に残留しない。

3. 母材と化合物を形成しないが固溶するガスの場合、空隙内のガス圧は母材に溶解している溶解量に平衡した値に近づく。

4. 各種材料の空隙部に見られる主たるガスを Fig. 10 に示す。

5. 空隙内のガス圧は真空中で接合した場合が最も低い。逆に、Ar 中での継手が最も高い。

なお、本研究の遂行にあたり、実験に協力された芝浦工業大学学生山本宏史君（現在 THK 株式会社）に深く感謝の意を表します。

参考文献

- 1) V. V. Peshkov and M. N. Podoprikhin : Effects of Vacuum Height on the Quality of Diffusion Welded Joints in Titanium and its Alloys, *Autom. Weld.*, (1982), No. 11, 28-31
- 2) A. A. Kotelnikov : Effects of the Vacuum on the Formation of the Joint in the Diffusion Welding of Titanium Alloys, (1978) No. 3, 34-37
- 3) 仲田, 西尾 : 接合部のポイドおよび酸化介在物の挙動について, 本会講概, No. 17, 270-271
- 4) 丸尾, 平田, 芳野, 間島, 矢野 : 拡散接合過程に及ぼす真空度の影響について, 本会講概, No. 28, 120-121
- 5) LEYBOLD-HERAEUS GMBH, user manual.
- 6) 中島, 富永, 石井, 中川, 柳橋, 吉田 : 真空工学ハンドブック, 1965, 朝倉書店, 192
- 7) 大橋, 田沼 : 拡散溶接部の密着部での酸化皮膜の挙動—拡散溶接部での表面皮膜に関する研究(第3報)—, 溶接学会論文集, 4 (1986), No. 1, 53-59
- 8) F. D. Richardson and J. H. E. Jeffes : The Thermodynamics of Substances Interest in Iron and Steel Making from 0°C to 2400°C, *J. Iron Steel Inst.*, 160 (1948), No. 11, 261-270
- 9) M. Hansen : Constitution of Binary Alloys, 1958, McGraw-Hill
- 10) J. Person and U. J. C. Ende : The Thermodynamic of Metal Nitrides and Nitrogen in Iron and Steel, *J. Iron Steel Inst.*, 175 (1953), No. 9, 52-58
- 11) W. M. Mueller, J. P. Blackledge and G. G. Libowitz : Metal Hydrides, Academic Press, 1968.
- 12) 日本学術振興会製鋼第19委員会 : 鉄鋼と合金元素(上), 誠文堂新光社, 1967, 595
- 13) 例えば, 松田 : 溶接冶金学, 日刊工業新聞社, 1972, 52
- 14) 大橋, 田沼, 吉原 : 拡散溶接部の表面皮膜のオージェ解析, 一拡散溶接部での表面皮膜に関する研究(第1報)—, 溶接学会論文集, 3 (1985), No. 1, 152-158
- 15) D. W. Rice, R. J. Cappell, W. Kinsolving and J. J. Laskowski : Indoor Corrosion of Metals, *J. Electrochem. Soc.*, 127 (1980), No. 4, 891-901
- 16) 例えば, 石塚, 千葉 : 高温高圧水素による鉄鋼の脆化, 56 (1970), 94-110

SUS304L 型ステンレス鋼溶接金属の透過電子顕微鏡組織に及ぼす窒素の影響*

桑名 武**, 粉川 博之**, 辻井 浩***

The Effect of the Nitrogen Absorption on the TEM Structure of SUS304L Austenitic Stainless Steel Weld Metal*

by Takeshi Kuwana**, Hiroyuki Kokawa** and Hiroshi Tsujii***

The effect of the nitrogen absorption on the transmission electron microscopic structure of SUS304L austenitic stainless steel weld metal was investigated by varying the nitrogen partial pressure of the Ar-N₂ gas mixture welding atmosphere in an atmosphere-controlling chamber. An electron diffraction study suggested that the primary solidification mode of the weld metal alters from ferritic mode to austenitic one with the nitrogen partial pressure and the nitrogen content of weld metal. The austenite frequently adopts a near Kurdjumov-Sachs orientation relationship with the adjacent primary ferrite, while the eutectic ferrite does not adopt the K-S one with the adjacent austenite. The amount of the eutectic ferrite phase increases with the nitrogen partial pressure and the nitrogen content. In the weld metal with no ferrite, precipitation on dislocations and grain boundaries was observed.

Key Words: Stainless steel, Weld metal, Nitrogen absorption, Transmission electron microscopy, Delta ferrite, Crystallographic characteristics.

1. 緒 言

著者らは、これまで、アーク溶接過程におけるステン

* 原稿受付 昭和61年2月10日 昭和61年度秋季全国大会で論文発表講演

** 正 員 東北大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Tohoku University.

*** 正 員 東北大学大学院（現在；三菱重工（株）Member, Graduate School of Tohoku Univ. (Present Address; Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

レス鋼溶接金属の窒素吸収について化学冶金学的立場から詳細な研究を行ってきており、溶接金属の窒素量に及ぼす溶接条件ならびに雰囲気の影響を明らかにしてきた¹⁻³⁾。その結果、雰囲気中の窒素分圧がかなり低い場合でも、ステンレス鋼溶接金属は多くの窒素を吸収することが示された。一方、ステンレス鋼溶接金属に吸収された窒素は、特に溶接金属中にデルタフェライトが残されるような化学組成のオーステナイト系ステンレス鋼においては、溶接金属の高温割れ感受性⁴⁻⁷⁾、耐腐食性⁸⁻¹⁰⁾

および機械的特性などに大きな影響を与えることが知られている。その主な原因は、窒素が強力なオーステナイト安定化元素であるため、溶接金属の凝固様式および組織を変えフェライト量を減少させることにあるが、その詳細はかならずしも明らかではない。また、これまでの組織観察の多くは光学顕微鏡を用いたものであり、窒素吸収に伴う微視的組織およびその結晶学的特徴の変化を透過電子顕微鏡を用いて系統的に調べた研究は見当たらない。そこで本研究は、フェライトとオーステナイトの共晶組成に近く窒素吸収に伴って大きな組織変化が期待される SUS 304 L 型ステンレス鋼を、アルゴンと窒素の混合ガスで満たした溶接雰囲気調整装置内で窒素分圧を変えて溶接し、窒素吸収に伴う溶接金属の微視的組織変化を主に透過電子顕微鏡を用いて系統的に調べることが目的として行われた。また、著者らは前報¹⁾において、アルゴン雰囲気下で得られた同鋼溶接金属の透過電子顕微鏡組織の特徴およびその分布の詳細を報告しており、それとの比較検討も行った。

2. 試料および実験方法

供試材は、前報¹⁾と同じ SUS 304 L 型ステンレス鋼で、その化学組成を Table 1 に示す。10×45×150 mm の試験片を表面の酸化スケールなどを除いてから溶接雰囲気調整装置¹⁾内にセットし、装置内を 10 Pa 以下に排気した後、Ar-N₂ 混合ガス全圧 0.1 MPa 雰囲気調整し GTA 溶接(溶加材なし)を行った。Table 2 に溶接条件と雰囲気を示す。Ar-N₂ 混合ガス溶接雰囲気中の窒素ガス分圧(P_{N_2})を 0~10 kPa の範囲で変化させることによって、溶接金属の窒素量ならびにフェライト量を変化させた。溶接後の試験片は、溶接線に垂直な断面を研磨した後 10% じゅう酸水溶液中で電解エッチングし、光学顕微鏡観察を行った。溶接金属のフェライト量はエッチングされたフェライト相が全組織に占める割合を定量型テレビジョン顕微鏡を用いて測定した。その後、同溶接金属より精密切断機にてビード表面に平行な厚さ約 1 mm の薄板を切り出し、それを約 0.3 mm 厚になるまで電解研磨後放電加工機で 3 mmφ の小円板に無歪みに切り出した後、ジェット式電解研磨法にて透過電子顕微鏡観察用薄膜試料を作製した。透過電子顕微鏡観察は、JEM 200 B 型を用いて加速電圧 200 kV で行った。また、窒素量は、溶接金属中央部より分析試料を採取し

Table 1 Chemical composition of SUS304L stainless steel used in the present study (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Nb-Ta	N
0.022	0.64	1.54	0.021	0.008	10.19	18.56	0.25	0.16	tr.	0.032

Table 2 Welding conditions and atmospheres

Polarity	: DCSP (Electrode Negative)
Electrode	: W-1.7%Th (6 mm in dia.)
Arc length	: 5 mm
Welding current	: 300 A
Arc voltage	: 16 ~ 20 V
Travel speed	: 1.67 mm/s (10 cm/min)
Welding atmosphere	: Ar-N ₂ gas mixture system
	Total pressure = 0.1 MPa
	P_{N_2} = 0 ~ 10 kPa

水蒸気蒸留ネスラー吸光度法にて定量した。

3. 実験結果および考察

3.1 溶接金属のフェライト量に及ぼす窒素吸収の影響

Fig. 1 に、Ar-N₂ 混合ガス全圧 0.1 MPa 溶接雰囲気において、窒素分圧 (P_{N_2}) を 0 から 10 kPa まで変化したときの溶接金属の窒素量 (N) の変化を示す。窒素量は、 P_{N_2} が 7.5 kPa 付近までは P_{N_2} の増加とともに増加するが、それ以上ではほぼ一定の値を示している。同様な傾向は、これまでの報告³⁾においても認められている。Fig. 2 は、各 P_{N_2} 雰囲気下で得られた溶接金属について、溶接中心線のビード表面から深さ方向へのフェライト量の変化を示したものである。 P_{N_2} の増加に伴って

Fig. 1 Relation between the nitrogen content of the weld metal and the nitrogen partial pressure of the welding atmosphere

Fig. 2 Relations between the ferrite content and the distance from the bead surface in the weld metals

溶接金属の溶け込み深さが増すため³⁾, フェライトの存在する領域は P_{N_2} と共に増加するが, フェライト量は次第に減少している. 各溶接金属中におけるフェライト量の分布は, いずれの P_{N_2} の場合も, ビード表面のごく近傍で多く, 中央部ではほぼ一定で, ボンド近傍で少ない傾向にある. アルゴン雰囲気下で得られた同様な傾向については, 前報^{11,12)}で若干の考察を行っている.

Fig. 3 に, 溶接金属中央部のフェライト量と P_{N_2} の関係を示す. 溶接金属中央部のフェライト量は, P_{N_2} の増加とともに次第に低下し, P_{N_2} が 7.5 kPa を越えるとオーステナイト単相組織となった. Fig. 4 は, 溶接金属中央部のフェライト量(%F)と窒素量(N)の関係を示したものである. 窒素量の増加とともにフェライト量はほぼ直線的に減少し, $N \leq 0.16$ wt% の範囲においてその傾きは -62.5 ($= \%F/N$) であった. この値は,

Fig. 3 Relation between the ferrite content of the central region of the weld metal and the nitrogen partial pressure

Fig. 4 Relation between the ferrite content of the central region and the nitrogen content of the weld metal

Okagawa らの Ar- N_2 シールドガス溶接法を用いた場合の結果 (-36.4)¹³⁾ より大きい. 窒素のオーステナイト安定化元素としての役割を定量的に評価する目的で, DeLong 線図¹⁴⁾を基にしてニッケル当量 (Ni_{eq})の窒素係数を Okagawa ら¹³⁾と同様の方法で求めてみた. 本鋼の場合, 溶接による化学組成の変化を窒素量のみと仮定すると, クロム当量 (Cr_{eq})は19.77一定となる. そこで, DeLong 線図から $Cr_{eq}=19.77$ におけるフェライト量とニッケル当量の関係を求めると, Fig. 5 のようになる. これを $N=0$ wt% のとき $Ni_{eq}=11.6$ となる直線関係に近似すると, その傾きよりニッケル当量の窒素係数は17.0になる. この値は, DeLong らの 30¹⁴⁾ より小さいが, Okagawa らの 13.4¹³⁾, Suutala の 14.2¹⁵⁾ より少し大きく, Hull の 18.4¹⁶⁾ に近い.

3.2 溶接金属の微視的組織に及ぼす窒素吸収の影響

Fig. 6 は, 雰囲気中の窒素分圧の増加に伴う光学顕微鏡組織の変化を示したものである. $P_{N_2}=0$ kPa ($N=0.032$ wt%, $\%F=9.5\%$) の場合, 溶接金属中には, lath 状, lace 状, vermicular 状などの様々な形態のフェライト組

Fig. 5 Relation between the DeLong's nickel equivalent and the nitrogen content of the weld metal

Fig. 6 Optical microstructural change of the weld metal with the nitrogen partial pressure; (a) 0, (b) 0.5, (c) 2.5 and (d) 7.5 kPa

Fig. 7 The surface normals with respect to austenite grains in the weld metals obtained at nitrogen partial pressures of (a) 0, (b) 2.5 and (c) 10 kPa

織が混在している^{11,12)} (Fig. 6 a). しかし、窒素分圧の増加とともに、溶接金属中の vermicular 状フェライト領域の割合が増し、フェライト量は次第に減少し (Fig. 6 b, c), $P_{N_2} \geq 7.5$ kPa ($N \geq 0.225$ wt%) ではオーステナイト単相組織を呈する (Fig. 6 d). Fig. 6 の組織写真においては、いずれも上方向がビード表面方向に対応し、凝固デンドライトの成長方向はおおよそビード表面方向であるように思われる。一方、透過電子顕微鏡観察用薄膜試料は、その表面が溶接金属のビード表面に平行になるように切り出している¹³⁾。そこで、これら凝固デンドライトの成長方位を知るために、溶接金属中央部より切り出した薄膜試料中の結晶粒の試料表面法線方向の結晶方位を、電子線回折図形を用いて調べた。Fig. 7 は、その結果をオーステナイト粒に関して基本ステレオ三角形上に記したものである。 $a \sim c$ は、それぞれ $P_{N_2} = 0, 2.5, 10$ kPa ($N = 0.032, 0.151, 0.232$ wt%) の場合に対応する。薄膜試料表面法線方位は、 P_{N_2} が増加するに従って (すなわち、 N が増加するとともに)、次第にオーステナイト相の $\langle 001 \rangle$ 方向に集まる傾向にある。これは、一般に立方晶のデンドライトの優先成長方位が $\langle 001 \rangle$ 方向であることから、溶接金属の凝固様式が P_{N_2} の増加にともなって初晶フェライトから初晶オーステナイトに変化していることを意味するものと考えられる。

Fig. 8~11 は、アルゴン雰囲気 ($P_{N_2} = 0$ kPa) 下で得られた溶接金属中に観察される種々の透過電子顕微鏡組織例を示したものである。この場合、 $N = 0.032$ wt%, $\%F = 9.5\%$ である。溶接金属のビード表面近傍には、Fig. 8 に見られるような、オーステナイト相の $\{111\}$ 面に

Fig. 8 TEM structure in the weld metal obtained under argon atmosphere. Crystallographic orientations of the austenite and the ferrite are shown together.

ほぼ沿って細長く伸びたフェライト相が多く観察される^{11,12)}。ここで、フェライトとオーステナイトの界面での結晶方位差を、両相の結晶方位関係から次のように求めてみた。隣接する両相の結晶方位を界面近傍での電子線回折図形より解析し、オーステナイト相の結晶方位をフェライト相の結晶方位に変換する回転行列 (M) を求める。Fig. 8 のフェライト/オーステナイト界面の場合、その回転行列 (M_1) は(1)式で表される。

$$M_1 = \begin{pmatrix} 0.178 & -0.585 & 0.792 \\ 0.972 & -0.023 & -0.235 \\ 0.155 & 0.811 & 0.564 \end{pmatrix} \quad \dots\dots(1)$$

Suutala ら¹⁷⁾ は lath 状フェライト組織の透過電子顕微鏡観察を行い、フェライトとオーステナイトがほぼ Kurdjumov-Sachs の結晶方位関係¹⁸⁾ (以後 K-S の関係と呼ぶ) にあったと報告している。一般に、K-S の関係にあると界面エネルギーが低くなると考えられる。そこで、本研究で観察されたフェライト/オーステナイト界面の方位差が正確な K-S の関係からどの程度ずれているかを、最近の規則粒界理論 (対応粒界理論)¹⁹⁾ に基づいてそのずれ角 ($\Delta\theta$) を計算することによって調べた。 $\Delta\theta$ は次のように定義される。フェライト/オーステナイト界面の方位差 (回転行列: M) は(2)式で表すことができる。

$$M = M_D M_{K-S} \quad \dots\dots(2)$$

ここで、 M_{K-S} は正確な K-S の関係を記述する回転行列で、 M_D は正確な K-S 関係からのずれを記述する回転行列である。そして、このずれを示す回転行列 M_D の回転角がずれ角 $\Delta\theta$ となる。(ただし、 M_{K-S} は576の等価な回転行列で記述することができるので、最も小さい

Fig. 9 TEM structure in the weld metal obtained under argon atmosphere. Crystallographic orientations are shown together

4θ を選ぶ必要がある). Fig. 8 のフェライト/オーステナイト界面の場合の M_{K-S} と M_D は、それぞれ(3)および(4)式で表される.

$$M_{K-S} = 1/6 \begin{pmatrix} -2+\sqrt{6} & -4 & 2+\sqrt{6} \\ 1+2\sqrt{6} & 2-\sqrt{6} & -1 \\ 1 & 2+\sqrt{6} & -1+2\sqrt{6} \end{pmatrix} \dots\dots(3)$$

$$M_D = \begin{pmatrix} 0.990 & 0.086 & 0.111 \\ -0.087 & 0.996 & -0.007 \\ -0.111 & -0.002 & 0.994 \end{pmatrix} \dots\dots(4)$$

(4)よりこの場合の 4θ は 8° と計算される. この値が比較的小さいことから, このフェライトとオーステナイトは K-S の関係に近いと考えられる. また, このフェライト/オーステナイト界面は, 互いに平行な稠密面 $((0\bar{1}1)\delta // (\bar{1}11)\gamma)$ にほぼ平行であるように見える.

Fig. 9 に, 溶接金属のビード表面近傍で観察されたもう一つの透過電子顕微鏡組織例を示す. Fig. 8 と同様オーステナイト相の $\{111\}$ 面に沿って細長く伸びたネットワーク状のフェライト相が見られ, そのフェライト/オーステナイト界面の方位差 (M_2) は(5)式で示される.

$$M_2 = \begin{pmatrix} 1.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.940 & 0.342 \\ 0.000 & -0.342 & 0.940 \end{pmatrix} \dots\dots(5)$$

(5)より 4θ は 24° となり, その値が比較的大きいことから, この場合は K-S の関係からかなりずれているものと考えられる. しかし, M_2 は, フェライトとオーステナイトが両相に共通な $\langle 100 \rangle$ 方向を回転軸として互いに 20° 回転した方位関係にあることを意味している. このように両相の $\langle 100 \rangle$ 方向が平行な関係は, Brooksら²⁰⁾が初晶フェライト凝固した溶接金属組織中のフェライトとオーステナイトの間で認めている. このように, アルゴン雰囲気下で得られた溶接金属中のフェライト/オーステナイト界面の方位差に関しては, K-S の関係に近いものと両相の $\langle 100 \rangle$ 方向が平行な関係のもの二通

Fig. 10 TEM structure in the weld metal obtained under argon atmosphere. The incident beam direction is nearly parallel to $[253]\delta$. Projected directions of $\langle 100 \rangle \delta$ on $(253)\delta$ are shown together

Fig. 11 TEM structure in the weld metal obtained under argon atmosphere

りが観察された.

Fig. 10 と 11 は, アルゴン雰囲気下で得られた溶接金属中央部で観察された透過電子顕微鏡組織例である. vermicular 状のフェライト組織²¹⁾と思われる例を Fig. 10 に示すが, フェライト相は初晶フェライトデンドライトの優先成長方位である $\langle 100 \rangle \delta$ 方向に伸びている¹²⁾. このフェライト/オーステナイト界面の 4θ は 4° であり

Fig. 12 TEM structure in the weld metal obtained at P_{N_2} of 0.5 kPa. Projected directions of $\langle 100 \rangle_\gamma$ in each austenite grains are shown together

K-S の関係に近い。しかし、同様な形態の特徴を持つフェライトでも、K-S の関係から大きくずれる場合がしばしば認められた。Fig. 11 は溶接金属中央部に見られる組織のもう一つの例である。フェライト相は広く角張った形状をしているが、これも $\Delta\theta$ は 5° で K-S の関係に近い。

Fig. 12 は、 $P_{N_2}=0.5$ kPa の Ar- N_2 混合ガス雰囲気下で得られた溶接金属 ($N=0.098$ wt%, $\%F=5.7\%$) 中で観察された透過電子顕微鏡組織例である。フェライト相はオーステナイト結晶粒界の三重点にあり、それぞれのオーステナイト粒のおおよそ $\langle 100 \rangle_\gamma$ 方向に伸びているように見える。また、これら三つのオーステナイト粒界はいずれも方位差が $35\sim 45^\circ$ の高角度粒界である。このようなオーステナイト高角度粒界はデンドライトの境界部に位置すると思われることから、このようなフェライトはいわゆる共晶フェライト²¹⁾ではないかと思われる。このフェライト粒と隣接する三つのオーステナイト粒との界面の $\Delta\theta$ を解析すると、 23° , 25° および 26° といずれもかなり大きく、K-S の関係から大きくずれていると考えられる。Pitter ら²²⁾は、CF-8M 鋼溶接金属中の共晶フェライトがオーステナイト相と K-S の関係にないことを報告している。透過電子顕微鏡観察において、Fig. 8~11 のようにオーステナイト粒内にあるものを初晶フェライト、Fig. 12 のようにオーステナイト粒界にあるものを共晶フェライトと見なすと、 $P_{N_2}=0.5$ kPa 雰囲気下で得られた溶接金属中には、初晶フェライトと共晶フェライトが混在している。また、このような共晶フェライトはアルゴン雰囲気 ($P_{N_2}=0$ kPa) 下で得られた溶接金属中のボンド近傍でも認められた¹²⁾。なお、このような共晶フェライトは、光学顕微鏡組織においてその形態より分類した vermicular 状フェライトの中に含まれるものと思われる。

雰囲気中の P_{N_2} が 1 kPa 以上になると、溶接金属 ($N \geq 0.111$ wt%, $\%F \leq 3.9\%$) 中には、Fig. 13 や 14 に見られるようなオーステナイト粒界上に存在する小さな共晶フェライトがしばしば観察されるようになる。そして、フェライト/オーステナイト界面上への $M_{23}C_6$ の析出も見られ (Fig. 13)、これらの $M_{23}C_6$ 相は、いずれも隣接す

Fig. 13 TEM structure in the weld metal obtained at P_{N_2} of 1 kPa

Fig. 14 TEM structure in the weld metal obtained at P_{N_2} of 1.5 kPa

Fig. 15 TEM structures in the weld metal obtained at P_{N_2} of 5 kPa

るオーステナイト相と平行な結晶方位を採っている²³⁾。また、Fig. 14 のように、オーステナイト粒界に複数のフェライト粒が集まっているような例も観察された。Fig. 15 は $P_{N_2}=5$ kPa ($N=0.210$ wt%, $\%F=0.5\%$) で得られた溶接金属中の透過電子顕微鏡組織例であるが、丸い小さなフェライト相がオーステナイト粒内 (Fig. 15 a) および粒界 (Fig. 15 b) に見られ、オーステナイト粒界上のフェライト相には $M_{23}C_6$ の界面析出がしばしば認められた。 P_{N_2} および N の増加とともに、溶接金属中の共晶フェライト領域の割合は増加し、フェライト/オーステナイト界面の整合性は低下するようである。

Fig. 16 TEM structures in the weld metal obtained at P_{N_2} of 10 kPa.

雰囲気 P_{N_2} が 7.5 kPa 以上 ($N \geq 0.225$ wt%) になると、溶接金属中にはフェライト相が見られなくなり、オーステナイト粒内の転位析出 (Fig. 16 a) や $M_{23}C_6$ の粒界析出 (Fig. 16 b) が頻繁に認められるようになる。このような微細な転位析出が、高窒素オーステナイトステンレス鋼の高い強度を導くものと推察される。

4. 結 論

SUS 304 L 型ステンレス鋼を、アルゴンと窒素の混合ガスで満たした溶接雰囲気調整装置中で窒素分圧を変えながら GTA 溶接し、溶接金属の微視的組織に及ぼす窒素吸収の影響を主に透過電子顕微鏡を用いて調べた。その結果は、次のようである。

- (1) 溶接金属中央部のフェライト量は、雰囲気窒素の窒素分圧および溶接金属の窒素量の増加とともに減少した。また、ここでのニッケル当量の窒素係数は 17.0 と計算された。
- (2) 光学顕微鏡観察において、溶接金属中には種々の形態のフェライト組織が混在するが、vermicular 状のフェライト組織の溶接金属中に占める割合が、窒素分圧および窒素量の増加とともに増加した。
- (3) 電子線回折図形より、窒素分圧および窒素量の増加に伴う溶接金属の凝固様式の初晶フェライトから初晶オーステナイトへの変化が示唆された。
- (4) 透過電子顕微鏡で溶接金属中の種々のフェライト組織の結晶学的特徴を調べたところ、オーステナイトと初晶フェライトの方位関係は K-S の関係に近いが、共晶フェライトとオーステナイトの関係は K-S の関係から大きくずれる傾向にあった。また、窒素分圧および窒素量の増加に伴って、共晶フェライトの割合が増加した。
- (5) 窒素分圧および窒素量がさらに増加して溶接金属がオーステナイト単相になると、転位析出ならびに粒界析出がしばしば観察された。

謝 辞

本実験遂行に当たりご協力をいただいた東北大学本田明技官、菊川朋一工学士ならびに山本敦史工学士に深く感謝いたします。また、本研究は文部省科学研究費補助金 (一般研究 (C)) によるものであることを記し、謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 小林卓郎, 桑名武, 菊地靖志; ステンレス鋼溶接金属の窒素含量および気孔, 溶接学会誌, 35-4 (1966), 330-338.
- 2) 小林卓郎, 桑名武, 菊地靖志; Fe-Cr-Ni 系溶接金属の窒素吸収に関する基礎的研究 (第 1 報), 溶接学会誌, 40-3 (1971), 221-231. (第 2 報), 溶接学会誌, 40-4 (1971), 297-306, (第 3 報), 溶接学会誌, 40-5 (1971), 448-458.
- 3) 桑名武, 粉川博之, 内藤賢一郎; 非消耗電極式アーク溶接における

ステンレス鋼溶接金属の窒素吸収について, 溶接学会論文集, 2-4 (1984), 669-675.

- 4) T. Ogawa and E. Tsunetomi; Hot Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steels, Weld. J., 61-3 (1982), 82s-93s.
- 5) M.J. Cieslak, A.M. Ritter and W.F. Savage; Solidification Cracking and Analytical Electron Microscopy of Austenitic Stainless Steel Weld Metals, Weld. J., 61-1 (1982), 1s-8s.
- 6) Y. Arata, F. Matsuda and S. Saruwatari; Varcstraint Test for Solidification Crack Susceptibility in Weld Metal of Austenitic Stainless Steels, Trans. JWRI, 3-1 (1974), 79-88.
- 7) C.D. Lundin, C.-P.D. Chou and C.J. Sullivan; Hot Cracking Resistance of Austenitic Stainless Steel Weld Metals, Weld. J., 59-8 (1980), 226s-232s.
- 8) T. Ogawa, A. Aoki, T. Sakamoto and T. Zaizen; The Weldability of Nitrogen Containing Austenitic Stainless Steel (Part I)—Chloride Pitting Corrosion Resistance, Weld. J., 61-5 (1982), 139s-148s.
- 9) T. Ogawa, K. Suzuki and T. Zaizen; The Weldability of Nitrogen Containing Austenitic Stainless Steel (Part II)—Porosity, Cracking and Creep Properties, Weld. J., 63-7 (1984), 213s-223s.
- 10) W.A. Baeslack, III, W.F. Savage and D.J. Duquette; Effect of Nitrogen on the Microstructure and Stress Corrosion Cracking of Stainless Steel Weld Metals, Weld. J., 58-3 (1979), 83s-90s.
- 11) 桑名武, 粉川博之; SUS304L 型ステンレス鋼溶接金属の透過電子顕微鏡観察, 溶接学会誌, 51-11 (1982), 933-940.
- 12) T. Kuwana and H. Kokawa; Transmission Electron Microscope Observations of SUS304L Austenitic Stainless Steel Welds, Trans. JWS, 16-2 (1985), 99-109.
- 13) R.K. Okagawa, R.D. Dixon and D.L. Olson; The Influence of Nitrogen from Welding on Stainless Steel Weld Metal Microstructures, Weld. J., 62-8 (1983), 204s-209s.
- 14) W.T. DeLong, G.A. Ostrom and E.R. Szumachowski; Measurement and Calculation of Ferrite in Stainless Steel Weld Metal, Weld. J., 35-11 (1956), 521s-528s.
- 15) N. Suutala; Effect of Solidification Conditions on the Solidification Mode in Austenitic Stainless Steel, Met. Trans. A, 14A-2 (1983), 191-197.
- 16) F.C. Hull; Delta Ferrite and Martensitic Formation in Stainless Steel, Weld. J., 52-3 (1973), 193s-203s.
- 17) N. Suutala, T. Takalo and T. Moisio; Single-Phase Ferritic Solidification Mode in Austenitic-Ferritic Stainless Steel Welds, Met. Trans. A, 10A-8 (1979), 1183-1190.
- 18) G. Kurdjumov and G. Sachs; Z. Phys., 64 (1930), 325.
- 19) P.H. Pumphrey; The Use of Transmission Electron Microscopy in the Study of Special High-Angle Grain Boundaries in Polycrystals, phys. stat. sol. (a), 28 (1975), 545-553.
- 20) J.A. Brooks, A.W. Thompson and J.C. Williams; A Fundamental Study of the Beneficial Effects of Delta Ferrite in Reducing Weld Cracking, Weld. J., 63-3 (1984), 71s-83s.
- 21) J.C. Lippold and W.F. Savage; Solidification of Austenitic Stainless Steel Weldments (Part I), Weld. J., 58-12 (1979), 362s-374s, (Part II), Weld. J., 59-2 (1980), 49s-58s.
- 22) A.M. Ritter, M.J. Cieslak and W.F. Savage; Precipitation in CF-8M Duplex Stainless Steel Welds, Met. Trans. A, 14A-1 (1983), 37-44.
- 23) F.R. Beckitt; The Formation of Sigma-Phase from Delta-Ferrite in a Stainless Steel, JISI, 207-5 (1969), 632-633.