© 1989 ISIJ

論 文

Si 添加二相ステンレス鋼の高酸化性硝酸中の耐食性に及ぼす α/γ 比および N の影響梶村 治彦*・小川 和博*・長野 博夫*²Effect of α/γ Phase Ratio and N Addition on the Corrosion Resistance of Si-bearing Duplex Stainless Steel in Nitric Acid

Haruhiko KAJIMURA, Kazuhiro OGAWA and Hiroo NAGANO

Synopsis :

Duplex stainless steel is widely used in various service conditions due to its high mechanical properties and high corrosion resistance. However, the corrosion resistance of the duplex stainless steel in highly oxidizing nitric acid has not been made clear yet. In this study, the effect of Si content ($\text{Si}=0\sim4\%$), γ phase ratio ($\gamma=2\sim100\%$) and N addition ($\text{N}=0.1\%$) on the corrosion resistance of 23~25Cr duplex stainless steel in $8\text{N HNO}_3 + 0.2\text{g/lCr}^{6+}$ boiling solution were investigated with TIG welded joint specimen. An intergranular corrosion depth and corrosion rate were measured after the corrosion test of $48\text{h}\times 5$ periods. And then a relationship between their microstructures and configuration of the corrosion attack was considered.

Si addition ($\text{Si}>3\%$) to the duplex stainless steels was effective to improve the corrosion resistance. The steel without N, however, was attacked at HAZ in case of $\gamma<10\%$ and $\gamma>40\%$, because of α phase sensitization and σ phase formation, respectively.

N content affected α/γ ratio, nitride and carbide precipitation. As for the adequate ratio of α/γ for the resistance of intergranular corrosion of the duplex steel, obtained value experimentally was more than 50% in γ phase, in the case of 25Cr-Ni-4Si-N steel.

Key words : duplex stainless steel ; corrosion ; nitric acid ; oxidizing ion ; Si ; welded joint ; austenitic phase ; ferritic phase ; sigma phase ; nitride ; carbide.

1. 緒 言

二相ステンレス鋼はオーステナイトステンレス鋼とフェライトステンレス鋼の性質を合わせ持ち、耐食性に優れ高強度かつ靱性も優れているので、近年化学工業をはじめ種々の分野で用いられ^{1)~5)}、硝酸中においても優れた耐食性を示す⁶⁾。しかし、硝酸中に高酸化性イオンが共存するとオーステナイトステンレス鋼と同様に、腐食電位が過不動態電位に移行し粒界腐食を伴う腐食を呈する場合がある。この場合でも、二相ステンレス鋼は微細結晶粒のため、オーステナイトステンレス鋼よりも粒界腐食深さは小さくなる⁷⁾⁸⁾。

このような高酸化性硝酸に対し、著者らはオーステナイトステンレス鋼については Si 及び Cr 含有量を高めることを検討し、これが有効であることを明らかにし

た⁹⁾。しかし、この場合溶接部において Si 系金属間化合物が析出し、耐食性に影響する問題があった。前に述べたように、二相ステンレス鋼においても過不動態電位領域では粒界腐食を伴う腐食が発生するため、本報では Si 添加の影響を二相ステンレス鋼に対しても試みた。二相ステンレス鋼の耐食性を決める重要な因子であるオーステナイト相とフェライト相の相比率を、フェライト単相に近い割合からオーステナイト単相まで広範囲に変化させ、耐食性に及ぼす影響について検討した。また、溶接部は組織的に母材と異なるうえ、HAZ では析出物の影響も考えられるのであわせて検討した。

2. 実 験 方 法

2・1 供試材

供試材の化学組成は Table 1 に示す。A 及び B のゲ

昭和 61 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 12 月 21 日受付 (Received Dec. 21, 1988)

* 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 (Iron & Steel Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagasu-hondori Amagasaki 660)

*² 住友金属工業(株)研究開発本部 (Research & Development Division, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of duplex stainless steels used (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N	γ phase ratio (%)
A (9)**	0.01	4	0.7	0.01	0.001	5.94~27.89*	25	0.02	2~100
B (12)	0.01	4	0.7	0.01	0.001	5.94~13.94*	23	0.10	24~74
C (6)	0.01	0.82~3.90*	0.7	0.01	0.001	7.10~10.27	23	0.10	60

* Investigating element (content was varied)

** The number of steels

ループは Si を約 3~4% 添加した低 C (0.02% 以下), 23~25% Cr 系ステンレス鋼である。A グループは N 無添加, B グループは約 0.1% N を添加した鋼であり, いずれのグループにおいても Ni を変化させることによりフェライト (α)/オーステナイト (γ) の割合を変化させた。また, N を 0.1% 添加し Si 量を 0.82%~3.90% と変化させた C グループでは, γ 量を 60% 前後に Ni 量で調整した。これらは, 50~150 kg の高周波真空溶解後, 鍛造, 熱間圧延, 冷間圧延の後 1373 K, WQ の固溶処理を施し, 板厚 7.6 mm に仕上げた。さらに, この母材を TIG 溶接で溶接電流 100 A, 溶接電圧 13 V, 溶接速度 0.22×10^{-3} m/s (13 cm/min) の条件で再溶接させた。溶接腐食試験片は, 溶接材の肉厚中央部より $3 \times 10 \times 40$ mm の形状で採取した。採取に際しては試験片長手中央に溶接金属を含み, 母材, 溶接熱影響部 (HAZ) をも含むようにした。Ni 及び N を変化させた時の α 量及び γ 量はフェライトインジケータを用いて磁気的に測定した。熱処理によって σ 相の析出状況を調べるために, γ 量 44% 及び 75% の, N 無添加鋼 (N=0.02%) と γ 量 50% の N 添加鋼 (N=0.1%) を用いた。熱処理条件は, ソルトバスを用い温度 1073 K で 60~3600 s 保持後水冷とした。

2.2 腐食試験

不動電位領域と過不動態電位領域の腐食試験を行うため, 40% HNO₃ 溶液及びさらに酸化性イオンとして Cr⁶⁺ イオンを 0.2 g/l 添加した溶液を供試液とした。試験条件は沸騰 48 h 試験を 5 回繰り返すもので, 液は毎回更新した。試験には, 母材試験片及び溶接試験片を用い, エメリー紙 # 320 で湿式研磨後, アセトンで脱脂した。硝酸溶液は特級 70% 濃硝酸をイオン交換水を用いて調整し, Cr⁶⁺ イオンは CrO₃ で添加した。腐食試験後は重量変化から全面腐食速度を求めると共に, 断面の光学顕微鏡観察を行い, 母材, HAZ 及び溶接金属の粒界腐食深さを測定した。なお, ここでいう HAZ は溶接金属から約 2~4 mm 離れた部分を指す。

2.3 析出物調査

母材, HAZ における析出物の生成を, 抽出レプリカによる電子顕微鏡観察, X 線回折により検討した。また,

溶接金属から母材までマイクロピカースによる硬度分布測定も行った。 α 相, γ 相及び σ 相の区別は KOH 電解エッチングによる着色の差により判断した¹⁰⁾。

3. 実験結果

3.1 Si の影響

Cr 量を 23% 及び γ 量を 60% に保ち, Si の耐食性への影響を検討した。Si 量のみを増加させると γ 量が減少するので, Ni を増加させることにより γ 量を 60% に保った。Fig. 1 に示すように, 40% HNO₃ 中では Si 量の増加に従い腐食速度はわずかに増加する傾向が見られる。また, Cr⁶⁺ イオン添加硝酸中では腐食速度は 1.95 g/m²h と高いが, Si の添加によって著しく減少し, Si>3% で 40% HNO₃ 液の場合と同等の 0.2 g/m²h 以下の腐食速度となる。

3.2 γ 量の影響

沸騰 40% HNO₃ + 0.2 g/l Cr⁶⁺ 中の耐食性に及ぼす α/γ 比の影響を $\gamma=2\sim100\%$ の範囲で検討した。N 無添加鋼 (N=0.02%) の場合の γ 量の影響を Fig. 2 及び Fig. 3 に示す。腐食速度は, $\gamma \geq 10\%$ では約 0.12 g/m²h でほとんど変化がないが, $\gamma < 10\%$ では 0.22 g/m²h に増加する。しかし, 粒界腐食深さについては複雑である。Fig. 3 に示すように, 母材については腐食

Fig. 1. Effect of Si content on the corrosion rates of 23Cr-(7~10)Ni-0.1N duplex stainless steels in the boiling solutions of nitric acid (240 h boiling test).

Fig. 2. Effect of γ phase ratio on the corrosion rates of 25Cr-(6~28)Ni-4Si duplex stainless steels without nitrogen addition in the boiling solution of 40% HNO_3 + 0.2 g/l Cr^{6+} (240 h boiling test).

Fig. 4. Effect of γ phase ratio on the corrosion rates of 23Cr-(6~14)Ni-4Si duplex stainless steels with 0.1% nitrogen addition in the boiling solution of 40% HNO_3 + 0.2 g/l Cr^{6+} (240 h boiling test).

Fig. 3. Effect of γ phase ratio on the intergranular corrosion depths of 25Cr-(6~28)Ni-4Si duplex stainless steels without nitrogen addition in the boiling solution of 40% HNO_3 + 0.2 g/l Cr^{6+} (240 h boiling test).

Fig. 5. Effect of γ phase ratio on the intergranular corrosion depths of 23Cr-(6~14)Ni-4Si duplex stainless steels with 0.1% nitrogen addition in the boiling solution of 40% HNO_3 + 0.2 g/l Cr^{6+} (240 h boiling test).

速度と同様に $\gamma < 10\%$ で $65 \mu\text{m}$ の侵食があるが、 $\gamma \geq 10\%$ では粒界腐食はほとんどない。HAZにおいては、 $\gamma > 40\%$ あるいは $\gamma < 10\%$ で粒界が侵食される。すなわち、 $60\% \sim 90\%$ の γ 量では約 $30 \mu\text{m}$ の粒界腐食深さとなっている。また、 $\gamma < 10\%$ では HAZ の粒界腐食は $600 \mu\text{m}$ 以上の大きな侵食となる。溶接金属は $50\% \sim 60\%$ の γ 量で最小の粒界腐食となる。

N 添加鋼 (N = 0.1%) の耐食性に及ぼす γ 量の影響を Fig. 4 及び Fig. 5 に示す。N を添加すると以上述べた結果とは異なった腐食挙動を示す。Fig. 4 に示すように N 添加鋼の腐食速度は $\gamma < 50\%$ で $0.5 \text{ g/m}^2\text{h}$ と高い値であるが、 $\gamma \geq 50\%$ では γ 量依存性はなく $0.1 \text{ g/m}^2\text{h}$ 程度の腐食速度である。粒界腐食深さは、Fig. 5

に示すように腐食速度と同じ傾向を示し、 $\gamma < 50\%$ で大きくなり $\gamma \geq 50\%$ ではほとんど発生しない。 $\gamma < 50\%$ の場合、母材と溶接金属の粒界腐食深さはほとんど同じであるが、HAZ ではかなり大きくなる。

Photo. 1 に腐食試験後の HAZ における粒界腐食状況を示す。Photo. 1 は王水グリセリンエッチングによる組織写真であるが、相の区別は KOH 電解エッチングを重ね、 α 相を着色することにより確かめた。N 無添加鋼の場合 $\gamma = 7\%$ では α/α 粒界及び α/γ 粒界が腐食され、 $\gamma = 44\%$ では γ/γ 粒界の腐食もみられる。さらに、 $\gamma = 75\%$ では α 粒内もかなり腐食されている。N 添加鋼の場合は、 $\gamma = 36\%$ では特に α/α 粒界の腐食が大きく、 α/γ 粒界もかなり腐食されている。 $\gamma = 50\%$ では

Without N addition a~c : a; 25Cr-8Ni-4Si (N=0.02%, γ =7%)
 b; 25Cr-13Ni-4Si (N=0.02%, γ =44%)
 c; 25Cr-17Ni-4Si (N=0.02%, γ =75%)
 With N addition d~f : d; 23Cr-6Ni-4Si (N=0.1%, γ =36%)
 e; 23Cr-10Ni-4Si (N=0.1%, γ =50%)
 f; 23Cr-11Ni-4Si (N=0.1%, γ =68%)

Photo. 1. Appearance of corrosion at the HAZ of welded joints of Si-bearing duplex stainless steels with various γ ratios and N contents in the boiling solution of 40% HNO_3 + 0.2 g/l Cr^{6+} (240 h boiling test).

α/α 粒界の腐食だけとなり、粒界腐食深さは小さくなる。 γ =68% では粒界腐食の発生はない。母材については、N 無添加鋼あるいは N 添加鋼のいずれの場合も γ 量が少なきときはフェライト粒界の腐食となり、 γ 量が多くなると腐食されなくなった。

3.3 σ 相析出と耐食性への影響

二相ステンレス鋼では σ 相の析出がオーステナイトステンレス鋼やフェライトステンレス鋼に比べ著しく速く起こる^{11)~14)}。また、Si は σ 相生成を促進すると言われているため¹³⁾¹⁵⁾¹⁶⁾、25Cr-(10~17)Ni-4Si について σ 相析出に及ぼす γ 量及び N 量の影響を 1073 K における熱処理で検討した。二相ステンレス鋼の場合、 σ 相の析出は一般に α/γ 粒界を起点とする α 粒内での共析反応 ($\alpha \rightarrow \sigma + \gamma$) によるものとされている^{10)17)~19)} ので、 α/γ 粒界を含む α 相内の硬度を測定した。熱処理での α 相の硬さ変化は Fig. 6 に示すように、N 無添加鋼は γ =75% の試料 (25Cr-17Ni-4Si) が 60 s の時効で、 γ =44% の試料 (25Cr-13Ni-4Si) が 120 s の時効で硬度上昇を示し、 γ 量の多い方がビッカース硬度の上昇する時効時間が短くなっている。一方、 γ =44% の N 無添加鋼とはほぼ同じ γ 量であっても、N を添加した試料 (25Cr-10Ni-4Si) の硬度上昇時間は長時間側に移行し、3600 s 以上の時効が必要となる。KOH 中での電解エッチングによる組織は Photo. 2 に示すように

Fig. 6. Hardening of the ferrite phase in 25Cr-(10~17)Ni-4Si duplex stainless steels after aged at 1073 K.

ビッカース硬度の上昇に対応しており、黒色の部分すなわち σ 相¹⁰⁾ が α 相内に析出している。さらに、X 線回折によってもこれが σ 相であることを確認している。

短時間の加熱で α 相が硬化した N 無添加鋼 (γ =44% 及び 75%) について、溶接金属から母材にかけての α 相のマイクロビッカース硬度分布を測定した。Fig. 7 に示すように、44% γ の試料には硬化は認められなかったが、75% γ の試料は HAZ において硬度上昇があり、1073 K における時効処理による析出挙動と一致した。

A : 25Cr-10Ni-4Si (N=0.1%, γ =50%)
 B : 25Cr-13Ni-4Si (N=0.02%, γ =44%)
 C : 25Cr-17Ni-4Si (N=0.02%, γ =75%)
 1 : SHT (1373 K, WQ)
 2 : SHT+1073 K×60 s
 3 : SHT+1073 K×480 s

Photo. 2. Optical microstructures of 25Cr-(10 ~ 17) Ni-4Si duplex stainless steels aged at 1073 K.

Fig. 7. Distribution of the hardness in ferrite phase across the HAZ of 25Cr-(13~17)Ni-4Si duplex stainless steels.

3.4 HAZ における粒界析出物

HAZ における炭窒化物の析出を抽出レプリカ電子顕微鏡観察により調査した。Table 2 には σ 相の生成も併せて示した。炭窒化物の析出は γ 量及び N 添加の有無によって大きく異なる。

N 添加鋼は Photo. 3 に示すように、36% γ の試料

(23Cr-6Ni-4Si) は固溶化処理状態でも α 粒内に CrN あるいは Cr_2N の窒化物が観察され、 α/α 粒界及び α/γ 粒界には 0.01% という低炭素鋼にもかかわらず Cr_{23}C_6 炭化物が観察された。 γ 粒内には析出物は観察されなかった。HAZ では粒界の Cr_{23}C_6 の析出量は多くなった。しかし、68% γ の試料 (23Cr-11Ni-4Si) は母材、HAZ ともに析出物は認められなかった。

N 無添加鋼の HAZ では窒化物の析出はなかったが、 α/α 粒界及び α/γ 粒界では Cr_{23}C_6 炭化物の析出が観察された。さらに、 $\gamma > 50\%$ の試料では γ/γ 粒界における炭化物の析出と、 α 相内において σ 相の析出があった。

4. 考 察

二相ステンレス鋼への Si の添加は、 Cr^{6+} を含む硝酸中の耐食性に対して有効であった。しかし、その耐食性は α/γ 比と炭窒化物及び σ 相の析出挙動と関連して複雑な挙動をする。以下に、耐食性に及ぼす γ 量の影響を析出物との関連で考察する。

4.1 N 無添加鋼の粒界腐食形態と析出物の関係

腐食速度の γ 量依存性は $\gamma > 10\%$ ではほとんどない

Table 2. Precipitates at HAZ of (23~25) Cr-(6~28) Ni-4Si duplex stainless steels.

γ -phase ratio (%)	Duplex stainless steels with N addition			Duplex stainless steels with N addition		
	≤ 10	40~50	> 50	≤ 40	40~50	> 50
α/α grain boundary	Cr ₂₃ C ₆	Cr ₂₃ C ₆	Cr ₂₃ C ₆	Cr ₂₃ C ₆	Cr ₂₃ C ₆	—
α/γ grain boundary	Cr ₂₃ C ₆	Cr ₂₃ C ₆	Cr ₂₃ C ₆	Cr ₂₃ C ₆	—	—
γ/γ grain boundary	—	Cr ₂₃ C ₆	Cr ₂₃ C ₆	—	—	—
α grain	—	—	σ	CrN Cr ₂ N	—	—
γ grain	—	—	—	—	—	—

— : No

A : 23Cr-6Ni-4Si (N=0.1%, γ =36%)
 B : 23Cr-11Ni-4Si (N=0.1%, γ =68%)
 1 : Base metal
 2 : HAZ

Photo. 3. Electron micrographs of 23Cr-(6~11)Ni-4Si duplex stainless steels by the extractions replica.

が、粒界腐食深さについては、Fig. 3 のように部位によってかなり異なる挙動をする。これは Fig. 8 に模式的に示すように粒界析出物と密接な関係があると考えられる。

母材 γ 量が 10% 以下の場合、低炭素含有鋼 ($C < 0.02\%$) でも C の固溶度が小さいため冷却過程で炭化物が α/α 粒界に析出し、鋭敏化され粒界腐食となったものと思われる。HAZ における激しい腐食は、 α/α 粒界の炭化物析出とともに、 α/γ 粒界にも炭化物が析出することによるものと考えられる。

$\gamma \geq 10\%$ では、C の固溶量が増すので母材での粒界腐食は起こらなくなる。しかし、HAZ では γ 量 60~90% で粒界腐食深さが大きくなる。これは、75% γ の試料 (25Cr-17Ni-4Si) の 1073 K における時効処理で σ 相の析出が著しく早いことと、HAZ の硬度の上昇か

ら、 σ 相生成によるものと考えられる。一般に二相ステンレス鋼では Ni 量の増加により α 相が少なくなり、 α 相中の σ 相生成元素が増加するため σ 相の析出が加速されている¹⁴⁾¹⁶⁾²⁰⁾。また、Si は σ 相の生成を加速する元素である¹³⁾¹⁵⁾¹⁶⁾。したがって 25Cr-17Ni-4Si の試料は 1 パスの TIG 溶接による再溶融だけでも HAZ に σ 相が生成するものと推察される。 σ 相の生成は硝酸中における腐食速度を高めるので²¹⁾、 $\gamma > 40\%$ 以上の HAZ の腐食も溶接熱影響による σ 相の析出のためと考えられる。

4.2 N 添加鋼の粒界腐食形態と析出物の関係

N 添加鋼の腐食速度及び粒界腐食深さは、いずれも $\gamma < 50\%$ では大きい。この原因は、Fig. 9 の模式図に示すように α 粒内での窒化物の析出及び α/α や α/γ 粒界での炭化物の析出に起因するものと考えられる。

N 添加鋼の高温における α 相内の N の固溶量は高いが、冷却過程で炭窒化物として析出してしまふ。Photo. 3 に示すように α 粒内に CrN や Cr_2N が、また α/α 粒界や α/γ 粒界に Cr_{23}C_6 の析出が認められる。これら

の炭窒化物の析出に伴い、硝酸溶液中で Cr 欠乏層あるいは析出物自体の溶解²²⁾により 23Cr-6Ni-4Si の試料の腐食量が増大したものと推察される。C 及び N の固溶量を高めるため、Ni を添加し γ 量を増加させると、

Fig. 8. Schematic illustration of the relation between intergranular corrosion depth in highly oxidizing nitric acid and precipitates, depending on γ phase ratio of 25Cr-(6~28)Ni-4Si duplex stainless steels without nitrogen addition.

Fig. 9. Schematic illustration of the relation between intergranular corrosion depth in highly oxidizing nitric acid and precipitates, depending on γ phase ratio of 23Cr-(6~14)Ni-4Si duplex stainless steels with nitrogen addition.

	Microstructure of weld metal	Corrosion of weld metal
A. Austenitic stainless steel (100% γ in base metal)	Full γ solidification	Severe intergranular corrosion
↓ reducing Ni		
B. Duplex stainless steel (50% γ in base metal)	Full δ solidification	slight intergranular corrosion
↓ N addition		
C.. Duplex stainless steel containing N (50% γ in base metal)	Full δ solidification	No intergranular corrosion

Fig. 10. Schematic illustration of corrosion on weld metals of 25Cr-(10~28)Ni-4Si duplex stainless steels in highly oxidizing nitric acid.

Fig. 4, Fig. 5 に示すように母材, HAZ は良好な耐食性を示すようになる。

4・3 溶接金属の耐食性と γ 量及び N 量の関係

Si 含有オーステナイトステンレス鋼の場合, 溶接金属は Si 系金属間化合物の析出により粒界腐食感受性を有する⁹⁾。N 無添加二相ステンレス鋼の場合は, Fig. 3 及び Fig. 10 に示すように, Ni 量を 28% から 14% に減らし母材の γ 量を 50~60% 程度にすることにより, 凝固形態をオーステナイト単相凝固からフェライト単相凝固とし, Si 系金属間化合物の生成を抑制することによって耐食性を改善できた。しかし, $\gamma < 50\%$ では粒界への炭化物の析出のため粒界腐食が発生する。

N 添加鋼では拡散の速い N が冷却過程で γ 相を生成するため, 母材は同じ γ 量であっても溶接金属中の γ 量は N 無添加鋼より多くなるとともに, 微細組織となり N 無添加鋼よりも粒界腐食は生じにくくなる。母材 $\gamma < 50\%$ では炭素化合物の析出が起こり耐食性は低下する。

5. 結 論

高酸化性硝酸中における二相ステンレス鋼の耐食性に及ぼす Si 及び α/γ 比の影響を調査した。 α/γ 比の調査は (23~25)Cr-4Si 鋼で Ni 及び N を変化させることによった。得られた結論を以下に示す。

(1) Si は二相ステンレス鋼の高酸化性硝酸中 (40% $\text{HNO}_3 + 0.2 \text{ g/l Cr}^{6+}$) における耐食性向上に有効な元素であり, その効果は, Si>3% の場合に顕著である。

(2) 25Cr-Ni-4Si 二相鋼の γ 量は, Ni 及び N を増加させると増加する。N 無添加では Ni 量が約 14% で, 0.1% N 添加鋼では Ni 量が約 10% で, $\gamma = 50 \sim 60\%$ の組織となる。

(3) N 無添加鋼は, γ 量約 10% 以下でのフェライト相の鋭敏化と γ 量 40% 以上での σ 相の析出にもとづく粒界腐食により耐食性が低下する。N 添加鋼は, γ 量 50% 以下では CrN, Cr_2N の析出, あるいは Cr_{23}C_6

析出により耐食性が低下する。しかし, γ 量を 50% 以上にすることによりこれらの析出を抑制し粒界腐食が改善される。

(4) 溶接金属における粒界腐食深さは, N 無添加鋼では母材 γ 量が 50~60% のとき最小となる。N 添加は凝固金属中の γ 量を増加させ, 耐食性をさらに向上させる。

文 献

- 1) S. FOULREAN and H. W. HAYDEN: Trans. ASM, **61** (1968), p. 489
- 2) 小若正倫: 日本金属学会会報, **8** (1978), p. 657
- 3) 小若正倫, 長野博夫, 小林大機, 原田 誠: 住友金属, **28** (1976), p. 423
- 4) 原田憲二: 防食技術, **26** (1977), p. 721
- 5) 水野 誠, 原田憲二, 永吉寛二: 化学工学, **35** (1971), p. 834
- 6) J. E. TRUMAN and K. R. PIRT: Duplex Stainless Steels, ed. by R. A. LULA (1983), p. 113 [American Society for Metals]
- 7) 小林末子夫, 吉田 毅, 青木正紘, 池田了康, 高橋正憲: 日本ステンレス技報, **17** (1982), p. 1
- 8) 小林末子夫, 三木正義, 大久保勝夫: 日本金属学会会報, **22** (1983), p. 320
- 9) 梶村治彦, 長野博夫: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 306
- 10) 小畑英一, 伊藤 一夫, 飯久保知人: 電気製鋼, **49** (1978), p. 242
- 11) B. WEISS and R. STICKLER: Metall. Trans., **3** (1972), p. 851
- 12) 熊田健三郎: 日本金属学会誌, **30** (1966), p. 579
- 13) 熊田健三郎: 日本金属学会会報, **2** (1963), p. 261
- 14) 熊田健三郎: 日本金属学会誌, **30** (1966), p. 719
- 15) E. O. HALL and S. H. ALGIE: Metall. Rev., **11** (1966), p. 61
- 16) 川崎龍夫, 佐藤信二, 小野 寛, 大橋伸夫: 鉄と鋼, **62** (1976), S318
- 17) F. R. BECKITT: J. Iron Steel Inst., **207** (1969), p. 632
- 18) 田村今男, 磯上勝行, 牧 正志, 藤原正二: 日本金属学会誌, **40** (1976), p. 353
- 19) 前原泰裕, 小池正夫, 藤野允克, 邦武立郎: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 577
- 20) Y. MAEHARA, Y. OHMORI, J. MURAYAMA, N. FUJINO and T. KUNITAKE: Met. Sci., **17** (1983), p. 541
- 21) G. HERBSLEB and P. SCHWAAB: Duplex Stainless Steels, ed. by R. A. LULA (1983), p. 15 [American Society for Metals]
- 22) J. H. PAYER and R. W. STAEBLE: Corrosion, **31** (1975), p. 30