

UDC 669.14.018.8 : 621.791.05 : 621.785.7 : 539.56 : 669.15'24'26-194.56  
669.15'24'26'28-194.56

論 文

## オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の溶接条件と 長時間加熱による材質変化について\*

稲垣 道夫\*\*・春日井孝昌\*\*\*・穎娃 一夫\*\*\*

五代 友和\*\*\*\*・田中 治\*\*\*\*\*

### Metallurgical Changes due to Welding Conditions and a Long Term Heat-treatment in Austenitic Stainless Steel Weld Metals

Michio INAGAKI, Takayoshi KASUGAI, Kazuo EI,  
Tomokazu GODAI, and Osamu TANAKA

#### Synopsis:

Effect of welding conditions and a long term heat-treatment at 650°C on metallurgical changes in austenitic stainless steels (SUS 304 and SUS 316) weld metals have been investigated. Results were as follows; 1) The solidifying structure at center parts of weld metals tend to grow parallel to the direction of plate thickness of the 1 pass 1 layer welded joint. 2)  $\delta$ -ferrite forms in the order to the solidifying directions. 3)  $\delta$ -ferrite changes those morphologies from granular and rod-like shape to net-like shape with increase of the amount of  $\delta$ -ferrite. In the case of large amount  $\delta$ -ferrite, this net-like  $\delta$ -ferrite takes the form into densely three-dimensional network in the inner part of each pass. 4) There is no  $\delta$ -ferrite network in the boundary zone between pass and the following pass, because  $\delta$ -ferrite in these boundary zone are mixed granular and rod-like shape. 5) Networks of  $\delta$ -ferrite in high heat input weld metals are larger than that in low heat input weld metals. 6) Carbides and  $\sigma$  phase precipitate in  $\delta$ -ferrite subjected to heating for a long term at 650°C. 7) Carbides and  $\sigma$  phase take the form of network with a long term heating at 650°C in the weld metal containing a large volume of  $\delta$ -ferrite.

From above results and the correlated research results of creep test and notch toughness of austenitic stainless steel weld metals subjected to a long term heat-treatment, it is considered that the following processes are advisable for the prevention measure of material worse at high temperature; 1) Selecting of the weld metals in which have the amount of  $\delta$ -ferrite under about 5%, for the reason of dispersion of  $\delta$ -ferrite and for destruction of  $\delta$ -ferrite networks. 2) Making use of 2 pass 1 layer welding sequence to disperse the solidifying direction and applying the low heat input welding process to destroy  $\delta$ -ferrite networks.

#### 1. 結 言

オーステナイト系ステンレス鋼は、耐食性および耐酸性もさることながら高温強度およびクリープ特性がすぐれており、高温構造用材料として化学プラントの反応容器、原子炉特に高速炉容器や配管など各方面に用いられている。

オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属は、溶接高温割れを防止するために、鋼種によつて多少異なるが通常

約5%以上の $\delta$ フェライトを含ませている。しかし溶接金属を約500~800°Cに長時間加熱すると、 $\delta$ フェライトから炭化物や $\sigma$ 相が析出して<sup>1)~4)6)~9)</sup>材質劣化を生ずる<sup>1)~3)6)8)9)</sup>。このため溶接継手のクリープ破断伸びは破断時間が長くなるほど母材よりも小さくなる傾向があり<sup>2)</sup>、長時間加熱後の切欠じん性は $\delta$ フェライト量の多いほど低下する傾向がある<sup>2)3)</sup>。また溶接能率化の観点から大入熱少パス溶接を行つた場合、継手のクリープ破断強さが小入熱多パス溶接した場合より低下する傾向が

\* 昭和52年10月溶接学会全国大会にて一部発表 昭和54年3月20日受付 (Received March 20, 1979)

\*\* 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

\*\*\* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku 153)

\*\*\*\* (株)神戸製鋼所 工博 (Kobe Steel, Ltd.)

\*\*\*\*\* (株)神戸製鋼所 (Kobe Steel, Ltd.)

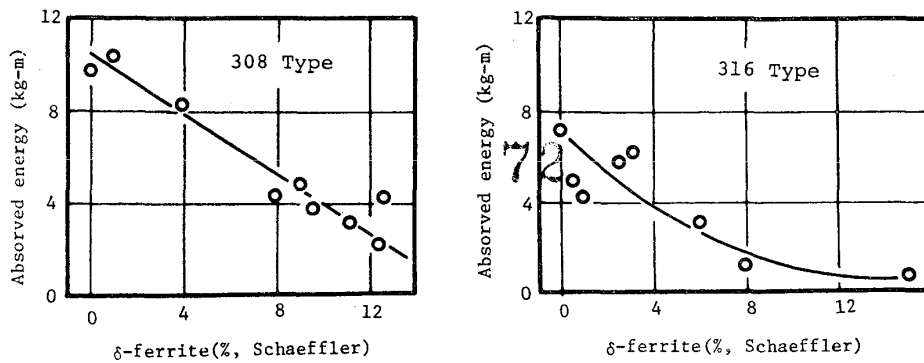


Fig. 1. Example of the relationship between  $\delta$ -ferrite content and 2 mm V notch toughness at room temperature after a long term heat treatment ( $650^{\circ}\text{C} \times 1000\text{h}$ ) in weld metals<sup>3)</sup>.

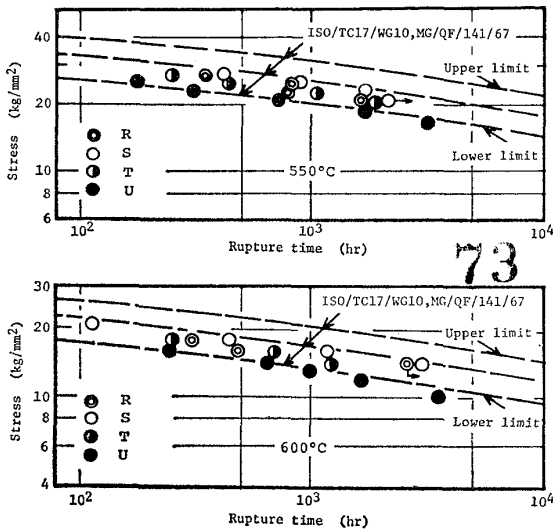


Fig. 2. Results of creep rupture test for welded joints and ISO date of Type 304 base metal<sup>5)</sup>.

あつた<sup>2)5)</sup>.

特に日本溶接協会原子力研究委員会 FRW 小委員会(主査稲垣)では、動燃事業団委託の「高速炉構造用ステンレス鋼の溶接施工に関する共同研究」を数年にわたり実施し、溶接施工法と継手性能との関係の試験結果を得たが、溶接金属中の $\delta$ フェライトの材質的な挙動を明らかにする必要があるが生じた。

そこで本研究はこれらの問題をふまえ、サブマージアーク溶接における溶接材料および施工法を系統的に変化させて $\delta$ フェライト量の異なる溶接金属を作成した。そしてこれらの長時間加熱による組織変化を調べ、材質劣化防止のための溶接材料の選択および溶接施工指針を検討した。

## 2. 継手試験結果

上記共同研究による継手試験結果の代表例を示すと

Fig. 1<sup>3)</sup> および Fig. 2<sup>5)</sup> のようになった。Fig. 1 は  $650^{\circ}\text{C}$  で 1000 h 加熱後の常温における溶接金属の $\delta$ フェライト量(シェフラの組織図による)と切欠じん性との関係を示す。溶接材料 308 型および 316 型を用いた溶接金属の切欠じん性は、 $\delta$ フェライト量の多いものほど低下しており、316 型の溶接金属では、308 型のものよりも切欠じん性の低下の度合いが大きかった。

つぎに Fig. 2 は溶接材料 308 型を用い、溶接入熱を Table 1 に示すよう種々変化させて施工した溶接継手のクリープ破断試験結果を示す。Fig. 2 には SUS 304 鋼母材の ISO データをも比較して示した。これによると大入熱少パス溶接した溶接継手のクリープ破断特性は、小入熱でパス数を多くした溶接継手よりも低下し、とくに大入熱少パス溶接した溶接継手(記号 U)のクリープ破断特性は母材と比較してあまりよくなかった。

## 3. 供試材料および溶接施工条件

溶接金属中の $\delta$ フェライトの材質挙動を調べるために Table 2 に示す上記共同研究で用いられたものと同様な鋼板および溶接材料を Table 3 に示す溶接施工条件で溶接した。溶接条件は表側 1 パス裏側 1 パス計 2 パスの大入熱溶接と、表側 4 パス裏側 3 パス計 7 パスの小入熱溶接とした。供試鋼と溶接材料との組合せは、大入熱および小入熱溶接いずれの場合も SUS 304 鋼に対して 308L 型、SUS 316 鋼に対して 316L 型および 16-8-2 型とした。

溶接継手の熱処理はソルトバスを用いた。熱処理温度は溶接金属の材質変化を促進させるために  $650^{\circ}\text{C}$  とし、最高 1000 h まで加熱した。

## 4. 溶接金属の組織変化

### 4.1 溶接金属のマクロ組織

Photo. 1 に SUS 304 鋼大入熱および小入熱溶接継

Table 1. Joint design and welding condition of welded joint for creep test<sup>5)</sup> Wires were 308L type wfor elded joint R, U and 308 type (N : 0.090%) for welded joint S, T.

Welded joint	Heat input	Joint design	Welding sequence	Welding condition	Inter pass temperature	Ferrite (%) by Ferrite Indicator
R	Low			NO.1 Pass; 150A, 35V, 15cpm (21,000J/cm) NO.2 ~ NO.10 Pass; 440A, 32V, 30cpm (28,100J/cm)	≒ 180°C	7.5 ~ 10
S	Low			NO.1 Pass; 150A, 35V, 15cpm (21,000J/cm) NO.2 ~ NO.9 Pass; 400A, 31V, 30cpm (24,800J/cm)		7.5 ~ 10
T	High			NO.1 Pass; 150A, 35V, 15cpm (21,000J/cm) NO.2 ~ NO.6 Pass; 560A, 32V, 27cpm (39,800J/cm)		7.5 ~ 10
U	High			NO.1 Pass; 450A, 30V, 30cpm (27,000J/cm) NO.2, NO.4 Pass; 600A, 32V, 22cpm (52,400J/cm) NO.3 Pass; 600A, 28V, 30cpm (33,600J/cm)		≥ 200°C

\* NO.1 Pass of Welded joint R,S and T used the manual welding method.

Table 2. Chemical composition of base metals and wires.

Base metal and wire	Plate thickness or diameter of wire (mm)	Chemical composition (%)							
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
JIS SUS 304	20 t	0.05	0.60	0.96	0.018	0.006	9.00	18.30	—
JIS SUS 316	20 t	0.07	0.77	1.54	0.034	0.011	11.85	17.61	2.52
308L type	4 dia.	0.027	0.39	1.78	0.018	0.014	10.25	19.78	—
316L type	4 dia.	0.026	0.41	1.76	0.022	0.015	12.32	19.27	2.27
16-8-2 type	4 dia.	0.061	0.34	1.75	0.019	0.010	9.03	16.58	1.73

手のマクロ組織の例を示す。大入熱溶接継手では、凝固組織が表側および裏側パスともに左右ボンド部から溶接金属中央部に向かって成長し、溶接金属中央部では凝固組織が各パス底部から表面あるいは裏面へ向かって成長した。小入熱溶接継手では凝固組織が各パスともにボンド部から溶接金属表面へ成長した。本研究では大入熱および小入熱溶接継手ともに1パス1層溶接であり、溶接金属の中央部は凝固組織が板厚方向と平行に成長した。凝固組織の成長方向は $\delta$ フェライト量に依存せず、おもにパスのおきかたおよび入熱量に影響されていた。

4.2 溶接金属の $\delta$ フェライト量

Table 4に溶接金属の化学組成を示す。Table 5に各

溶接金属の $\delta$ フェライト量を示す。 $\delta$ フェライト量は SUS 304 鋼 : 308L 型の組合せで約 0.6~6%, SUS 316 鋼 : 316L 型で約 4~10数%, SUS 316 鋼 : 16-8-2 型で約 4~5% であつた。

$\delta$ フェライト量のもつとも少ない継手Cの平均 $\delta$ フェライト量は 0.6% (リニア・アナリシスによる) であるが、 $\delta$ フェライトは溶接金属中心部のNo. 1~No. 3 パス内に約 1~2% 存在した。ビート表面および裏面へ近づくとつれて $\delta$ フェライト量が急激に減少し、表側および裏側それぞれ2パス中には $\delta$ フェライトがほとんど存在しなかつた。他の溶接継手 ( $\delta$ フェライト量が約 4% 以上) は溶接金属全面に $\delta$ フェライトが存在したが、溶

Table 3. Joint design and welding condition.

Heat input	Joint design	Welding sequence	Welding condition	Inter pass temperature
High			NO. 1 Pass ; 700A (AC), 34V, 30cpm (47,600 J/cm)  NO. 2 Pass ; 800A (AC), 37V, 33cpm (53,800 J/cm)	≤ 200°C
Low			NO. 1 Pass ; 450A (AC), 30V 30cpm (27,000 J/cm)  NO. 2 ~ NO. 7 Pass ; 450A (AC), 32V, 30cpm (28,800 J/cm)	

Table 4. Chemical composition of weld metals.

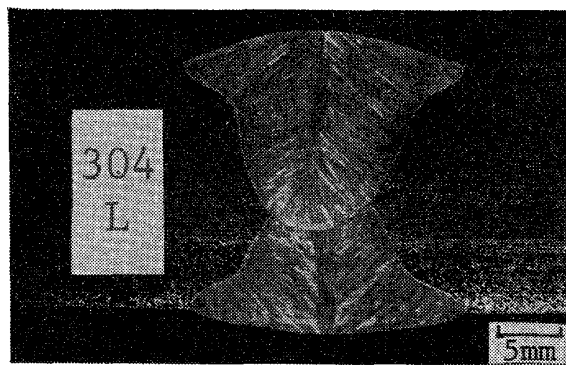
Heat input	Combination of steel and wire	Specimen	Chemical composition (%)								
			C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N
Low	SUS 304; 308L	C	0.038	0.65	1.53	0.024	0.010	10.55	18.23	—	0.0532
		D	0.040	0.67	1.40	0.024	0.011	10.17	18.96	—	0.0535
	SUS 316; 316L	H	0.040	0.75	1.59	0.026	0.014	12.20	19.37	2.30	0.0379
		I	0.041	0.80	1.60	0.025	0.015	12.10	20.56	2.15	0.0404
	SUS 316; 16-8-2	J	0.061	0.64	1.47	0.022	0.012	9.38	16.53	1.98	0.0314
High	SUS 304; 308L	L	0.040	0.59	1.27	0.021	0.009	9.87	18.43	—	0.0376
		B	0.040	0.61	1.36	0.022	0.009	10.04	18.51	—	0.0430
	SUS 316; 316L	E	0.054	0.74	1.66	0.027	0.012	11.72	19.14	2.41	0.0320
		K	0.055	0.74	1.60	0.027	0.016	11.50	19.60	2.24	0.0212
	SUS 316; 16-8-2	G	0.067	0.66	1.60	0.026	0.011	10.45	16.75	2.19	0.0259

\* δ-ferrite was controlled by flux.

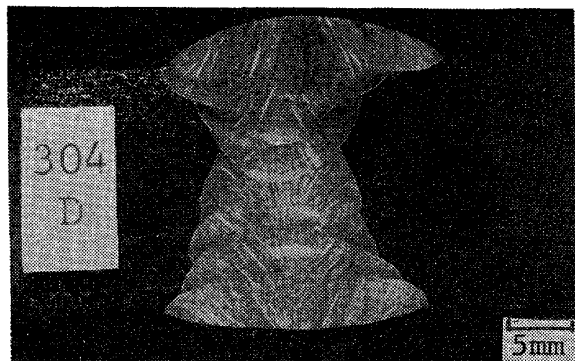
Table 5. The amount of δ-ferrite in weld metals.

Heat input	Base metal	Specimen	Magnegage	Linear analysis	Ferrite indicator	Delong diagram
Low	SUS 304	C	0.7	0.6	<1.5	0.8
		D	4.0	4.4	5~7.5	5.0
	SUS 316	H	6.9	7.7	10~15	11.0
		I	13.1	15.5	>15	16.0
		J	4.8	6.8	5~7.5	5.0
High	SUS 304	L	4.2	—	2.5~7.5	4.5
		B	6.3	—	7.5~10	4.0
	SUS 316	E	7.4	—	7.5~10	11.0
		K	9.0	—	10~15	14.0
		G	4.1	—	5~7.5	3.5

Note : Numbers in table are δ-ferrite contents (%).



(a)



(b)

Photo. 1. Macrostructures of (a) high heat input welded joint and (b) low heat input welded joint.

接金属の場所によりいくらか差があり、いずれもその継手の $\delta$ フェライト量に対して約 20% 以下であつた。

#### 4.3 $\delta$ フェライトの形態

$\delta$  フェライト量の極めて少ない場合には $\delta$  フェライトが Photo. 2 (a) に示すようにパス中央部で粒状および棒状、 $\delta$  フェライトが約 4% 以上では Photo. 2 (b) のように長い網目状であつた。網目状 $\delta$  フェライトは溶接金属の $\delta$  フェライト量が増すと Photo. 2 (c) に示すように密となつた。 $\delta$  フェライトはパス内で均一に分布せず、Photo. 2 (d) のように網目の疎密があつた。各パス境界部では $\delta$  フェライトが Photo. 3 のように粒状および棒状であつた。

網目状 $\delta$  フェライトの三次元的つながりを調べるために、大入熱溶接継手 B (6.3%  $\delta$  フェライト) を用い、何回も研磨；エッチングを繰り返して同一場所を観察した。Photo. 4 にその例を示す。(b) は (a) を撮影後、数回研磨；エッチングを行つたあとで同一場所を写真撮影したものである。Photo. (a), (b) は左右に長く連なる 3 つの網目状 $\delta$  フェライト I, II および III がある。(a) の写真によると、網目状 $\delta$  フェライト I および II は互につながりがない。しかし (a) の位置からわず

かに試験片内部である (b) の写真によると、網目状 $\delta$  フェライト I および II は矢印 A でつながつていた。また (b) の写真の網目状 $\delta$  フェライト III の左端矢印 B 近傍には粒状および棒状 $\delta$  フェライトが存在している。しかしこれらの $\delta$  フェライトは (a) の矢印 B のように、網目状 $\delta$  フェライト III の一部であつた。したがつて二次元的に観察された固々の網目状 $\delta$  フェライトは三次元的に大きく拡がっており、しかも隣接する網目状 $\delta$  フェライトとつながつて網目状 $\delta$  フェライトのネットワークをも形成していた。一方パス境界部では Photo. 3 に示したように、粒状および棒状の $\delta$  フェライトであり、上下のパス内部に存在する三次元的に拡がった網目状 $\delta$  フェライトのネットワークはパス境界部でつながりを断たれていた。このために網目状 $\delta$  フェライトのネットワークはパス数の多いほど小さかつた。

Photo. 5 は継手 D の表側および裏側パス境界部付近を示す。凝固組織の成長方向は棒状 $\delta$  フェライトの長手方向であり、網目状 $\delta$  フェライトの長手方向であつた。

#### 4.4 長時間加熱による $\delta$ フェライトの挙動

Fig. 3 は 650°C で 1000 h まで加熱した場合の各溶接金属の $\delta$  フェライト量の変化を示したものである。いずれの溶接金属も加熱時間とともに $\delta$  フェライト量が減少したが、316L 型溶接材料を用いた溶接金属は、大入熱および小入熱溶接金属ともに他の溶接材料を用いた溶接金属よりも $\delta$  フェライト量の減少がいちじるしかつた。

Fig. 4 には小入熱溶接金属を 650°C で熱処理した場合の炭化物\* の析出量を示す。いずれの溶接金属も加熱時間が長くなるにつれて炭化物の析出量は増してお加り、特に溶接のままの状態では $\delta$  フェライト量が多かつた。Photo. 6 は炭化物の析出状態を示したもので、炭化物は溶接のままの状態でも既にわずかに析出していたが、加熱時間が長くなるにつれて炭化物析出量が増加した。炭化物の析出場所はほとんどの場合オーステナイト粒界および $\delta$  フェライト内であつた。炭化物が $\delta$  フェライト内に析出する場合には、 $\delta$  フェライトとオーステナイト境界の $\delta$  フェライト側であつた。加熱時間が長いものについては、炭化物が $\delta$  フェライト周辺のオーステナイト中にも観察された。これは $\delta$  フェライトが長時間加熱によつてオーステナイト、炭化物および $\sigma$  相へ変化し、 $\delta$  フェライトとオーステナイトとの境界が $\delta$

\* 本研究に関連した研究によると<sup>3)7)</sup>、析出炭化物の多くは  $M_{23}C_6$  であり、 $M_6C$  が若干混在している。Fig 4 は試験片をピクリン酸ソーダで電解エッチしたのち、リニア・アナリシス (倍率 1000 倍) で測定したものである

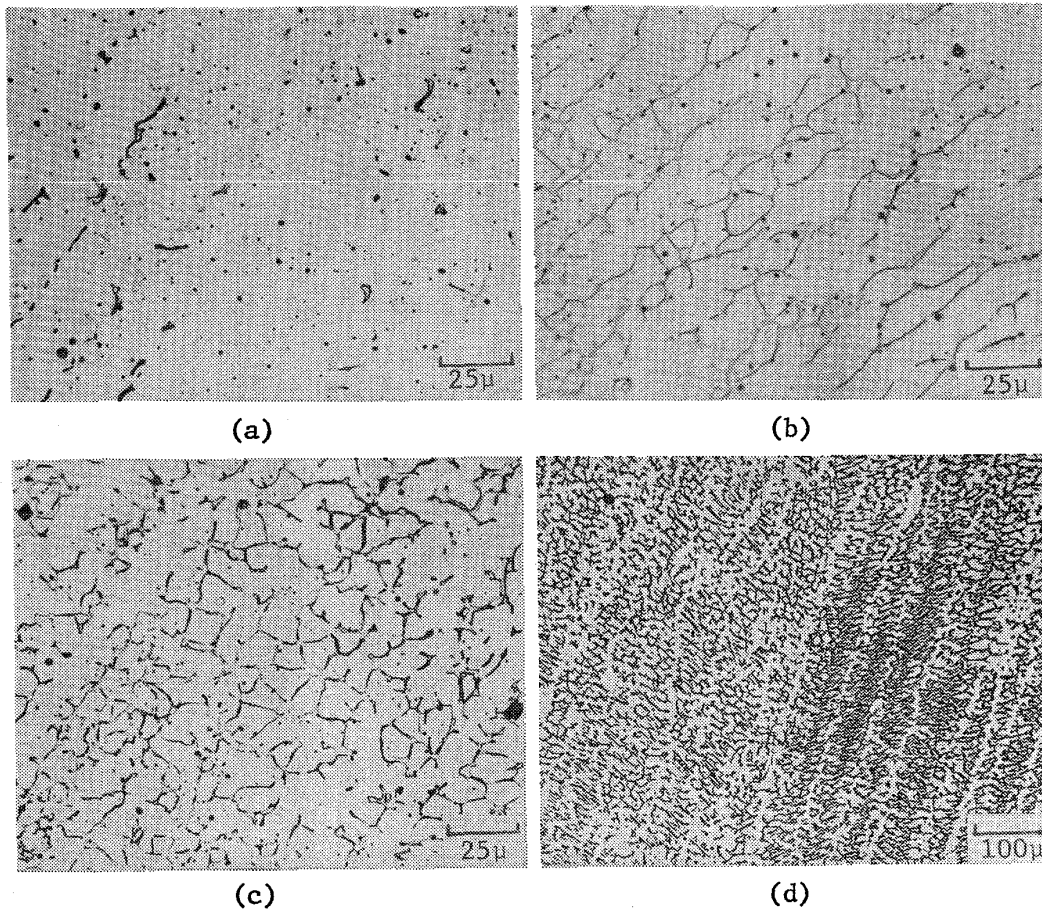
L20  
255

Photo. 2. Morphological changes of  $\delta$ -ferrite in the inner part of pass with increasing amount of  $\delta$ -ferrite.

- (a) Welded joint C (0.6% $\delta$ -F) (b) Welded joint J (4.8% $\delta$ -F)  
 (c) Welded joint I (13.1% $\delta$ -F) (d) Welded joint J (4.8% $\delta$ -F)

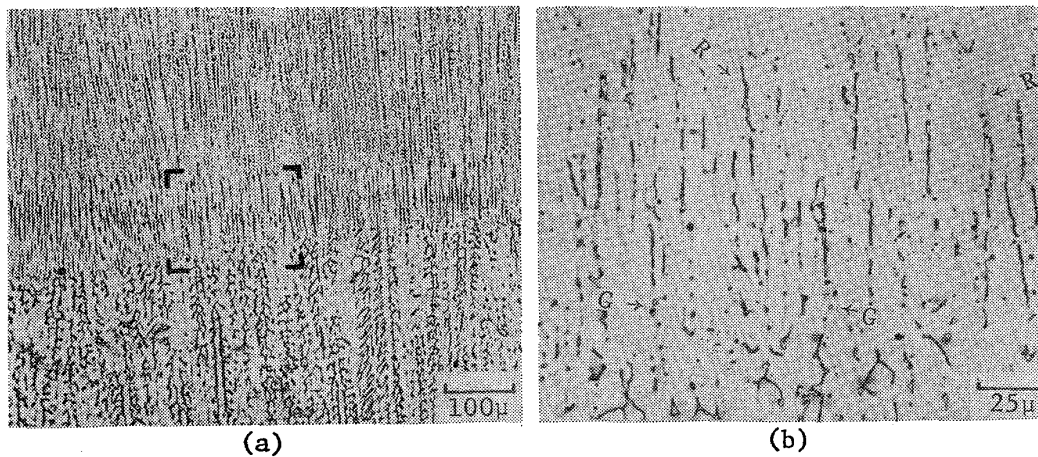
60  
55  
50

Photo. 3(a). Morphological change of  $\delta$ -ferrite at pass boundary (Welded joint D, 4.0% $\delta$ -ferrite).  
 (b). Magnified microphotograph of brackets in (a).  
 G: Granular  $\delta$ -ferrite, R: Rod-like  $\delta$ -ferrite



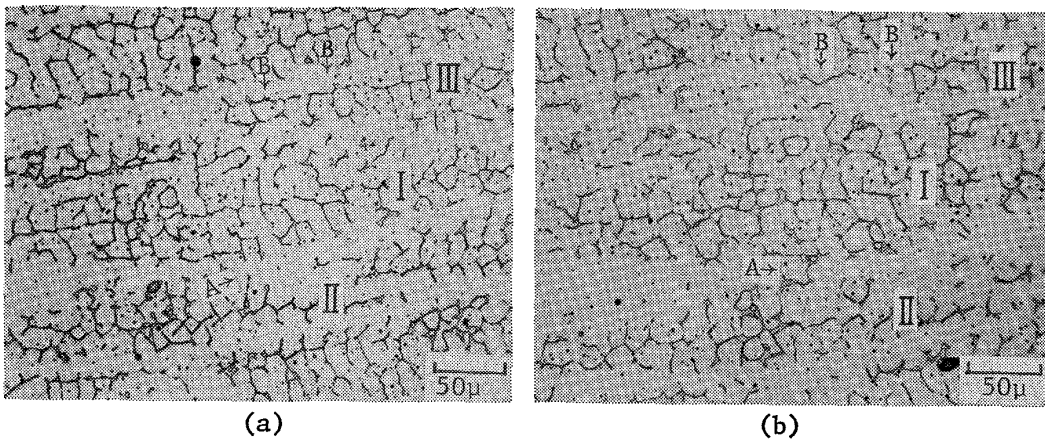


Photo. 4. Three dimensional observation of  $\delta$ -ferrite for welded joint D (4.0% $\delta$ -ferrite). (a) and (b) are same place of cross section, but (b) is justly interior part from (a).

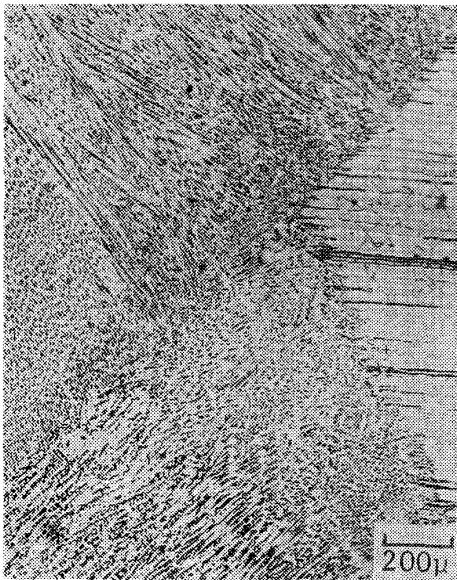
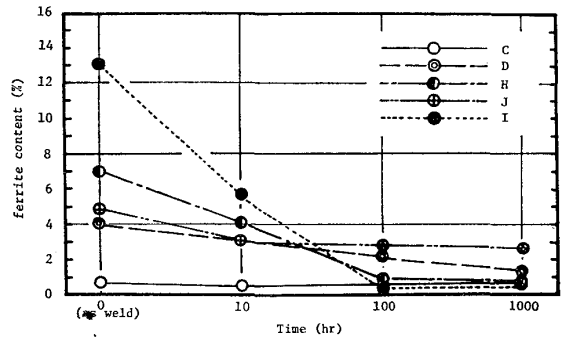
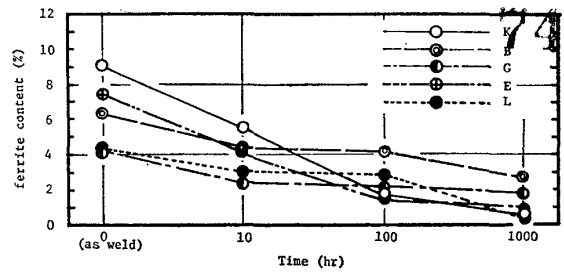


Photo. 5. Relation between growth direction of solidifying structure and distribution of  $\delta$ -ferrite at the cross part of each face- and back-side pass for welded joint D (4.0% $\delta$ -F).



(a) Low heat input weld metals.



(b) High heat input weld metals.

Fig. 3. Decrease of  $\delta$ -ferrite content at 650°C.

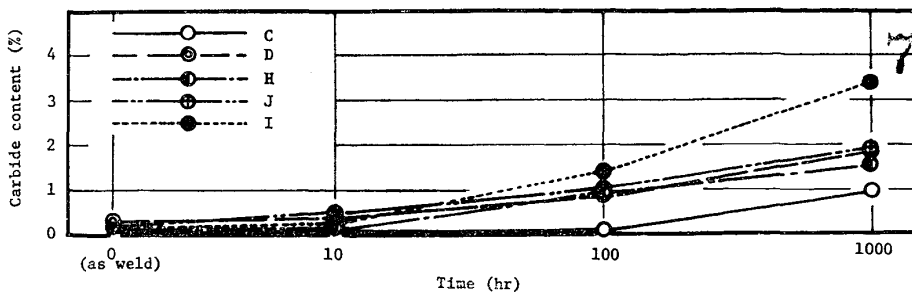
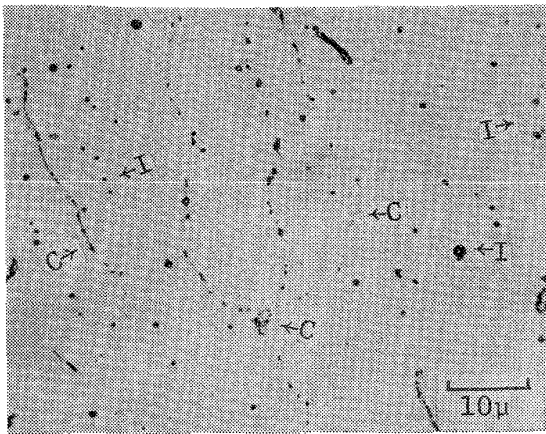
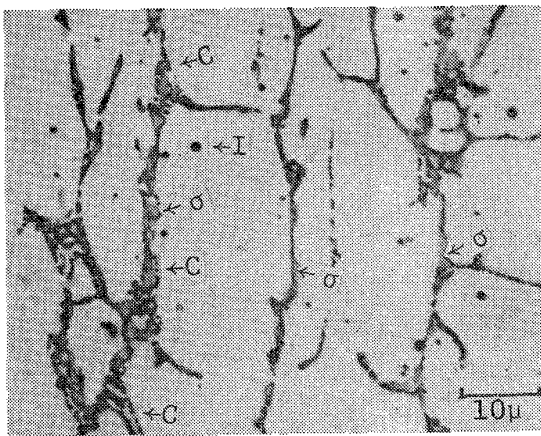


Fig. 4. Carbide precipitation of weld metal during heating at 650°C.



(a)



(b)

Photo. 6. Carbide and  $\sigma$  phase precipitation in  $\delta$ -ferrite by heating for 1000h at 650°C.

(a) Welded joint C

(b) Welded joint I

C: carbide,  $\sigma$ :  $\sigma$ -phase,

I: Non-metallic inclusion

Table 6. Precipitation of  $\sigma$  phase during heat treatment.

Heat input	Base metal	Specimen	$\delta$ -ferrite content(%)	Heat treatment at 650°C			
				0 h	10 h	100 h	1000 h
Low	SUS 304	C	0.7	×	×	×	0
		D	4.0	×	×	×	0
	SUS 316	H	6.9	×	0	0	0
		I	13.1	×	0	0	0
		J	4.8	×	×	×	0
	High	SUS 304	L	4.2	×	×	0
B			6.3	×	0	0	0
SUS 316		E	7.4	×	0	0	0
		K	9.0	×	0	0	0
		G	4.1	×	0	0	0

Note; 0 : with  $\sigma$  phase  
 × : without  $\sigma$  phase

フェライト内へ向かつて移動するために $\delta$ フェライト中に析出した炭化物がオーステナイト中にとり残されたものと思われる。

$\sigma$ 相の長時間加熱による析出状況は Table 6 のようであるが、 $\sigma$ 相 (エッチング液には赤血塩溶液を用いた) の定量は困難であり、その有無は 1000 倍の観察によつて判定した。 $\sigma$ 相は Photo. 6 (b) に示すようにいずれの場合も $\delta$ フェライト内に析出した。 $\sigma$ 相は SUS 304 鋼 : 308L 型の組合せがもつとも析出しにくく、Cr 量および Mo 量の多い SUS 316 鋼 : 316L 型の組合せのものももつとも析出しやすかつた。また小入熱溶接金属の場合の $\sigma$ 相は $\delta$ フェライト量が約 5% 以上になると析出しやすく、大入熱溶接金属では小入熱溶接金属よりも $\sigma$ 相が析出しやすかつた。

以上のように、いずれの溶接金属も 650°C×1000h の加熱により炭化物および $\sigma$ 相が析出した。これら2つの相はいずれも $\delta$ フェライト内に析出しやすいため、 $\delta$ フェライト量が多い溶接金属では長時間加熱によつて $\delta$ フェライトのネットワークがほぼそのまま炭化物および $\sigma$ 相のネットワークへと変化する傾向を示していた。

### 5. 長時間加熱による溶接継手の材質劣化とその防止法

2章で述べたように、この研究に関連して行つた試験研究では、長時間加熱 (550°C~700°C, 加熱時間 3000 h まで) による吸収エネルギーの低下は、溶接のままの場合の $\delta$ フェライト量が多いものほどいちじるしく、破壊時のき裂は $\delta$ フェライトに沿つて進行する傾向が強かつた<sup>3)</sup>。クリープ破断強さは、大入熱少パス溶接継手のほうが小入熱多パス溶接手よりも低下する傾向があつた<sup>6)</sup>。一方 SUS 304 および 316 鋼溶接継手の大形クリープ破断試験では<sup>6)</sup> 破断は溶接金属の中央付近であり、しかもき裂は凝固組織の成長方向に沿つてジグザグに生じていた。破断にいたるき裂は $\delta$ フェライト周辺を選択的に伝播しており、 $\delta$ フェライトが網目状に長く連結した溶接金属の長時間クリープ破断強さは、 $\delta$ フェライトが小さく孤立した溶接金属の場合よりも低い傾向があつた。これらの結果から溶接のまま $\delta$ フェライト量の多い溶接金属のクリープ破断強さ、じん性および延性の低下は長時間加熱によつて $\delta$ フェライトから析出した三次元的なネットワークを形成する炭化物および $\sigma$ 相に起因すること、さらに大入熱溶接金属のクリープ破断強さが小入熱溶接金属よりも低下するのは大入熱溶接金属中の広範囲なネットワークを形成した網目状 $\delta$ フェライトによるものであり、しかも $\sigma$ 相が小入熱溶接金属よりも生



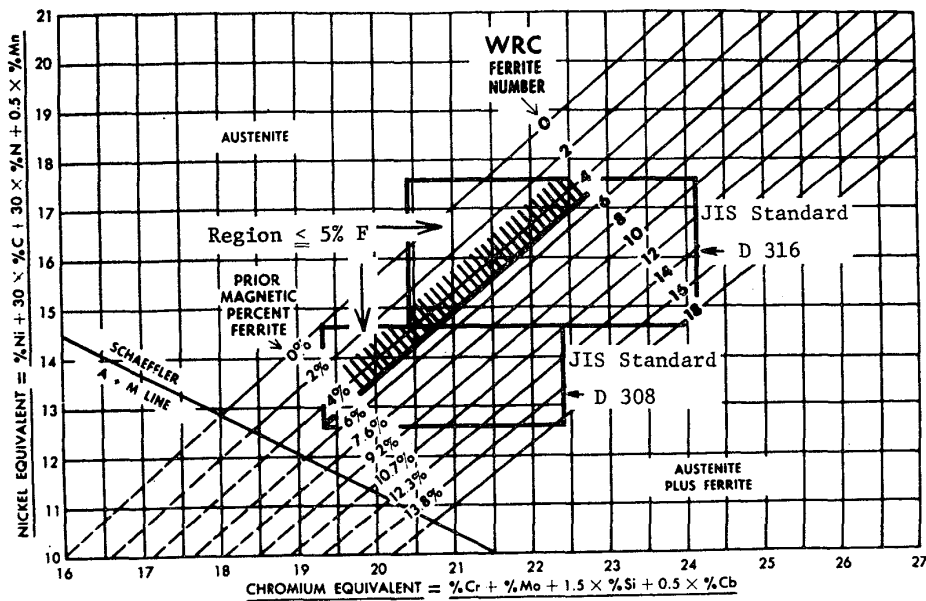


Fig. 5. Advisable compositional regions for stainless steel SUS 304 and 316 weld metals.

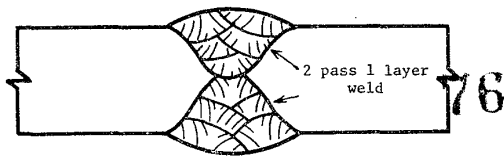


Fig. 6. Recomendable built-up sequence for stainless steel welded joint.

成しやすいことによるものであると考えられる。したがって、オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の長時間加熱による材質劣化を防止するためには、溶接金属中のδフェライト量を約5%以下におさえて網目状のδフェライトのネットワークを作りやすくするとともにこれを分散することが効果的である。このようにすれば長時間加熱による炭化物およびσ相の析出が低減されるとともにかつ分散されて材質劣化が抑制されると思われる。そこで、δフェライト量を約5%以下におさえるためには、Fig. 5のDeLongの図中に示した枠の領域内に溶接金属の化学成分範囲がおさまるように溶接材料および施工法を選択する必要がある。さらにFig. 6に示すような2パス1層の溶接積層法をとり、凝固組織の成長方向を分散するとともにδフェライトのつながりを不連続化するような小入熱溶接が推奨される。

### 5. 結 論

SUS 304 および 316 オーステナイト系ステンレス鋼のサブマージーク溶接金属の650°Cにおける長時間加熱による材質変化の状況を三次元的に詳細に観察し、材質劣化防止の要因を検討した結果、つぎのような結論

を得た。

- (1) 大入熱および小入熱ともに1パス1層溶接では、溶接金属の凝固組織がその中央部で合流し、板厚とほぼ平行方向に成長した。δフェライトは凝固組織の成長方向にそつて配列した。
- (2) 溶接金属のδフェライト量が増すにつれて、パス内のδフェライトは粒状、棒状から網目状となり、さらにその網目状組織は密となりかつ三次元的に大きく拡がったネットワークを形成した。
- (3) 溶接金属のパス境界部では、δフェライトの形態が粒状および棒状であり、隣接するパス間のδフェライトの網目状組織は分断され、ネットワークが不連続となつた。この場合大入熱小パス溶接継手におけるδフェライトのネットワークは、小入熱多パス溶接継手の場合よりも顕著であつた。
- (4) いずれの溶接金属においても650°Cで1000hまで加熱した場合、δフェライト量は減少したが、大入熱による溶接金属は小入熱による溶接金属よりも減少の程度が大きい傾向があつた。またδフェライトの減少は、316L型の溶接材料を使用した場合、308L型や16-8-2型の溶接材料の場合よりもいちじるしかつた。
- (5) 長時間加熱によつてδフェライトから炭化物およびσ相が析出した。σ相は大入熱溶接金属のほうが小入熱溶接金属よりも析出しやすく、小入熱溶接金属のσ相はδフェライト量が約5%以上になると析出しやすい傾向があつた。
- (6) δフェライト量の多い溶接金属では、長時間加熱によつて炭化物およびσ相のネットワークを形成し

た。

以上の結果をもとにこの研究に関連して実施した溶接継手のクリーブ破断試験および長時間加熱後の切欠きじん性試験結果を検討し、オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の長時間加熱による材質劣化防止対策として次の事項が考えられる。

1) 溶接金属の $\delta$ フェライト量は検出精度やフェライトの分布状態を考慮する必要があるが、この値を約5%以下におさえることが望ましく、これによつて $\delta$ フェライトを分散させ網目状 $\delta$ フェライトを作りにくくすることが材質劣化防止に効果があり、したがつてできるだけFig. 3に示すような化学成分範囲におさまるような溶接材料と施工法を選択することが望ましい。

2) 溶接金属の凝固組織の成長方向を制御し、 $\delta$ フェライトを分散させかつ不連続化させるためにFig. 4に示すような小入熱溶接で2パス1層の積層法を採用する。

本研究を遂行するにあたり、供試ステンレス鋼を提供された新日本製鉄(株)ならびに日本冶金工業(株)に深く感謝するとともに、実験に協力された当時芝浦工業大学

学生(現在日本弁管(株))前田徳継君に深く感謝の意を表す。

#### 文 献

- 1) O. H. HENRY, M. A. CORDOVL and G. J. FISHER: *Welding J.*, 34 (1955) 2, P. 75s
- 2) 日本溶接協会原子力委員会FRW小委員会: 「高速炉構造用ステンレス鋼の溶接施工に関する研究I」昭和46年8月
- 3) 同上: 「同上(II)」昭和47年8月
- 4) J. E. SPRUIELL, W. E. FETT and C. D. LUNDIN: *Welding J.*, 56(1977) 9, P. 289s
- 5) 金属材料技術研究所, 動力炉・核燃料開発事業団: 「高速実験炉構造材料のクリーブ試験に関する研究」昭和47年12月
- 6) I. OKANE, K. OSUMI: *Trans. NRIM*, 14(1972) 2 P. 67
- 7) 稲垣道夫, 中村治方, 頼娃一夫: *溶接学会誌*, 40 (1971) 6, p. 563
- 8) 山本正弥, 高橋英司, 松本陽二: *溶接学会講演概要*, 第13集(1973), p. 108
- 9) 田中 創, 買田邦雄: *溶接学会講演概要*, 第16集(1975), p. 196