を付加したものを用いた。

3. 結果及び考察

3.1 析出物の調査

ミクロ組織の画像解析により求めた析出物の面積率と B 添加量との関係を Fig. 2 に示す。B 量の増大と共に析出物の占める面積は直線的に増加するが、鋼種間の差はほとんどない。B の固溶量は、18% Cr-15% Ni ステンレス鋼の場合最大固溶量を示す $1,125^\circ\text{C}$ においても 0.01% と低く、それ以上の添加ではボライドが析出するとされている⁸⁾。従って本報告の B 含有ステンレス鋼においては、B のほぼ全量がボライドとして析出し、B 添加量に比例してボライドの面積率が増加したものと考えられる。

次に、ボライドの化学組成を明らかにするため抽出残

Fig. 2 Effect of B content on the area percentage of precipitates in boron-containing stainless steels.

Fig. 3 Effect of B content on the amount of Cr and Mo precipitated as borides in boron-containing stainless steels.

Fig. 4 Relationship between B content and the atomic ratio of Cr, Fe, Mo and Ni to B in the extracted residue of boron-containing stainless steels.

渣分析を行った。B 添加 1% で抽出残渣量はほぼ 10% であり、B 量の約 10 倍の重量のボライドが生成するといえる。Fig. 3 に B 添加量とボライド中の Cr 及び Mo

量との関係を示す。ボライド中の Cr, Mo 量は B 添加量の増大と共に増加するが、Cr 量については鋼種間の差は小さい。ここで 1% B 添加で約 5% の Cr がボライド中に含まれることになる。従って、耐食性に寄与する基本元素である Cr 及び Mo がマトリックス中で低下するわけで、当然 B 添加により耐食性が影響を受けることが予想される。Fig. 4 に 316L 系材料の残渣分析を行い各種元素と B との原子比 (M/B) を求めた結果を示す。Cr/B+Fe/B+Mo/B+Ni/B はほぼ 2.0 であり、析出物は (Cr, Fe, Mo, Ni)₂B からなる M₂B タイプのボライドであることを示している。各元素の含有量は Cr>Fe>Mo>Ni の順であり、B 添加量の増加と共に Cr, Mo は低下、Fe は増大する。Ni については含有量も少なくほぼ一定である。一例として 1.5% B の場合、ボライドは Cr_{1.05}Fe_{0.80}Mo_{0.10}Ni_{0.05}B と書ける。304L 系についても同様の調査を行ったが、Cr/B+Fe/B+Ni/B ≈ 2.0 であり、ボライドは (Cr, Fe, Ni)₂B からなる M₂B タイプであった。この場合各元素の含有量は Cr>Fe>Ni の順であり、1.5% B ではボライドは Cr_{1.20}Fe_{0.78}Ni_{0.04}B と書けた。さらに、高 Cr 鋼の抽出残渣の調査によりボライド中の Cr/Fe 比は Cr 添加量の増加と共に増大することが判明した。また、304L-1.64% B 及び 316L-1.54% B 鋼及びその抽出残渣の X 線回折では、Cr₂B 及び Cr_{1.65}Fe_{0.35}B_{0.96} が同定された。先に述べた分析結果と比較すると、Fe 含有量が低く Cr 含有量が高いことから、Cr が一部 Fe に置換したボライドが他に存在することが考えられる。以上の結果から、B 含有ステンレス鋼に見られる析出物は、(Cr, Fe)₂B を主体とする M₂B タイプのボライドで、Ni を少量含みさらに 316L 系では Mo を含有するといえる。これまで、304 系の場合 Cr₂B³⁾ 及び (Cr, Fe)₂B⁷⁾ が、20Cr-25Ni オーステナイト鋼では (Cr, Fe, Ni)₂B⁷⁾ が検出されており、本報告の結果とはほぼ一致している。

次にマトリックス中における Cr 及び Mo 濃度を求める。Cr 及び Mo のマトリックス中に含まれる割合を a %, 添加量を b % (Table 1), 抽出残渣中 (ボライド) への含有量を c % (Fig. 3) とすると、

$$a = b - c \quad (\%)$$

であり、マトリックス中の濃度 d (%) はボライドの面積率を s % (Fig. 2) として、

$$d = 100a / (100 - s) \quad (\%)$$

となる。従ってマトリックス中における濃度の低下量 e (%) は次式で示される。

$$e = b - d \quad (\%)$$

Cr 及び Mo の低下量 e を求めた結果を Fig. 5 に示す。B 添加量に比例してほぼ直線的にマトリックス中の Cr 濃度が低下しているが、材質間の差はほとんどない。

Fig. 5 Relationship between B content and change in matrix composition (e) in boron-containing stainless steels. (e = nominal content given in Table 1 - actual content in matrix).

Fig. 6 Effect of Cr+Mo content in matrix on the corrosion rate of boron-containing stainless steels in copper sulfate-sulfuric acid test for 16 h.

1%のB添加に対し、Crはほぼ2.5%の割合で低下し、316L系ではさらにMoが0.5%の割合で減少する。

以上のように、ボライドの析出によりCr及びMoはボライド中に濃化するため、マトリックス中の濃度は低下する。一方、Niはボライド中の含有量は極めて少なくマトリックス中に濃化する。

3.2 耐食性

一般に、固溶化処理したステンレス鋼の耐食性はほぼCr及びMo量に依存することが知られている。そのため、本報告のB含有ステンレス鋼ではマトリックス中の

Fig. 7 Effect of the aging time at 650°C on the corrosion rate of boron-containing stainless steels in copper sulfate-sulfuric acid test for 16 h.

Cr及びMo量で耐食性が決定されることが予想される。なおボライド自体が腐食に影響するかどうかについては、以下に示す各種の腐食試験においてボライド自体は溶解せず残されていたことから、その可能性は少ないと考えられる。ただカソード反応に寄与する可能性はあると考えられるが、本研究では明らかとならなかった。さらに、固溶量の範囲内のBについては、オーステナイトステンレス中に含まれる不純物としてのBの腐食への影響に関する文献⁹⁾から判断して、Bは粒界に $M_{23}(C)B_6$ タイプの炭化物析出を促進させ鋭敏化を加速することが予想される。以上のことから、次に示す耐食性の評価はボライドの析出を考慮して計算より求めたマトリックス中の実際のCr及びMo量を基にして行った。

(1) 耐酸性及び耐粒界腐食性

硫酸・硫酸銅試験結果をFig. 6に示す。Cr+Mo量の低い場合に激しい全面腐食が観察され、その速度はマトリックス中のCr+Mo量に依存し、その増大と共に腐食速度は低下し、18%以上ではほぼ $0.1 \text{ g/(m}^2 \cdot \text{h)}$ と一定に達する。ここでマトリックス中のCr+Mo量で結果を整理した意味は次のとおりである。ステンレス鋼の耐食性にCrとMoは大きく寄与する元素であり、孔食電位はしばしば $\text{Cr}+3\text{Mo}$ で整理され⁹⁾、耐孔食性の

Fig. 8 Effect of Cr+Mo content in matrix on the preferential attack at the bond of welded boron-containing stainless steels in copper sulfate-sulfuric acid test for 16 h.

Fig. 9 Effect of Cr+2Mo content in matrix on the general corrosion rate of boron-containing stainless steels. (2000 ppm H_3BO_3 + 500 ppm Cl^- , 80°C, Aerated, 720 h).

指標とされている。本報告では一般にステンレス鋼の耐食性は $Cr + \alpha Mo$ で決定されるものと考え、腐食環境及び腐食の形態によって α 値を変化させ、最も良く結果を整理できる値を採用することとした。上記の結果では $\alpha = 1$ であった。次に 304L 系についての耐食性に及ぼす鋭敏化の影響を Fig. 7 に示す。固溶化処理材では B 添加量の大きいほど腐食量は増大する。C 量が 0.014% 以上の材料では時効により腐食量が著しく増大するが、それ以外の材料は時効時間の長短によらずほぼ腐食量は一定である。前者のうち 600 min 時効したものについて試験後の表面観察を行ったが、表面が激しく腐食されており粒界の優先的な腐食は確認できなかった。なお、断面ミクロ組織観察では部分的に極めて軽微な粒界腐食が認められた。しかし、この場合にもボライド自体は腐食されずに表面に残されているのが観察された。オーステナ

Fig. 10 Effect of Cr+3Mo content in matrix on the pitting potential (V'_{e10}) of boron-containing stainless steels. Arrows show actually sensitized materials by heat treatment. (2000 ppm H_3BO_3 + 1000 ppm Cl^- , 80°C, Deaerated, 20 mV/min)

イト系ステンレス鋼中の B はクロム炭化物の析出を加速させ、その周囲に形成される粒界のクロム欠乏層の存在による鋭敏化を促進するとされている⁴⁾。本報告において粒界炭化物析出は確認していないが、B 含有ステンレス鋼においては通常の 304L ステンレス鋼では鋭敏化されにくい 0.014~0.020% 程度の低 C 量であっても、650°C での時効処理によって炭化物が析出し、その粒界近傍の Cr 量が低下したため腐食速度が著しく増大したものであると思われる。なお、ボライド中には C はほとんど含まれないため、マトリックス中に C が富化することも B 含有ステンレス鋼の鋭敏化を加速する原因の一つと考えられる。C 量が低く (0.01%) かつ Cr 量が高い (22 及び 25%) 2 材質 (Table 1, No. 01 及び No. 02 鋼) について、温度 500~900°C (50°C ビッチ) で 0.5, 2, 10, 30 及び 100 h の熱処理後硫酸・硫酸銅試験を行ったが、いずれの場合も 0.2 g/(m²·h) 以下の腐食速度でかつ粒界腐食の発生もなかった。C 量の低減と Cr 量の増加が耐食性改善の必要条件といえる。

溶接部についての試験結果を Fig. 8 に示す。母材マトリックス中の Cr+Mo 量が 18% 以上では母材と同様に均一全面腐食であるが、それ未満ではボンド部が激しい選択腐食を受ける。この原因は不明である。しかし、この場合でもボンド部のボライド自体は溶解せず残存していることが観察された。また溶接金属部及び熱影響部はほぼ母材部並みの耐食性を示した。

(2) H_3BO_3 - Cl^- 溶液中での耐食性

500 ppm Cl^- 溶液中では 304L 及び 316L 系とも、B

Fig. 11 Effect of Cr+3Mo content in matrix on the crevice corrosion of boron-containing stainless steels. (2000 ppm H_3BO_3 +500 ppm Cl^- , 80°C, Aerated, 720 h)

Fig. 12 Effect of Cr+2Mo content in matrix on the stress corrosion cracking of boron-containing stainless steels which were sensitized at 650°C for 2 h. (2000 ppm H_3BO_3 +500 ppm Cl^- , 80°C, Aerated, 720 h, Double U bend test method)

添加量が1%以上でわずかに全面腐食した。その結果をマトリックス中のCr+2Mo量で整理しFig. 9に示した。Cr+2Moが16.5%以下ではわずかに腐食が見られるが、それ以上では腐食速度は極めて小さく不動態化しているといえる。なお図中比較のために、B無添加でCr量を変化させた304L系(9%Ni-Cr-Fe)及び316L系(12%Ni-2%Mo-Cr-Fe)材料11材質についての結果を併記した。この場合にはCr+2Moが17.0%以上で不動態化しており、B含有ステンレス鋼での臨界値16.5%に極めて近く、ボライド析出によるマトリックス中のCr及びMo量の低下が耐食性劣化の原因とする考え方を支持する一つの証拠と考えてよい。なお10

ppm Cl^- 溶液中でも上記と同様の試験を行ったが、いずれの材料も腐食速度は0.001 g/(m²・h)以下であり不動態化していた。

Fig. 10に1,000 ppm Cl^- 溶液中での孔食電位の測定結果を示した。ステンレス鋼の孔食電位はCr+3Mo量に依存することが知られているが⁹⁾、B含有ステンレス鋼についてもマトリックス中のCr+3Mo量でうまく整理される。Cr+3Moが18%以上ではCr+3Moの増大による孔食電位の上昇はやや鈍化する。固溶化処理材に比較して鋭敏化処理材は実際に鋭敏化されていた(図中矢印で示すもの)かどうかには依らず、全般的に約50 mV孔食電位が卑である。溶接部の孔食電位はこれら両者のほぼ中間に位置している。以上のように、溶接あるいは鋭敏化処理の耐孔食性に及ぼす影響は概して小さい。なお、硫酸・硫酸銅試験で見られたような、溶接ボンドでの優先的な腐食も認められなかった。これらのことから、耐孔食性は熱処理による影響を比較的受けにくいのではないかと考えられる。

次に500 ppm Cl^- 溶液中における隙間腐食試験結果をFig. 11に示す。腐食減量は大小2枚の試片からなる2組の試験片の重量減の平均値で示した。耐孔食性と同様、耐隙間腐食性もマトリックス中のCr+3Mo量に依存する。Cr+3Moが19%未満では隙間腐食が発生するが、それ以上では隙間腐食は発生しなかった。

Fig. 12に鋭敏化処理材の500 ppm Cl^- 溶液中でのSCC試験結果を示した。この場合マトリックス中のCr+2Mo量でよく整理でき、この量が16.5%以上ではSCC感受性はないが、それ未満ではSCCを発生した。C量が0.02%以下では鋭敏化処理を施したにもかかわらず50~200 µmの粒内割れのみが認められたが、0.03% C鋼では粒内割れ及び粒界割れが混在し、その割れ深さは最大400 µmに及んだ。なお割れはボライドを迂回して成長していることが、断面ミクロ観察により認められた。粒内割れはCr+2Mo量が16.5%未満の固溶化処理材にも生じた。ただし高C材に生じた粒界割れは固溶化処理材では見られないことから、鋭敏化によるものと考えられる。さらに、10 ppm Cl^- 溶液中で同様のダブルUベンドSCC試験を行った。B添加量が1.5%以上では304L及び316L系で固溶化処理材及び鋭敏化処理材ともに20~120 µm深さの粒内割れを発生した。マトリックス中のCr+2Moで整理すると16.5%以上ではSCCが発生しないことが判明した。

(3) Cr+2Mo量と耐食材料

以上述べたように、B含有ステンレス鋼はボライドが析出しているため、マトリックス中のCr及びMo量が低下するので、B含有量の増大に伴い耐食性が劣化する。耐食性は一般にマトリックス中のCr+ α Mo量に依

存し、この値の高い程耐食性は向上する。硫酸・硫酸銅溶液中においては $\alpha=1$ で、SUS 304L 以上の耐食性を確保するためには $\text{Cr}+\text{Mo}\geq 18\%$ が必要である。同様に $\text{H}_3\text{BO}_3\text{-Cl}^-$ 環境中での耐全面腐食性は $\alpha=2$ で $\text{Cr}+2\text{Mo}\geq 16.5\%$ 、耐孔食性は $\alpha=3$ で $\text{Cr}+3\text{Mo}\geq 18.0\%$ 、耐隙間腐食性は同じく $\alpha=3$ で $\text{Cr}+3\text{Mo}\geq 19.0\%$ 、耐 SCC 性は $\alpha=2$ で $\text{Cr}+2\text{Mo}\geq 16.5\%$ がそれぞれ必要である。またさらに、鋭敏化による耐食性劣化を考慮すると、 $\text{C}\leq 0.01\%$ とする必要がある。Table 1 に示した 2 種類の高 Cr 鋼は本報で検討した範囲内では SUS 304L とほぼ同等の耐食性を有し、何ら耐食性上問題はなかった。従って、B 添加量を 1.5% とした場合、以上に述べた条件を満足する成分系として、0.01% C-22% Cr-10% Ni-1.5% B 鋼が適当と考えられ、この鋼は Table 1 の No. 01 鋼相当で、 $\text{Cr}+\alpha\text{Mo}$ は約 20% である。

α の意味については今のところ明らかでないが、腐食のタイプ及び腐食環境に依存し、その腐食の発生しやすいさを示す 1 つの指標として考えられるのではないかとと思われる。

4. 結 論

B 含有ステンレス鋼の腐食挙動について、主として $\text{H}_3\text{BO}_3\text{-Cl}^-$ 環境で検討し以下の結果を得た。

1) B 添加により M_2B タイプのボライドが析出するため、マトリックス中の Cr 及び Mo 濃度が低下し、B 添加量の増大と共に耐食性が劣化する。

2) ボライド中の各元素の含有量は $\text{Cr} > \text{Fe} \gg \text{Mo} > \text{Ni}$ の順であり、1.5% B 含有 316L ステンレス鋼ではボラ

イドの平均組成は $\text{Cr}_{1.08}\text{Fe}_{0.80}\text{Mo}_{0.10}\text{Ni}_{0.05}\text{B}$ と示される。

3) 耐食性はマトリックス中の $\text{Cr}+\alpha\text{Mo}$ 量に依存し、この値の高い程耐食性が向上する。 α 値は腐食形態及び環境により 1~3 の範囲で変動する。

4) α 値は硫酸・硫酸銅溶液中での全面腐食では 1、 $\text{H}_3\text{BO}_3\text{-Cl}^-$ 環境の全面腐食及び SCC については 2、孔食隙間腐食については 3 である。

5) C 量が 0.014% 以上では鋭敏化により耐食性が劣化する。

6) 耐食性 B 含有ステンレス鋼として、0.01% C-22% Cr-10% Ni-1.5% B 鋼が適正成分として考えられる。

(Received March 9, 1988)

文 献

- 1) 前川立夫, 香川 優: 防食技術, **17**, 114 (1968).
- 2) K. J. King and J. Wilkinson: STAINLESS STEEL '84, p. 368, The Institute of Metals, London (1985).
- 3) 加藤哲男, 藤倉正国, 市川二郎: 電気製鋼: **49**: 108 (1978).
- 4) B. J. Thomas and G. Henry: Proceedings of the International Symposium of Boron Steels, p. 80, TMS-AIME, Milwaukee (1979).
- 5) 三好栄次, 行俊昭夫: 住友金属誌, **12**, 415 (1960).
- 6) E. A. Loria and H. S. Isaacs: *J. of Metals*, **32**, [12] 10 (1980).
- 7) H. J. Goldschmidt: J.I.S.I. Nov., 900 (1971).
- 8) H. J. Goldschmidt: J.I.S.I. Nov., 910 (1971).
- 9) H. Kieshey, G. Lennartz and H. Brandis, *Werks. u. Korros.*, **27**, 416 (1976).