レーザ溶接による二相ステンレス鋼の急速凝固組織における窒素分配挙動*

大村 朋彦**, 櫛田 隆弘***, 小溝 裕一****

Nitrogen Distribution on Rapid Solidification in LASER Welded Duplex Stainless Steels*

by Tomohiko OMURA**, Takahiro KUSHIDA*** and Yuichi KOMIZO****

Microstructural features of LASER welded duplex stainless steels have been studied from viewpoints of nitrogen distribution and its effects on pitting corrosion resistance. The experiment was conducted by means of 25 kW CO₂ LASER welding process without filler metals.

Nitrogen supersaturation in ferrite phase due to rapid solidification of LASER weld metal was observed in the as-welded conditions. Pitting resistance was extremely improved in case of high nitrogen steels welded by LASER. On the other hand, local nitrogen depletion near the interface in the ferrite phase, where pitting occurred, was also observed. It was due to the migration of nitrogen from ferrite to austenite.

Ferrite-austenite ratio and distributions of elements were restored as same as base metal after short time solution heat treatment. Pitting resistance was restored when the cooling rate was high by preventing nitrogen evolution.

These nitrogen supersaturation, local depletion and evolution phenomena could be explained by the calculation based on nitrogen diffusion.

Key Words: LASER welding, duplex stainless steel, pitting resistance, nitrogen, rapid solidification, depletion, supersaturation

1. 緒 言

レーザ溶接法は近年適用の進められている新溶接法であり、高密度エネルギー溶接法であることから溶接金属が急速冷却される特徴を持つ。短時間で冷却されるため熱影響を受けにくく、オーステナイト系ステンレス鋼へ適用した場合、粒界偏析や析出による耐食性の低下を招きにくいことが知られている¹⁻³⁾。二相ステンレス鋼への適用も試みられているが、溶接施工性に関する検討が多い^{4,5)}。冶金的な現象は従来の溶接法の知見を延長して推測されている^{6,7)}。

従来法で良く知られている特徴に、フェライト-オーステナイト相比が母材と大きく異なることが挙げられる⁸⁻¹⁰⁾。この相比の変化に伴い元素の分配も変化する。この現象に関して論じた例には、溶接金属では置換型元素は母材ほど

分配を起こさず、窒素の濃化によってオーステナイト相の成長が律速されるとの報告がある¹¹⁻¹³⁾。

また窒素は溶接時に減少することが知られている^{14,15)}。これを防ぐために溶加材の添加に加え窒素雰囲気での溶接も検討されている^{16,17)}。

しかしレーザ溶接法に関しては、その最大の特徴である溶接金属の急速冷却がこれらの現象にどう影響するかは明らかにされていない。本報では溶接金属中の元素の拡散挙動を考慮することにより、冷却速度に対し溶接金属組織の特性がどう変化するかを検討した。特に容易に拡散可能でしかも耐孔食性にも大きく影響する元素である窒素に注目した。その分配挙動が溶接まま、そして後熱処理を受けた組織と耐食性にどう影響するかを検討したので報告する。

2. 実 験 方 法

供試材には Table 1 に示す板厚が 4 mm から 9 mm の窒素量を変化させた二相ステンレス鋼の溶体化熱処理材を用いた。以後それぞれ 0.05N 鋼, 0.14N 鋼, 0.25N 鋼と記述する。上記鋼を 25 kW 級の CO₂ レーザ溶接機を用い、Table 2 に示す条件で溶加材を用いずにレーザ溶接実験を行った。溶接後 1323 K に種々の時間保持し後熱処理を行った。

組織観察は 10% シュウ酸電解法でエッチ後、点算法によ

*原稿受付 平成10年8月24日 平成9年8月第149回溶接冶金研究委員会で発表

**正 員 住友金属工業㈱総合技術研究所
Member, Sumitomo Metal Industries, Ltd.

*** 住友金属工業㈱総合技術研究所
Sumitomo Metal Industries, Ltd.

****正 員 住友金属工業㈱総合技術研究所
Sumitomo Metal Industries, Ltd.

Table 1 Chemical compositions (mass%).

Steel	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N
0.05N	0.018	0.47	1.64	21.52	5.04	2.60	0.055
0.14N	0.017	0.47	1.64	21.85	5.20	2.70	0.135
0.25N	0.016	0.44	1.67	21.60	5.06	2.61	0.247

Table 2 Welding conditions.

LASER power (kW)	20
Welding speed (m/s)	0.017 - 0.133
Shielding gas	He
Post weld heat treatment temperature (K)	1323

りオーステナイト率を算出した。

耐孔食性は試験液に ASTM-D-1141 法による人工海水を用い, JIS-G-0577 法に従って孔食電位測定により評価した。Ar 脱気した 333 K の人工海水中で電位を掃引し, 1 A/m² の電流密度に達した電位を孔食電位とした。

溶接金属中の元素濃度の分布は EPMA と, 透過電子顕微鏡 (TEM) 観察時に EDX により分析した。

溶接金属中の平均窒素量は不活性ガス搬送融解熱伝導度法により分析した。

3. 結 果

3.1 レーザ溶接ままの組織と耐孔食性

3.1.1 フェライト-オーステナイト相比

二相ステンレス鋼の溶接金属は状態図¹⁸⁾に認められるように, 高温の溶融状態からフェライト単相域を通過して冷却されることが特徴である。従って冷却過程でのオーステナイト相の成長が不十分で母材よりフェライト相の多い組織となる。レーザ溶接金属も Fig. 1 のように, 従来の溶接法で得られた知見⁹⁾と同様にオーステナイト率 γ (%) が 973 K の冷却速度 V_{CR} (K/s) に依存し, 下式(1)-(3)に従って変化した。ただし冷却が速いため, 従来法における数 10 %⁸⁻¹⁰⁾との報告例より全体的に少ないオーステナイト率となる特徴があった。

$$0.05N \text{ 鋼 } \gamma = 4.3 - 1.3 \log V_{CR} \quad (1)$$

$$0.14N \text{ 鋼 } \gamma = 25 - 7.6 \log V_{CR} \quad (2)$$

$$0.25N \text{ 鋼 } \gamma = 50 - 10.8 \log V_{CR} \quad (3)$$

ここでレーザ溶接金属は下式(4)に従った 2 次元冷却的な温度変化をすることがわかっており¹⁹⁾, 冷却速度 V_{CR} は式

Fig. 1 Effect of cooling rate on ferrite-austenite ratio.

(4)から導かれる下式(5)に示す Adams の計算式²⁰⁾を用いた。

$$T - T_0 = \frac{Pf}{2hV\sqrt{\pi\lambda c\rho t}} \quad (4)$$

$$V_{CR} = \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{2\pi\lambda c\rho(hV)^2(T - T_0)^3}{(Pf)^2} \quad (5)$$

λ , c , ρ はそれぞれ熱伝導率 (=32.3 W/m/K), 比熱 (=681.1 J/kg/K), 密度 (=7850 kg/m³) である。 h , V , P , f , t はそれぞれ素材板肉厚 (m), 溶接速度 (m/s), 出力 (W), レーザビームの伝送による出力の減衰率 (=0.7), 溶接直後からの時間 (s) を示す。 T は溶接金属の温度 (=973 K), T_0 は室温 (=298 K) である。物理定数はすべて温度依存性を無視し一定値とした。

3.1.2 元素濃度分布

TEM 観察によりフェライト-オーステナイト相間の元素濃度分布を分析したところ, Cr, Ni, Mo 等の置換型元素は Fig. 2 のようにフェライト相, オーステナイト相に関わらずほぼ等しい濃度で分布することが確認された。従来の溶接法では冷却が遅い場合に Cr, Mo はフェライト相に濃化し, Ni はオーステナイト相に濃化する母材の分配に近づくことが知られている¹⁰⁾。これに対して急速に凝固したレーザ溶接金属ではこれらの置換型元素が拡散移動する時間が極めて短かったことが均一分布の理由と考えられる。

一方, 窒素は Fig. 3 のようにフェライト-オーステナイト

ト相界面近傍で特徴的な分布を示すことがEPMAにより判明した。EPMAの精度上、窒素の絶対値の測定は困難であったが、矢印で示した写真中央部の線分析により、窒素の分布が冷却速度に依存してFig. 3(a)-(c)のように変化する傾向が認められた。いずれの冷却速度でもオーステナイト相中への窒素の濃化が認められたが、冷却速度316 K/sではFig. 3(b)のように、フェライト相中の端部の相界面近傍で窒素が欠乏する傾向が確認された。

上記の元素濃度の分布は素材窒素量に関わらず同様の傾向を示した。

3.1.3 耐孔食性

333 Kの人工海水中の孔食電位測定により観察された孔食起点をFig. 4(a)(b)に示す。溶接金属中のフェライト相が孔食起点であったが、どの窒素量の素材も溶接金属の冷却速度に依存して異なる二種の部位で孔食が生じていることが明らかとなった。素材窒素量や溶接金属の冷却速度に関わらずフェライト相の中央部にはCr窒化物が析出してい

Fig. 2 Distributions of substitutional elements in 0.14 N steel LASER weld metal.

Fig. 3 Effect of cooling rate on nitrogen distribution in 0.14 N steel LASER weld metal.

Fig. 4 Initiation sites of pitting in 0.14 N steel LASER weld metal.

Fig. 5 Effect of cooling rate on pitting potential.

3.2 後熱処理後の組織と耐孔食性

3.2.1 フェライト-オーステナイト相比と元素分布

フェライト-オーステナイト相比は Fig. 6 のように 1323 K における数分の後熱溶体化熱処理によって母材同等に回復し、溶接まで析出していた Cr 窒化物も完全に溶解した。元素の分布もこの相比の回復に伴い短時間で母材同等に回復することが確認された。すなわち Cr, Mo 等のフェライト安定化元素はフェライト相中に濃化し、逆に Ni 等のオーステナイト安定化元素はオーステナイト相中に濃化した。

一方、窒素に関しては Fig. 7 のように、溶接金属の冷却速度が低下するのに伴い濃度が低下することが認められた。

Fig. 6 Effect of solution heat treatment on distributions of main elements.

たが、この Cr 窒化物が孔食起点となったのは Fig. 4 (b) のように冷却速度が 100 K/s 以下の場合に限られた。一方、冷却速度が 100 K/s 以上の場合は Fig. 4 (a) のように、フェライト相とオーステナイト相との相界面近傍が孔食起点であった。

測定により得られた孔食電位値を Fig. 5 に示す。Fig. 1 のフェライト-オーステナイト相比とは異なり、耐孔食性は冷却速度に依存して特異な変化を示した。0.05N 鋼では冷却速度が増すにつれて耐孔食性は向上した。0.14N 鋼では冷却が速い場合は耐孔食性は冷却速度が増すにつれ向上する正の依存性を示したが、冷却が遅い場合は負の依存性を示し、極小値を持つ変化を示した。0.25N 鋼は逆に冷却速度に対して極大値を持つ依存性を示した。

母材の孔食電位は 0.05N 鋼が 420 mV、0.14N 鋼が 600 mV、0.25N 鋼が 770 mV であり、いずれも溶接金属は母材に比べ孔食電位は低下した。

Fig. 7 Effect of cooling rate on nitrogen content in the LASER weld metal.

Fig. 8 Effect of solution heat treatment on pitting potential.

3.2.2 耐孔食性

後熱処理後の耐孔食性は素材窒素量によって異なる挙動を示すことが判明した。0.05N 鋼および0.14N 鋼は後熱処理によって Fig. 8 のように母材同等の耐孔食性に回復した。一方、高窒素の0.25N 鋼では溶接時の冷却速度が遅い場合は耐孔食性は母材同等には回復しなかった。

4. 考 察

4.1 冷却速度に依存した窒素分配の変化

Fig. 3 (a)-(c) のように、窒素の分布は冷却速度に依存して変化する傾向が認められ、この挙動について考察した。Fig. 3 (b) の窒素欠乏層の生成された原因は、オーステナイト相が窒素を、隣接するフェライト相から吸収しつつ成長したためと考えられる。この窒素欠乏層の形成により、フェラ

Fig. 9 Calculation of nitrogen distribution based on nitrogen diffusion.

イト相中では濃度勾配を生じ窒素の拡散が起こると考えられる。ここで下式(6)に示す窒素量の収支関係に注目することにより、窒素濃度分布を Fig. 9 (a)(b) のように模式図化した。温度変化する溶接金属では濃度分布を分配係数から予測することは困難であったため、単純にオーステナイト相がその成長量に比例した窒素量を吸収するとした。

$$\frac{R_{\gamma}(C_{\gamma}-C_0)}{2} = 2(C_0-C_{\alpha})\sqrt{\frac{Ddt}{\pi}} \quad (6)$$

左辺はオーステナイト相の吸収した窒素量である。 R_{γ} はオーステナイト相幅 (m)、 C_0 は素材窒素濃度 (mass%) であり、オーステナイト相中の窒素濃度 C_{γ} (mass%) は従来の溶接法での報告例から 0.3 (%)¹¹⁾ とした。オーステナイト相はフェライト相の粒界に沿って析出し、粗大なフェライト相の幅は素材窒素量や溶接条件に依らず一定であったことから、オーステナイト相幅 R_{γ} は Fig. 9 (a) のようにフェライト相幅 R_{α} ($=4 \times 10^{-4}$ m) とオーステナイト率 γ (%) の積で表せると仮定した。例えば 0.14N 鋼では式(2)のオーステナイト率と溶接金属の冷却の関係式を考慮すると下式(7)のように冷却速度 V_{CR} に依存する。

$$R_{\gamma} = \frac{\gamma}{100} R_{\alpha} = \frac{25-7.6 \log V_{CR}}{100} R_{\alpha} \quad (7)$$

一方、(6)式の右辺はフェライト相から流出した窒素量であり、窒素欠乏の深さ (C_0-C_{α}) と窒素の拡散距離 $\sqrt{Dt}$ の

積の形で表せると仮定する。C_α はフェライト相中の相界面近傍の窒素濃度 (mass%)、D はフェライト相中の窒素の拡散係数 (m²/s) である。拡散はオーステナイト相の析出開始する温度 1523 K¹⁸⁾ 以下の拡散係数の温度依存性を考慮すると、下式(8)のような冷却速度 V_{CR} への依存性を示す。

$$\sqrt{\int D dt} = \sqrt{\int D dT \frac{dT}{dT}} \\ = \sqrt{\int_{1523}^{\infty} D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) dT \frac{1}{\sqrt{V_{CR}}}} \quad (8)$$

D₀ = 1.13 × 10⁻⁶ m²/s, Q = 83{1 - 14.03/T} kJ/mol²¹⁾, R = 8.31 J/kmol, T は溶接金属の温度 (K) である。収支の式(6)に、式(7)および(8)を代入するとフェライト相中の相界面近傍の窒素濃度 C_α が下式(9)に示す冷却速度 V_{CR} への依存性を持つことが導ける。

$$C_{\alpha} = 0.135 - 0.00766(3.29 - \log V_{CR})\sqrt{V_{CR}} \quad (9)$$

次に、窒素が下式(10)の耐孔食指標 (PRE, Pitting Resistance Equivalence)²²⁻²⁴⁾ で示されるように耐孔食性に有効な元素であることに注目し、窒素の分布が耐孔食性に及ぼす影響について考察した。

$$PRE = Cr + 3.3Mo + 16N \quad (\text{mass}\%) \quad (10)$$

冷却速度が 100 K/s 以上の溶接金属では Fig. 4 (a) のようにフェライト相中の相界面近傍で孔食が発生していた。一般にフェライト相とオーステナイト相の相界面で孔食が発生する場合は、鋭敏化により Cr 窒化物や金属間化合物が相界面に析出し、Cr 欠乏層が形成される³⁰⁾ ことが原因とされている。一方、Fig. 4 (a) の孔食は、隣接したオーステナイト相が残存していたこと、フェライト相中央には Cr 窒化物が析出していたが孔食起点とならなかったこと、Fig. 2 のように置換型元素の分布は均一で、相界面近傍に析出物が認められなかったこと、の理由から、Fig. 3 (b) で認められた窒素欠乏層が原因で発生したと推定した。

窒素濃度の孔食電位 V_{c'} (mV) への寄与を一次関数型とし¹⁴⁾、切片を 330、傾きを 2000 mV/mass% とすると、窒素欠乏を考慮した孔食電位は冷却速度 V_{CR} の関数として下式(11)で表せる。

$$V_{c'} = 2000C_{\alpha} + 330 \\ = 600 - 15.1(3.29 - \log V_{CR})\sqrt{V_{CR}} \quad (11)$$

Fig. 10 に孔食電位の計算結果を曲線で示した。窒素欠乏が最も深くなる冷却速度が存在し、それに対応して実測の孔食電位値が最も低くなっていた。Fig. 3 (a)-(c) の冷却速度に依存した窒素欠乏層の有無も計算結果と良く一致しており、窒素の分布が耐孔食性に大きく影響することが示唆された。

窒素の分布の冷却速度に依存した変化を Fig. 11 (a)-(c) に模式図化した。冷却が非常に速い場合は Fig. 11 (c) のようにオーステナイト相が少なく窒素を吸収しないため、窒素欠乏はほとんど生じない。冷却が遅くなるにつれ Fig. 11 (b) のように窒素の流出によりフェライト相の端部には窒素欠乏層が形成される。さらに冷却が遅くなると Fig. 11 (a)

Fig. 10 Effect of supersaturated nitrogen on pitting resistance in ferrite phase.

Fig. 11 Effect of cooling rate on nitrogen distribution.

のようにフェライト相中を窒素が拡散移動する時間が十分となり、窒素の流入により窒素欠乏は消失する。ただし高窒素の素材では冷却が速い場合でもオーステナイト相の析出量が多く、窒素欠乏層が早く形成される。

なお、冷却の非常に速い場合は素材窒素量の増加に伴い、フェライト相が孔食起点であるにもかかわらず孔食電位が向上した。通常フェライト相には窒素は固溶しきれず Cr 窒化物の析出により耐孔食性を劣化させ、オーステナイト相に見られる窒素濃化による耐孔食性の向上効果²⁵⁻²⁷⁾ は認められない。急速に冷却された溶接金属ではフェライト相中へ窒素が過飽和固溶することが、耐孔食性の向上した理由と考えられる。

一方、冷却が遅い場合には拡散に伴う窒素の流入により窒素欠乏層は消失することが示される。拡散により元素濃度が均一化して耐食性の回復する類似した現象に、オーステナイト系ステンレス鋼の鋭敏化域の回復現象が知られている^{28,29)}。ただし本報の場合は冷却が遅くなると Fig. 4 (b) のように、従来の溶接法で報告される Cr 窒化物による孔食発生機構³⁰⁻³²⁾ に移行するため、計算により予測した孔食電位値より実測値は低くなる。

すなわち、冷却が遅い場合は Cr の分布が耐孔食性を決定する。冷却が速くなるにつれ Cr が均一分布する一方で、

窒素が分配を起こす。さらに冷却が速くなると窒素の分布も均一化に向かい、過飽和固溶により耐孔食性は向上する。

4.2 冷却速度に依存した窒素の放出挙動

後熱処理後は Fig. 6 のように元素の分布は母材同等に回復し、Cr 窒化物も溶解していた。また、Fig. 7 の 0.25N 鋼のように窒素の放出量が多い溶接金属は、Fig. 8 のように耐孔食性が母材同等に回復しない場合があった。このことから、素材窒素量や冷却速度による後熱処理後の耐孔食性の差異は、溶接金属からの窒素の放出量に依存したと推定した。

冷却速度による窒素の放出量の差異は、熔融状態の窒素の拡散を仮定することで説明できる。式(4)のレーザ溶接金属の温度変化を考慮すると、窒素の放出量 N_{loss} は拡散距離に比例し、下式(12)の冷却速度依存性を示すと考えられる。

$$\begin{aligned} N_{loss} &= A \sqrt{\int_{T_i}^{\infty} D_i dt} = A \sqrt{\int_{T_i}^{\infty} D_i dT \frac{dt}{dT}} \\ &= A \sqrt{\int_{T_i}^{\infty} D_i dT \frac{1}{\sqrt{V_{CR}}}} \quad (12) \end{aligned}$$

A は定数、 T_i は融点 (K)、 D_i は熔融状態の拡散係数 (m^2/s) である。上式(12)は窒素の放出量は熔融状態の保持時間に依存し、冷却が速いほどその保持時間が短いことを示している。実測値を回帰した曲線を Fig. 7 中に示すが、冷却速度に依存した窒素の放出量の変化を良く説明できた。

5. 結 論

二相ステンレス鋼のレーザ溶接金属では、冷却速度に応じた窒素の分配挙動が組織と耐孔食性に大きく影響することが判明し、以下の知見を得た。

(1) フェライト相中の相界面近傍に冷却速度に応じた深さの窒素欠乏層を生じ、冷却の速い場合はここが孔食の発生起点となった。

(2) 窒素拡散に基づく計算と、耐孔食性の向上効果から、急速に冷却された溶接金属ではフェライト組織中へ窒素が過飽和固溶することが推定された。

参 考 文 献

- 1) 中尾嘉邦, 西本和俊, 張 文平, 田村義樹: 耐食性に及ぼすレーザ急冷凝固処理の影響, 溶接学会論文集, 9-1 (1991), 117-112.
- 2) S. Zamfir and R. Vidu: Corrosion Behaviour of Austenitic Stainless Steel Irradiated by Laser, Proc. Conf. Innovation Stainless Steels Florence, AIM, Italy, 3 (1993), 161-166.
- 3) J.M. Vitek and S.A. David: Prediction of Non-equilibrium Solidification Modes in Austenitic Stainless Steel Laser Welds, The Jnl. of the Minerals, Metals & Materials Society, (1994), 153-167.
- 4) P. Lawn, G.J. Shannon and J. Watson: Preliminary Investigation into the Laser Welding of Duplex Stainless Steels, Proc. Conf. Duplex Stainless Steels '94, TWI, Glasgow, (1994), 382-390.
- 5) F. Bonollo, A. Tiziani, A. Zambon and A. Penasa: Laser Beam Welding of Superduplex Stainless Steels, Proc. Conf. Duplex Stainless Steels '94, TWI, Glasgow, (1994), 391-399.
- 6) F. Bonollo, L. Giordano, A. Tiziani and A. Zambon: Microstructural Optimization of Laser Beam Welded Duplex Stainless Steels, Proc. Conf. Innovation Stainless Steels Florence, AIM, Italy, 3 (1993), 251-257.
- 7) F. Bonollo, G. Brunoro, A. Tiziani and F. Zucchi: Laser Beam Welded Duplex Stainless Steels: A Study on Corrosion Behaviour, Proc. Conf. Innovation Stainless Steels Florence, AIM, Italy, 3 (1993), 367-372.
- 8) B. Bonnefois, R. Blondeau and D. Catelin: Control of the Ferrite Level in Duplex Stainless Steel Welds, Proc. Conf. Duplex Stainless Steels '86, NIL, The Hague, (1986), 155-158.
- 9) B. Bonnefois, J. Charles, F. Dupoirion and P. Soullignac: How to Predict Welding Properties of Duplex Stainless Steels?, Proc. Conf. Duplex Stainless Steels '91, les Editions de Physique, Beanne, (1991), 347-361.
- 10) B.E.S. Lindblom and N. Hannerz: Austenite Reformation in HAZ of Ferritic Austenitic Stainless Steels, Proc. Conf. Duplex Stainless Steels '91, les Editions de Physique, (1991), 951-958.
- 11) T. Ogawa and T. Koseki: Effect of Composition Profiles on Metallurgy and Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steel Weld Metals, Wel. Jnl., 68 (1989), 181s-191s.
- 12) S. Hertzman, W. Roberts and M. Lindenmo: Microstructure and Properties of Nitrogen alloyed Duplex Stainless Steel after Welding Treatments, Proc. Conf. Duplex Stainless Steels '86, NIL, The Hague, (1986), 257-267.
- 13) J.C. Lippold, I. Varol and W.A. Baeslack III: Microstructural Evolution in Duplex Stainless Steel Weldments, Proc. Conf. Duplex Stainless Steels '91, les Editions de Physique, Beanne, (1991), 383-391.
- 14) T.G. Gooch: Corrosion resistance of Welds in Duplex Stainless Steels, Proc. Conf. Duplex Stainless Steels '91, les Editions de Physique, Beanne, (1991), 325-346.
- 15) R.F.A. Jargelius Pettersson, M.A. LicEng, S. Hertzman, P. Szakalos and P.J. Ferreira: The Influence of Microstructure on Pitting Corrosion in Autogenous TIG Duplex Stainless Steel Welds, Proc. Conf. Duplex Stainless Steels '94, TWI, Glasgow, (1994), 461-472.
- 16) B. Bonnefois, P. Soullignac and J. Charles: Some Aspects of Nitrogen Introduction in the Duplex Weld Pool, Proc. Conf. Duplex Stainless Steels '91, les Editions de Physique, Beanne, (1991), 469-478.
- 17) 粉川博之, 岡田純二, 桑名 武: 二相ステンレス鋼溶接金属の窒素吸収と組織, 溶接学会論文集, 10-4 (1992), 496-502.
- 18) 幸 英昭, 東 茂樹, 小川和博, 工藤起夫, 西 旭夫: 当社の耐食二相ステンレス鋼管, 住友金属, 42-4 (1990), 272-288.
- 19) 佐藤邦彦: 移動熱源による熱伝導の特性に関する覚え書, 溶接学会誌, 36-2 (1967), 154-159.
- 20) C.M. Adams Jr: Cooling Rates and Peak Temperatures in Fusion Welding, Wel. Jnl. 37 (1958), 210s-215s.
- 21) 日本金属学会編: 金属データブック改訂 3 版, 丸善 (1974), 21-22.
- 22) A. Ikeda, M. Miura, S. Mukai, M. Ueda and K. Koso: Corrosion Behaviors of Duplex Stainless Steel for Wet CO₂ Environment, Proc. Conf. Corrosion '86, NACE, Houston, (1986), Paper No. 333.
- 23) Y. Ishizawa and T. Inazumi: Effect of Alloying Element and

- Ferrite-Austenite Ratio on SCC and Pitting Corrosion of Duplex Stainless Steels, Proc. Conf. Duplex Stainless Steels '86, NIL, The Hague, (1986), 392-398.
- 24) S. Bernhardsson: The Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steels, Proc. Conf. Duplex Stainless Steels '91, les Editions de Physique, Beanne, (1991), 185-210.
- 25) 松島正博, 飯住健爾, 川野謙一, 鈴木隆三, 友田 陽, 田中 勝, 半谷文雄: オーステナイト系ステンレス鋼における窒素添加による耐局部腐食性改善, 茨城大学工学部研究集報, 42(1994), 65-72.
- 26) T. Komori and M. Nakata: Effect of Nitrogen on Corrosion Resistance of Austenitic Stainless Steel, 4th Int. Conf. on High Nitrogen Steels, Japan, (1995), 32.
- 27) A. Srinivasan, B. Reynders and H.J. Grabke: Localized Corrosion Behaviour of High and Low Nitrogen Cr-Mn Steels, Steel Res., 66-10 (1995), 439-443.
- 28) 中尾嘉邦, 西本和俊: レーザによるステンレス鋼の表面脱鋭敏化処理, 溶接学会論文集, 5-4 (1987), 445-451.
- 29) 中尾嘉邦, 西本和俊, 石崎光範: オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の鋭敏化挙動に及ぼす δ フェライトの影響, 溶接学会論文集, 9-3 (1991), 415-422.
- 30) J. Charles: Super Duplex Stainless Steels: Structure and Properties, Proc. Conf. Duplex Stainless Steels '91, les Editions de Physique, Beanne, (1991), 3-48.
- 31) L. van Nassau, H. Meelker and J. Hilkes: Welding Duplex and Super-duplex Stainless Steels, Proc. Conf. Duplex Stainless Steels '91, les Editions de Physique, Beanne, (1991), 303-323.
- 32) S.Å. Fager: Design of Consumables for the Welding of Superduplex Stainless Steel, Proc. Conf. Duplex Stainless Steels '91, les Editions de Physique, Beanne, (1991), 403-411.
- ~~~~~