

論 文

UDC 669.14.018.8 : 669.15'24'26-194.56/.57 : 621.791.011 : 620.193.
41 : 620.196.2

二相ステンレス鋼の溶接部の耐食性*

長 野 博 夫**・小 若 正 倫***

Corrosion Resistance of Welded Joints in Some Duplex Alloys

Hiroo NAGANO and Masamichi KOWAKA

Synopsis:

Since type 329 J1 duplex alloys have good resistance to pitting, crevice corrosion and stress corrosion cracking in chloride media, they have widely been used in the heat exchangers of chemical plants or seawater condensers. However, it has often been said that type 329 J1 duplex alloys are susceptible to welded joint corrosion.

Therefore, this study is aimed at investigating the corrosion behavior of welded joints in duplex alloys in various kinds of corrosive environments compared with base metals. Tests include acid immersion, intergranular and crevice corrosion tests, and also electrochemical measurements.

The test results are described as follows:

(1) Distribution of principal alloying elements in 25Cr-6Ni-2Mo-N and 25Cr-6Ni-0.4Cu-3Mo-N duplex alloys have been observed, i. e., Cr and Mo concentrate in α phase, and Ni, N, and Cu do in γ phase.

(2) Welded joints having a poor area ratio of γ phase in 25Cr-6Ni-0.4Cu-2Mo-low N steel are more severely been attacked than base metal, because chromium depletion at grain boundaries due to chromium carbide or nitride precipitation has induced intergranular attack both in acid and chloride media.

(3) Selective dissolution of γ phase in base metal occurs in 25Cr-6Ni-2Mo-N steel at crevice, whereas no selective corrosion does in 25Cr-6Ni-0.4Cu-3Mo-N steel.

1. 緒 言

機械装置、構造物を製作する上において溶接は不可欠のものである。例えば、熱交換器の管板と管とのシール溶接、熱交シェルの溶接、各種配管の溶接あるいは反応塔製作のための溶接など、溶接が関与するケースは枚挙にいとまがない。

オーステナイト系ステンレス鋼の溶接においては、デンドライト組織になる溶着部、クロム炭化物や窒化物が析出する熱影響部などの耐食性が問題となり、溶接部の耐食性を向上させるために、低炭素にする(C量 0.03%以下)、かあるいは安定化元素の Ti, Nb などの添加が実用化されている。

一方、Cl⁻イオンを含んだ環境に対して孔食、すきま腐食、応力腐食割れなどの抵抗性が優れ、海水環境などにも使用されている二相ステンレス鋼に関しては、溶接

部の耐食性が著しく劣り、その劣化の傾向がオーステナイト系ステンレス鋼より顕著であることが大きな欠点だと一部で指摘されている。したがって、本研究の目的は、二、三の二相ステンレス鋼の溶接部の耐食性について検討し、その特徴を把握し、耐食性の向上対策を見出すために行つたものである。

2. 従来の二相ステンレス鋼の溶接部の特性

鋼を溶接した場合、デンドライト組織を呈する溶着金属部と溶着部に近接しているために溶接時の熱影響を受ける溶接熱影響部とが存在する。後者の熱影響部に関しては、ボンド部に接して、溶接入熱のために 1250°C 以上に加熱され、結晶粒の著しく粗大化する領域と、ボンド部より幾分離れ、900~600°C の温度にさらされ、粒界にクロムの炭化物、窒化物が生成し、粒界の耐食性を劣化させる領域とがある。

* 昭和 50 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 6 月 27 日受付 (Received June 27, 1979)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries Ltd., 1-3Nishinagahondori Amagasaki 660)

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所 理博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

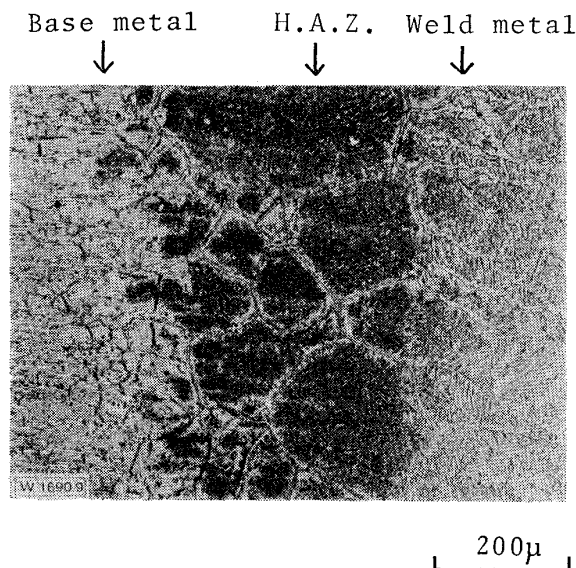


Photo. 1. Example of microstructure of welded joint in duplex stainless steel.
UDDEHOLM'S 44L (C<0.03-26Cr-5Ni-1.5Mo).

二相ステンレス鋼の溶接部には、一相系のステンレス鋼には見受けられない組織変化が観察される。その代表例を二相ステンレス鋼 UDDEHOLM'S 44L 鋼（低炭素 26Cr-5Ni-1.5Mo）について Photo. 1 に示す。溶着金属および母材部ではマトリックスが α 相で、析出部が γ 相の二相組織であるが、ボンド近傍の熱影響部では α 相が非常にリッチになり、粒界にのみ γ 相がネットワーク状に存在するにすぎない。

このように、従来の二相ステンレス鋼では熱影響部は粒界にのみ γ 相がネットワーク状に存在するか、あるいは α 一相の組織となり、通常フェライト系ステンレス鋼で見られる粒界におけるクロム炭化物、窒化物の析出のため、熱影響部の耐食性の劣化が心配される。例えば、ある市販の二相ステンレス鋼の溶接管が海水熱交で2年間使用された結果（海水温度 35~53°C、流速 2.6m/s）、ものの見事に溶接シーム部に孔食のために貫通事故が発生したことが報告されている。

Table 1. Chemical composition of steels (%).

Mark	Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	N
A	25Cr-6Ni-2Mo-N	0.023	0.51	0.87	0.006	0.009	—	5.93	24.7	2.07	0.193
B	25Cr-6Ni-0.4Cu-2Mo-low N	0.016	0.52	0.87	0.006	0.012	0.48	5.77	24.8	2.07	0.072
C	25Cr-6Ni-0.4Cu-3Mo-N	0.016	0.43	0.83	0.006	0.007	0.40	6.12	24.8	3.08	0.185
D	SUS 316	0.016	0.53	1.57	0.023	0.008	—	13.6	16.8	2.13	—

3. 実験方法

3.1 供試材

供試材の化学成分を Table 1 に示す。A~C が二相ステンレス鋼で、A および B は SUS 329 J1 タイプの 25Cr-6Ni-2Mo-N 鋼と 25Cr-6Ni-0.4Cu-2Mo-lowN 鋼であり、C は Mo の含有量を前者より 1% 高めた 25Cr-6Ni-0.4Cu-3Mo-N 鋼である。これらは、いずれも高周波炉で 50 kg 溶製し、熱間鍛圧、冷間圧延後、1050°C×20minWQ の溶体化熱処理を行った。SUS 316 は比較材として用いた。

3.2 実験方法

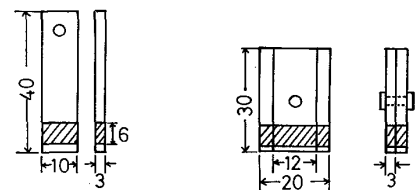
(1) 溶接条件

溶接部の腐食試験片を製作するために、溶体化処理した 5 t (mm) の板を圧延方向に対して垂直の方向に溶接した。このときの溶接条件を Table 2 に示す。溶接した材料の肉厚中央部より 3 t (mm) の試験片を切り出し (Fig. 1)、以下の各種試験を行った。

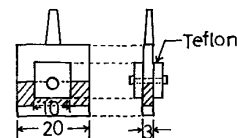
(2) 溶接部の硬度分布の測定

(3) 溶接部の元素分布

(4) 腐食試験



① Immersion test ② Crevice corrosion test with crevice



③ Electrochemical measurement

Fig. 1. Types of specimens for corrosion test of both base metal and welded joint.

Table 2. Welding condition.

	Steel	TIGwelding A	TIGwelding B
Electrode	Duplex phase stainless steels	No filler metal	25Cr-7Ni-2Mo
	SUS 316	„	SUS 316
Condition	Plate thickness	5 mm	5 mm
	Current	150 A	140 A
	Voltage	24~28 V	24~28 V
	Welding speed	150~180 mm/min	120~150 mm/min
	Ar flowing rate	15 l/min	15 l/min

- (a) 酸浸漬試験: (i) 沸騰 5% $H_2SO_4 \times 6h$
(ii) 沸騰 1% $HCl \times 6h$
- (b) 粒間腐食試験: (i) 硫酸-硫酸銅溶液試験.
Mod. Strauss テストで, 沸騰の $H_2SO_4 + CuSO_4 + CuTip$ 溶液 (JIS G 0575) 中に 72 h 浸漬し, 浸漬後曲げ部をミクロ観察する. (ii) 硝酸試験. Huey テストで, 沸騰 65% HNO_3 , 48 h, 3 回浸漬.
- (c) 隙間腐食試験: 3% $NaCl + 1/20M Na_2SO_4 +$ 活性炭溶液, pH5, 80°C の条件下で, 空気吹込で 30 日間浸漬試験
- (d) 隙間を有する電極のアノード分極曲線の測定: 3% $NaCl + 1/20M Na_2SO_4$ 溶液 (pH5, 80°C, Ar で脱気) 中で電位掃引速度 20 mV/min で測定.

4. 実験結果

4.1 溶接部の硬度

溶接棒無しで TIG ナメ付したままの二相ステンレス鋼 25Cr-6Ni-2Mo-N 鋼および 25Cr-6Ni-0.4Cu-3Mo-N 鋼の溶接部の硬度は, SUS 316 とは異なつて, 幾分高くなる傾向がみられる. すなわち, 母材の硬度が Hv 250 前後であるのに対し, 溶接部では Hv 270 前後となつている. なお, 市販の二相ステンレス鋼の溶接棒を使用した場合の TIG 溶接のままの溶着部には, 硬度の高くなる傾向は見られない.

Table 4. Distribution of principal alloying elements between duplex phases in base metal.

Steel		Cr	Ni	Cu	Mo	N
25Cr-6Ni-2Mo-N	Analysis of base metal	24.72	5.93	—	2.07	0.193
	EPMA of α phase	28.1	4.3	—	2.4	almost 0
	EPMA of γ phase	24.0	7.0	—	1.6	0.23
25Cr-6Ni-0.4Cu-3Mo-N	Analysis of base metal	24.78	6.12	0.40	3.08	0.185
	EPMA of α phase	28.4	4.4	0.28	4.2	almost 0
	EPMA of γ phase	24.2	7.6	0.73	2.8	0.23

4.2 溶接部のミクロ組織と EPMA による元素の α および γ 相における分布状況

二相ステンレス鋼の TIG ナメ付の場合の As welded の溶着部のミクロ組織を Photo. 2 に示す. 25Cr-6Ni-2Mo-N 鋼, および 25Cr-6Ni-0.4Cu-3Mo-N 鋼の溶着部, 熱影響部, 母材部とも良好な二相組織となつているが, 25Cr-6Ni-0.4Cu-2Mo-lowN 鋼では熱影響部がほとんど α 相の一相組織となつている.

以上の鋼種の成分と溶接熱影響部の組織との関係を, Delong の式: $[Ni \text{ 当量}] = 1.36[Cr \text{ 当量}] - 11.59$

$$\dots\dots\dots (1)$$

において,

$$[Cr \text{ 当量}] = Cr + Mo + 1.5Si (\text{wt}\%) \dots\dots (2)$$

$$[Ni \text{ 当量}] = 30(C + N) + Ni + 0.5Mn \dots\dots (3)$$

から簡略式として

$[Cr \text{ 当量}] - [Ni \text{ 当量} + 11.59]$ で整理すると, Table 3 の関係が求まつた. $[Cr \text{ 当量}] - [Ni \text{ 当量} + 11.59]$ の値が 7 以上の場合, 溶接熱影響部はほとんどフェライト一相になる傾向が推測される.

25Cr-6Ni-2Mo 鋼および 25Cr-6Ni-0.4Cu-3Mo-N 鋼の TIG ナメ付部の溶着部, 熱影響部および母材部における主要元素の分布状況を Fig. 2 に示す. また, この図より読みとつた値を Table 4 に示すが, α 相には Cr, Mo が濃縮し, γ 相には Ni, N, Cu などが濃縮し

Table 3. Relationship between the value of $[Cr] - ([Ni] + 11.59)$ and the microstructure of heat affected zone.

Steel	$[Cr] - ([Ni] + 11.59)$	Microstructure of HAZ
25Cr-6Ni-2Mo-N	3.10	$\alpha + \gamma$
25Cr-6Ni-0.4Cu-2Mo-low N	7.18	α
25Cr-6Ni-0.4Cu-3Mo-N	4.48	$\alpha + \gamma$

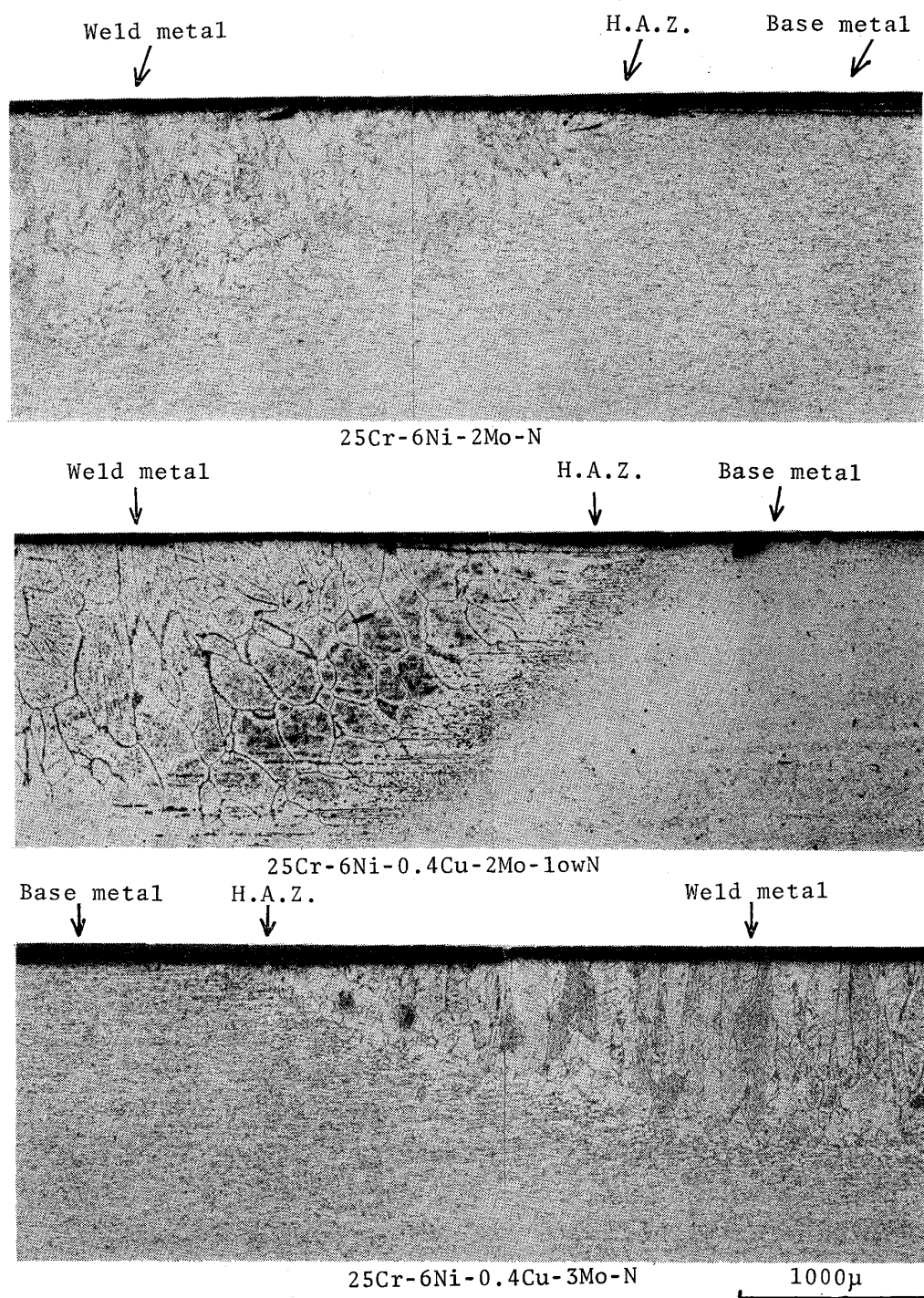


Photo. 2. Microstructures of post-test welded joints in duplex stainless steels.
(TIG welded, crevice corrosion test at 35°C)

ており、 α 相、 γ 相におけるこれらの元素の濃度差がきわめて大きいことがわかる。腐食性のデータを解釈する上においても、この事実はきわめて重要であると思われる。

4.3 腐食試験結果

(1) 耐酸性

沸騰 5% H_2SO_4 中の二相ステンレス鋼の腐食性は SUS 316 より非常に優れ、As welded および溶接なしの溶体化処理材の間では耐食性の差がない (Fig. 3)。

次に組織と耐酸性との関係を供試材の熱処理条件を変えることにより調査した。熱処理条件としては、

(i) 1000°C×20 min WQ

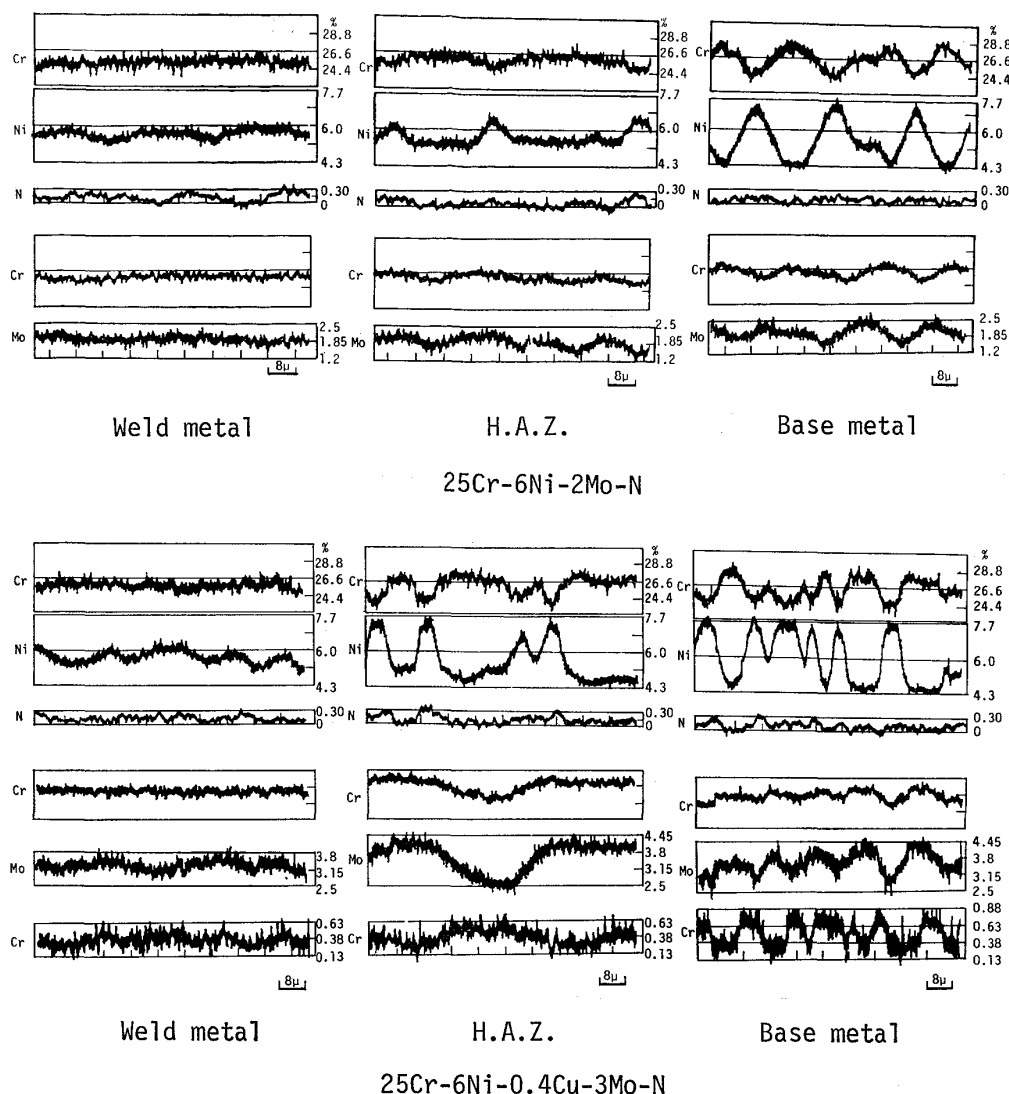


Fig. 2. Electron probe micro analyses of alloying elements in duplex stainless steels.

(ii) 1050°C×20 min WQ
 (iii) 1150°C×20 min WQ
 (iv) 1000°C×20 min WQ→1200°C×20 min AC
 である。組織の α ： γ 相の割合は、1000°C～1150°Cの熱処理でほとんど変わらず、25Cr-6Ni-2Mo-N 鋼および 25Cr-6Ni-0.4Cu-3Mo-N 鋼は約 40% α +60% γ で、25Cr-6Ni-0.4Cu-2Mo-lowN 鋼は約 60% α +40% γ となつている。熱処理温度を 1200°C まで上げると、前二者の組織でも α 一相の組織となる。

熱処理条件と沸騰 1% HCl 中の耐食性との関係を Fig. 4 に示す。N 含有量の低い 25Cr-6Ni-0.4Cu-2Mo-lowN 鋼では 1150°C、N 含有量の高い 25Cr-6Ni-2Mo-N 鋼および 25Cr-6Ni-0.4Cu-3Mo-N 鋼では 1200°C で耐食性の劣化が始まる。

(2) 耐粒間腐食性

試験時間が 72 h の Mod. Strauss 試験結果を Table 5 に示す。溶接棒を使用しない TIG ナメ付をしたのみの 25Cr-6Ni-0.4Cu-2Mo-N 鋼 ([Cr 当量] - [Ni 当量 + 11.59] = 7.18) の溶着部に粒間腐食が発生した。N 量 0.1% 以上の二相ステンレス鋼の溶着部には粒間腐食が発生していない。なお、粒間腐食は溶接部のフェライト一相組織となつた粒界から発生している (Photo. 3)

また、沸騰 65% HNO₃ による Huey test の結果では、3 種の二相ステンレス鋼の母材部および溶着部とも腐食速度は 0.1 g/m²h 前後で、いずれの状態の材料とも粒間腐食を呈していない。比較材の SUS 316 鋼では、母材部では 0.3 g/m²h、溶着部では 0.6 g/m²h の腐食速度である。

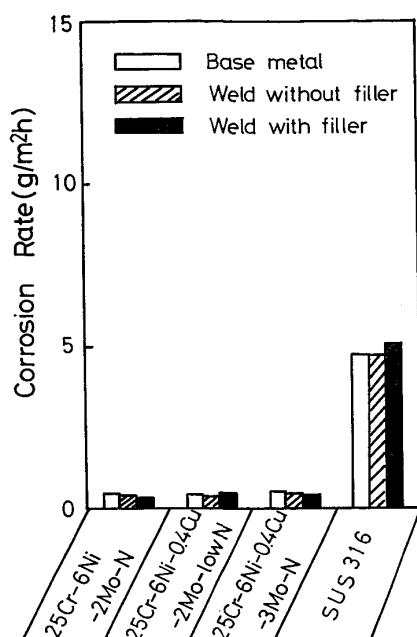


Fig. 3. Corrosion of the welded joints in duplex stainless steels in boiling 5% H₂SO₄ solutions.

Table 5. Intergranular corrosion of the welded joints in duplex stainless steels in the solutions of H₂SO₄+CuSO₄+Cu tips at boiling point for 72 hours.

Steel	Intergranular corrosion*		
	Base metal	Weld without filler	Weld with filler
25Cr-6Ni-2Mo-N	○	○	○
25Cr-6Ni-0.4Cu-2Mo-low N	○	×	○
25Cr-6Ni-0.4Cu-3Mo-N	○	○	○
SUS 316	○	○	○

* Intergranular corrosion : ○ none, × occurred

(3) 耐すきま腐食性

(i) 3%NaCl+1/20M Na₂SO₄+活性炭溶液 (pH5 35°C および 80°C, 空気吹込み) による試験結果

活性炭混合液中, 35°C, 空気吹込み, 30 日間の試験結果を Fig. 5 に示す. SUS 316 鋼の腐食量が最大で, 次に 25Cr-6Ni-0.4Cu-2Mo-lowN の腐食量が多い. 後者においては, 特に溶接部の腐食程度が母材にくらべはげしい. 25Cr-6Ni-0.4Cu-3Mo-N 鋼の母材および溶接部ともすきま腐食は発生していない.

活性炭混合液中, 80°C, 空気吹込み, 30 日間の条件下ではすきま腐食性がきびしいため, いずれの材料にもすきま腐食が発生し, その程度は 35°C の場合よりかなりはげしい (Fig. 6).

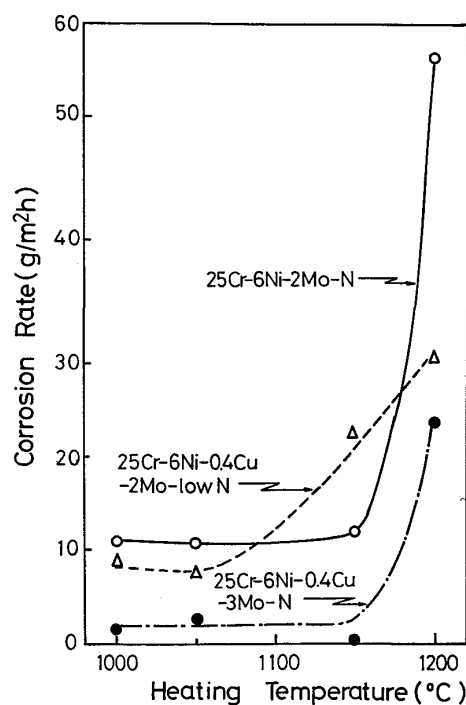


Fig. 4. Effect of heating temperatures on the corrosion resistance of base metals in duplex stainless steels in boiling 1% HCl solutions.



Photo. 3. Intergranular corrosion of 25Cr-6Ni-0.4Cu-2Mo-low N welded joint without a filler metal in Mod. Strauss test.

25Cr-6Ni-2Mo-N 鋼では溶接部, 母材部いずれにもすきま腐食が発生し, 母材部においては γ 相のみが選択的に腐食している個所がみられる (Photo. 4). 窒素含有量の低い 25Cr-6Ni-0.4Cu-2Mo-lowN 鋼には粒界腐食型のすきま腐食が発生した. この鋼においては TIG ナ

メ付の場合は溶着金属部が選択的に腐食され, 溶接棒を使用したときの TIG 溶接では熱影響部が主に腐食されている (Photo. 5). 25Cr-6Ni-0.4Cu-3Mo-N 鋼の耐すきま腐食性は前述の 2Mo 系の二相ステンレス鋼にくらべはるかに優れるが, 80°C の条件下においては, 溶接

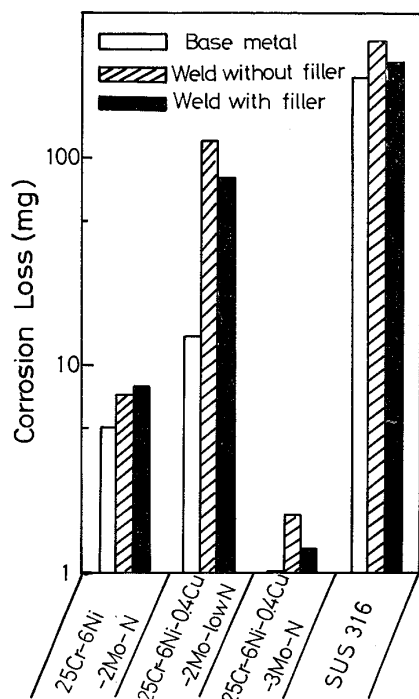


Fig. 5. Crevice corrosion of the welded joints in duplex stainless steels in the solution of 3%NaCl+1/20M Na₂SO₄+activated carbon (35°C, 30 days).

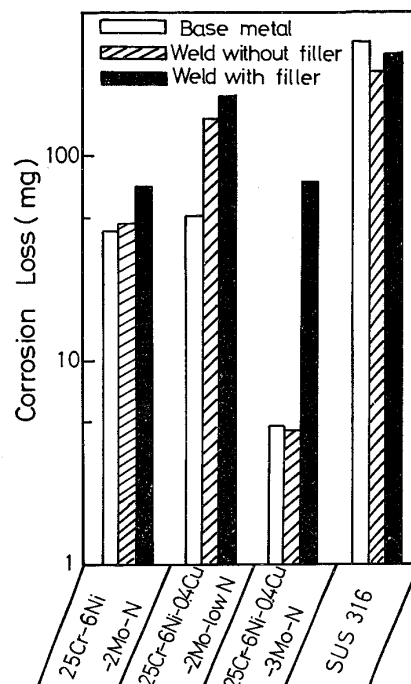


Fig. 6. Crevice corrosion of the welded joints in duplex stainless steels in the solution of 3%NaCl+1/20M Na₂SO₄+activated carbon (80°C, 30 days)

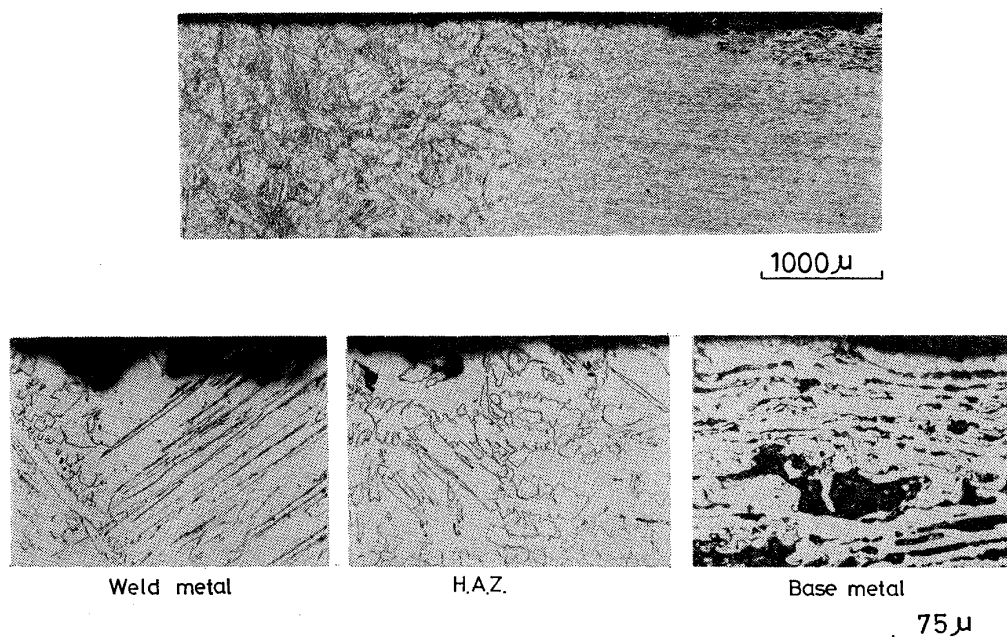


Photo. 4. Post-test appearance of 25Cr-6Ni-2Mo-N welded joint with a filler metal in the crevice corrosion test at 80°C.

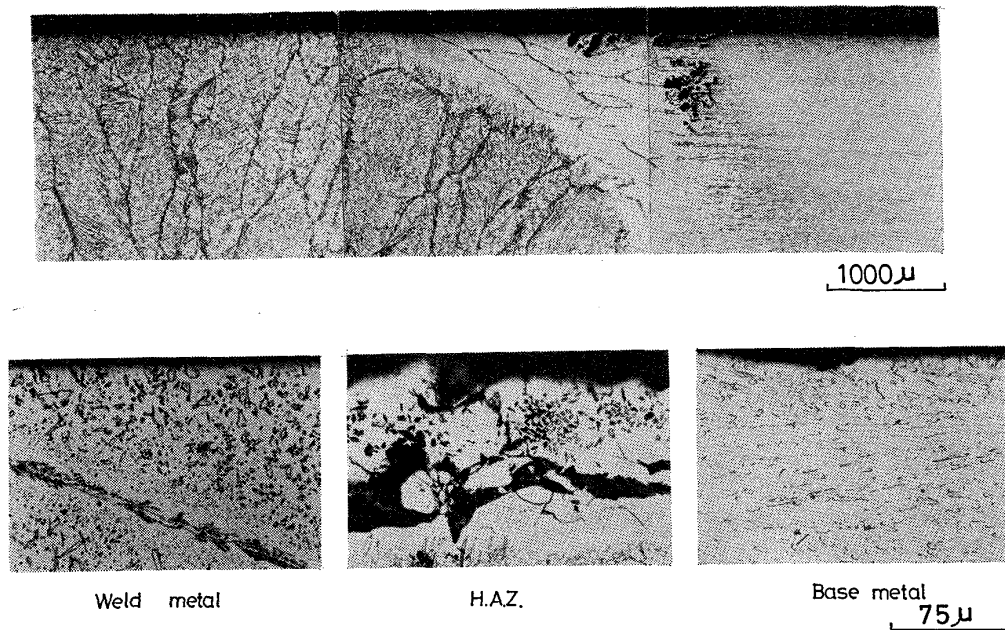


Photo. 5. Post-test appearance of 25Cr-6Ni-0.4Cu-2Mo-low N welded joint with a filler metal in the crevice corrosion test at 80°C.

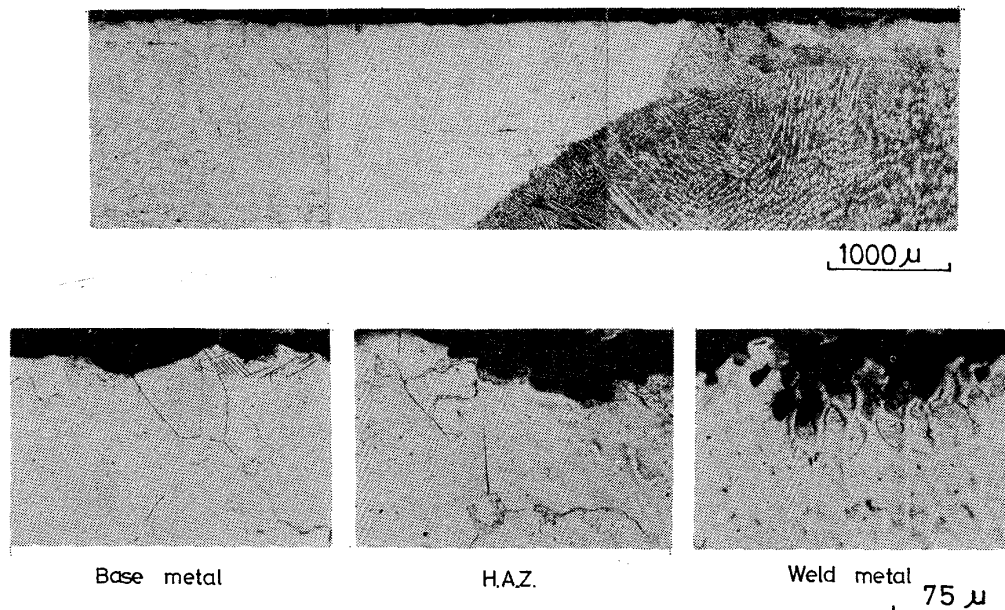


Photo. 6. Post-test appearance of SUS 316 steel welded joint with a filler metal in the crevice corrosion at 80°C.

棒に市販の 2 Mo 系の二相ステンレス鋼を使用して溶接した場合の方が TIG ナメ付の場合よりも腐食量がかなり大きい。このことから、高温海水に対する耐すきま腐食性を向上させるために母材の Mo 量を増加させた場合、溶接棒においてもその溶着部の耐すきま腐食性を同様に向上させる必要がある。比較として SUS 316 鋼の腐食状況を Photo. 6 に示す。

(ii) 3%NaCl+1/20M Na₂SO₄ 溶液 (pH5, 80°C)

中におけるすきま腐食発生電位

Fig. 1 のすきま腐食試験片を用いて、電位掃引速度 20 mV/min で測定したときのすきま腐食の発生電位を Table 6 に示す。表中、 $E_{corr, Air}$ とは空気飽和のまま静置下での腐食電位、 $E_{corr, Ar}$ はその後 Ar で脱酸素した溶液中での腐食電位、 $E_{crevice}$ はアノード電流密度が $20 \mu A/cm^2$ となり、テフロンと金属試験片との間にすきま腐食が発生したときの電位を意味する。

Table 6. Electrochemical parameters of welded joints in the solution of 3% NaCl+1/20MNa₂SO₄ at 80°C and pH 5.

Steel	Specimen	E _{corr} , Air (mv)	E _{corr} , Ar (mv)	E _{crevice} (mv)
25Cr-6Ni-2Mo	Base metal	-125	-360	0
	Weld without filler	-110	-330	40
	Weld with filler	-135	-355	40
25Cr-6Ni-0.4Cu-2Mo-lowN	Base metal	-120	-350	-30
	Weld without filler	-130	-395	40
	Weld with filler	-115	-360	15
25Cr-6Ni-0.4Cu-3Mo-N	Base metal	-120	-330	40
	Weld without filler	-140	-170	60
	Weld with filler	-130	-335	50
SUS 316	Base metal	-145	-550	-90
	Weld without filler	-130	-500	-60
	Weld with filler	-130	-460	-40

すきま腐食発生電位から評価する耐すきま腐食性は、(優れる) 25Cr-6Ni-0.4Cu-3Mo-N 鋼 > 25Cr-6Ni-2Mo-N 鋼 > 25Cr-6Ni-0.4Cu-2Mo-lowN 鋼 > 316 鋼 (劣る) の順となり、Fig. 6 に示す 80°C の活性炭混合液における結果とかなりの相関性がみられる。しかし、すきま腐食発生電位による耐すきま腐食性の評価は、非定常的であり、かつすきま腐食の成長過程に関しては何ら評価できないことから、同一鋼種における母材と溶接材との耐食性の相違をいまだ適確には評価できていないように思われる。

5. 考 察

二相ステンレス鋼の耐食性については、組織の影響、すなわち α 相、 γ 相の存在割合の影響が大きい^{1)~6)}。本実験の結果、母材組織において、 α 相には Cr, Mo の濃縮、 γ 相には Ni, Cu, N の濃縮の大きいことがわかった。例えば、25Cr-6Ni-2Mo-N 系では、 α 相は 28.1%Cr-4.3%Ni-2.4%Mo、 γ 相は 24.7%Cr-7.0%Ni-1.6%Mo-0.23%N、25Cr-6Ni-0.3Cu-3Mo-N 系では、 α 相は 28.4%Cr-4.4%Ni-0.28%Cu-4.2%Mo、 γ 相は 24.2%Cr-7.6%Ni-0.73%Cu-2.8%Mo-0.23%N となっている。

上述したように、二相ステンレス鋼の母材においては、 α 相、 γ 相において合金元素の濃度の異なることから、腐食環境に対応して、両者の耐食性の優劣の生ずる場合には選択的な溶解が発生する。また、溶接部におい

ては、 α 相のしめる面積が増大する傾向にあり、とくに、溶接部の組織がほとんど α 相一相に近くなった場合には、 α 相- α 相の粒界あるいは α 相- γ 相の粒界に Cr の窒化物、炭化物が生成し、Cr 貧困領域が発生するために耐食性が劣化することがわかった。

本論文では、二相ステンレス鋼の母材部および溶接部の耐食性に関して、

1. 弱あるいは中庸酸性環境における不動態-活性腐食
2. 強酸性環境における活性腐食
3. 海水環境における孔食、すきま腐食

について取り扱ったが、電気化学的に説明すると Fig. 7 のようになる。

弱あるいは中庸酸性環境では、母材の α 相および γ 相とも不動態領域にある。溶接部においては、溶接部、ボンド部、熱影響部とも α 相マトリックス中に γ 相が十分に存在する二相ステンレス鋼においては、不動態にあるが、溶接部で γ 相がほとんど存在しないかあるいは粒界部のみネットワーク状にしか存在しない鋼においては、 α 相- α 相あるいは α 相- γ 相粒界における Cr 貧困領域の生成による粒界腐食並びに全面腐食が起る (以上 Fig. 7-a)。

強酸性環境においては、 α 相および γ 相とも活性腐食を呈するが、 α 相においては Cr 量がリッチにあるた

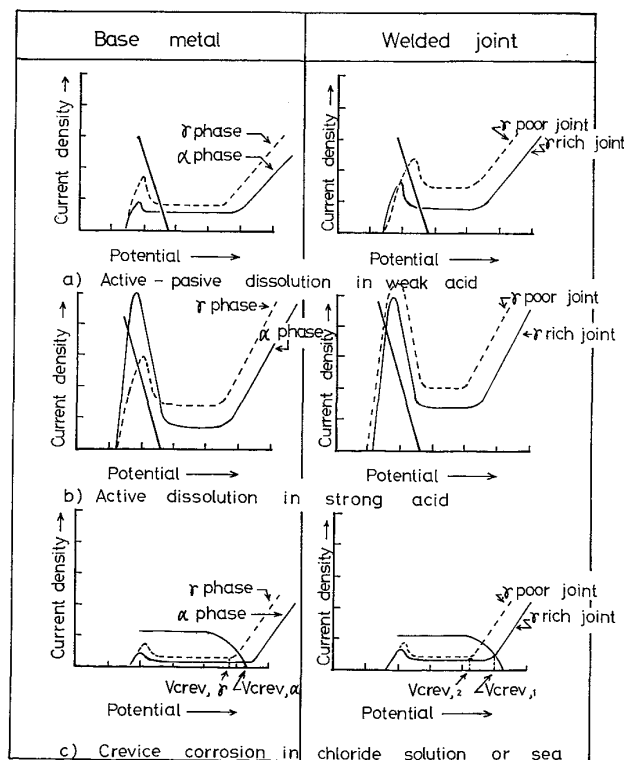


Fig. 7. Anodic and cathodic polarization curves for both base metal and welded joint.

めアノード溶解量が大きい。γ相が十分に存在する溶接部は母材とほぼ同等の腐食量であるが、γ相の不十分な溶接部においては腐食量がさらに増大する (Fig. 7 の b)。

中性塩化物溶液や海水環境において、温度が上昇し、環境のすきま腐食性がきびしくなつた場合には、母材においてはγ相が選択的に腐食される傾向が大きい。γ相がきわめて少ない溶接部においては、酸の場合と同様に、α相-α相、α相-γ相の粒界が選択的におかされるすきま腐食が発生する (以上 Fig. 7 の c)。高温の塩化物溶液あるいは海水環境における母材のγ相の選択すきま腐食の防止、溶接部の粒界型のすきま腐食の防止のためには、前者においては Cr, Mo 量の増加、後者においては、Ni, N 量の増加によるバランスのとれたγ相の存在が必要である。

以上、二相ステンレス鋼の選択腐食挙動に関しては、アノード反応に関しては、α相およびγ相の単独のアノード分極曲線、カソード反応に関しては両者を総合して考えた。今後、さらに検討しなければならない事項として、α相およびγ相が共存する状態でその表面の不動態皮膜がお互の影響をうけるかどうか、不動態化傾向がどのように影響されるかなどの点があり、今後詰めていきたいと考えている。

6. ま と め

(1) 25Cr-6Ni-2Mo 系二相ステンレス鋼ではα相に Cr, Mo, γ相に Ni, Cu, N が濃縮する傾向がある。例えば、母材部において、Cr, Mo 量は 2Mo 系ではα相で 28.1%Cr-2.4%Mo, γ相で 24.7%Cr-1.6%Mo, 3Mo 系ではα相で 28.4%Cr-4.2%Mo, γ相で 24.2%Cr-2.8%Mo である。Cr および Mo など耐食性

に重要な役割をはたす元素のα相およびγ相における分配が著しく異なることが判明した。

(2) 耐全面耐食性に関しては、N含有量の低い 25Cr-6Ni-0.4Cu-2Mo-lowN 鋼 (0.07%N) の溶接部が劣化する傾向があるが、N量 0.1% 以上の 25Cr-6Ni-2Mo-N鋼および 25Cr-6Ni-0.4Cu-3Mo-N鋼では劣化する傾向がない。前者では溶着部および熱影響部の組織はα相一相となつている。

(3) 耐粒間腐食性を、Mod. Strauss 試験および Huey 試験によつて検討した結果、Strauss 試験において 25Cr-6Ni-0.4Cu-2Mo-lowN 鋼のみ溶接部に粒間腐食がみられた。粒間腐食はフェライト粒界に発生している。

(4) 耐すきま耐食性に関しては、2Mo 系の二相ステンレス鋼の溶接部の耐食性は母材部にくらべてかなり劣る。特に溶接部の耐食性が劣るのは 25Cr-6Ni-0.4Cu-2Mo-lowN 鋼で、粒界腐食型のすきま腐食を呈した。N量の 0.1% 以上の 25Cr-6Ni-2Mo-N 鋼におけるすきま腐食ではγ相が選択溶出する傾向があつた。25Cr-6Ni-0.4Cu-3Mo-N 鋼の耐すきま腐食性は前二者にくらべ大幅に向上した。溶着部の Mo 含有量が母材相当であれば、その耐食性は母材部とほぼ同等と期待される。

文 献

- 1) S. NORDIN: Werk, u. Korr., 25 (1974), p. 81
- 2) 水野 誠: 火力発電, 21 (1970) 3, p. 337
- 3) 原田憲二: 防食技術, 26(1977), p. 721
- 4) 小若正倫: 日本金属学会報, 17 (1978) 8, p. 657
- 5) 阿部直弘, 河野富夫, 藤倉正国, 寺井和人: 電気製鋼, 47 (1976) 4, p. 105
- 6) V. S. AGARWALA and N. D. GREENE: Corrosion/77, San Francisco, California, Paper No. 57.