AISI 304, 316 オーステナイト系ステンレス鋼溶接 継手のクリープ破断性質*

岡 根 功** 大 寿 美 幸 司**

Creep Rupture Properties of Welded Joints of Type AISI 304 and 316 Austenitic Stainless Steels*

by Isao Okane** and Koji Osumi**

Abstract

Some creep rupture properties at 600 and 700°C of type AISI 304 and 316 austenitic stainless steels, 30 mm in thickness, are discussed by comparing the test results between both welded specimens and observing the rupture region of welded joints macro-and microscopically.

The results are as follows:

(1) A difference in the creep rupture strength of welded specimens between the type 304 and the type 316 steels is hardly observed at 600°C. In the case of test temperature 700°C, however, the creep rupture strength of welded specimen of type 316 steel may tend to be lower than that of type 304 steel, as the rupture time becomes longer.

(2) A crack, leading to a creep rupture, propagates preferentially in the region having fine carbides scattered in the austenite matrix adjacent to delta ferrite. Consequently, it has become clear that the creep rupture strength of welded joints of austenitic stainless steels is affected by the metallurgical change at high temperature in a long period, in the vicinity of the interface between the delta ferrite and the austenite in the weld metal.

1. 緒 言

オーステナイト系ステンレス鋼は、優れた高温性能および耐食性を有しているため、原子炉、火力発電、化学工業などの圧力容器用部材として広く利用されている。これらの部材は、常時高温高压下で使用される関係上、その設計および施工に当たっては、材料の機械的性質、とくに、長時間高温性能をじゅうぶんに考慮しなければならない。本研究では、厚板の AISI 304 および 316 型オーステナイトステンレス鋼サブマージアーク溶接継手のクリープ破断性質を種々検討した。

2. 供試材料および実験方法

供試材料は、板厚 30 mm の AISI 304 および 316 型オーステナイトステンレス鋼板およびこれと同系の 4 mm 径サブマージアーク溶接用ワイヤ、フラックスで、その組成および機械的性質は Table 1 に示すとおりである。

溶接継手は、Fig. 1 に示す要領で作成した。すなわち、開先を図に示すように加工し、最初に V 側を被覆アーク溶接で 1 層溶接する。つぎに、サブマージアーク溶接で U 側を 3 層溶接して、V 側の最初の被覆アーク溶接部を裏ハツリする。以下、図に示す積層順序および溶接条件でサブマージアーク溶接を施工した後、余盛を削除し、溶接継手試験片を作成した。この試験片は、つぎの理由で Fig. 2 に示す形状寸法を採用した。すなわち、高温高压下で使用される溶接継手の設計資料は、少なくとも実物大に近い継手断面を有する大型試験片によるクリープ破断試験結果を基礎にすべきことが他の研究¹⁾で確かめられている。したがって、本研究においては、Fig. 2 に示す平行部断面 25 mm×40 mm、平行部長さ 160 mm の継手試験片を採用した。

クリープ破断試験は、上記継手試験片の溶接のままの状態のもの（以下 AW 継手試験片と呼称する）および応力除去焼なまし処理したもの（870°C×1.5 h 空冷、以下 SR 継手試験片と呼称する）について 600°C と 700°C で実施し、各継手試験片のクリープ破断性質を種々の角度より比較検討した。

* 原稿受付 昭和46年12月13日 (昭和45年度 秋季全国大会において発表)

** 正 員 金属材料技術研究所 Member, National Research Institute for Metals

(Plate and Wire)

Material		Element, Check analysis (%)									Mechanical*) Properties	
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	TS	Elong.
Plate	AISI 304	0.05	0.72	1.65	0.032	0.010	18.22	9.12	—	—	57.3	66.0
	AISI 316	0.06	0.68	1.84	0.037	0.006	17.41	11.48	—	2.40	56.8	66.2
Wire	AISI 304	0.026	0.37	1.91	0.026	0.005	20.32	10.06	0.11	—	—	—
	AISI 316	0.06	0.39	1.69	0.002	0.011	20.00	11.80	—	2.42	—	—

Remarks ; *) Mechanical Properties TS ; Tensile Strength (kg/mm²) Elong. ; Elongation (%)

Wire	Compositions (%)			
	SiO ₂	MnO	CaO	MgO
AISI 304	31.9	0.3	31.7	19.8
AISI 316	29.8	0.2	30.6	20.5

(d) Joint design

(b) Welding sequence

(C) Welding condition

Bead No.	Welding condition					
	Current (A)		Voltage (V)		Speed (cm/min)	
	AlSi 304	AlSi 316	AlSi 304	AlSi 316	AlSi 304	AlSi 316
1	360	350	34	30	30	35
2-12	400	400	35	30	30	30

Fig. 1 Joint design and welding conditions

Fig. 2 Size and shape of welded specimen

3. 実験結果

3. 1 クリープ破断強さ

Fig. 3 に、各継手試験片の600°C および700°C におけるクリープ破断試験結果を示す。図中、丸印および四角印は AISI 304 ステンレス鋼の AW 継手試験片および SR 継手試験片による結果を、また三角印および逆三角印は AISI 316 ステンレス鋼の AW 継手試験片および SR 継手試験片による結果をそれぞれ示している。なお、各記号の白と黒の色分けは、継手試験片の破断箇所が、それぞれ母材原質部および溶接金属部であることを示したも

のである.

クリープ破断試験結果で明かなように、AISI 304 ステンレス鋼と AISI 316 ステンレス鋼の溶接継手試験片のクリープ破断強さの差は、600℃ではほとんど認められない。しかし、700℃においては、破断時間が長くなるにしたがい、AISI 316 ステンレス鋼溶接継手試験片のクリープ破断強さは AISI 304 ステンレス鋼溶接継手試験片のクリープ破断強さよりも低下する傾向がみられる。いっぽう、AW 継手試験片と SR 継手試験片のクリープ破断強さの差は、600℃においてはほとんど認められない。しかし、700℃においては、破断時間が長くなるにしたがって、両鋼種とも、SR 継手試験片のクリープ破断強さは AW 継手試験片のそれに比してわずかに低下する傾向がある。

各継手試験片のクリープ破断箇所は、600°C では破断時間が約1,500 h、700°C では約200 hを境にして、これより短時間破断側では母材原質部、長時間破断側では溶接金属部であることが図の結果より明らかである。この破断箇所の遷移現象は、試験中における母材原質部と溶接金属部の材質の変化状況に起因するものと考えられる。一般に、溶接金属部は母材原質部に比べて成分的に非平衡な凝固組織を呈している。このため、高温加熱中の材質変化は母材原質部のそれよりも激しいことが想像され、たとえ短時間でのクリープ破断箇所が母材原質部であっても、長時間破断側になると、これが溶接金属部で起りうる可能性はじゅうぶんに考えられる。

3. 2 破断状態の観察

Photo. 1 は、溶接金属部破断の代表的な例を示したもので、いずれの破断状態も温度700°C、応力7kg/mm²の試験条件でクリープ破断したものである。また、写真中の AISI 304 ステンレス鋼の AW 継手試験片と S R 継手

Fig. 3 Stress-Rupture time lines of welded specimens at 600 and 700°C

Test temperature : 700 °C

Stress : 7 kg/mm²

Post-heat condition :

870 °C x 1.5 h, air cooling

Photo. 1 An example of creep rupture appearance of welded specimens at 700°C

試験片および AISI 316 ステンレス鋼の AW 継手試験片と SR 継手試験片の破断時間は、それぞれ 2,843 h, 2,271 h, 2,561 h および 1,520 h である。したがって、写真は AISI 316 ステンレス鋼溶接継手のクリープ破断強さが、AISI 304 ステンレス鋼溶接継手のそれよりも低下している場合の破断状態を示したものである。

写真で明らかなように、いずれの溶接継手試験片の破

断も溶接金属部のほぼ中央部で生じ、その破断線はジグザグ状を呈している。また、この主破断線近傍には多くのきれつが存在しているのが認められる。これらのきれつは、各破断写真の下に示した主破断線近傍の顕微鏡組織 (×100) より明かなように、いずれも溶接金属部の柱状晶成長方向に沿っている。また、主破断線近傍のきれつは、主破断線より二次的に派生したきれつ以外に、主破断線にほぼ平行な微小きれつの存在も観察される。

3. 3 破断きれつ発生個所の状況

Photo. 2 は、前述の主破断線近傍に発生した微小きれつ付近の組織を拡大して示したものである。なお、写真中には比較のため、試験前の組織も対応させて示している。この微小きれつは、主破断線と同様に溶接金属部柱状晶成長方向に沿って発生し、しかも互いにほぼ平行であることから、破断に至るきれつの初期の段階を示しているものとみなして差し支えない。写真中の白い部分は、柱状晶成長方向に沿ってオーステナイト地内に分布しているデルタフェライトである。このデルタフェライトは、AISI 304 ステンレス鋼溶接金属中では、小さく弧立化した状態で分布しているのに対し、AISI 316 ステンレス鋼溶接金属中では長く、しかも網目状に分布している。写真より明らかなように、きれつはいずれの溶接継手試験片においてもデルタフェライト周辺のオーステナイト地を選択的に進行しているのが観察される。なお、このきれつはデルタフェライト内部には進入せず、また、単独ではオーステナイト地内に存在していない。

きれつが発生しているデルタフェライト周辺のオーステナイト地に析出物が多く存在しているのが写真で明らかに認められる。試験前のデルタフェライト周辺のオーステナイト地には析出物の存在は認められないことから、上述の析出物は試験中、すなわち長時間高温加熱中に生成されたものであることが明らかである。この析出

Photo. 2 Photomicrographs of crack in vicinity of creep rupture line as shown in Photo. 1 (Echant : Kalling's and Murakami's reagents)

Photo. 3 Identification of carbide (Extraction replica)

物を抽出レプリカ法で抽出して電子線回折により同定した結果, AISI 304 ステンレス鋼溶接金属では主とし Cr₃C₂, AISI 316 ステンレス鋼溶接金属では主として Cr₂₃C₆ の炭化物であることが判明した. この炭化物の形態

ならびに電子線回折像を Photo. 3 に示す.

4. 考 察

一般に, Mo を含有した AISI 316 オーステナイトステンレス鋼は, AISI 304 オーステナイトステンレス鋼に比べ, その高温性能は優れている. しかし, 本研究の溶接継手では, とくに長時間破断側で AISI 316 ステンレス鋼溶接継手のクリープ破断強さは AISI 304 ステンレス鋼溶接継手のそれよりも低下する傾向を示した. 以下, この原因を考察しよう.

破断に至るきれつは, 前節の観察結果で溶接金属部柱状晶成長方向に沿って分布しているデルタフェライト周辺のオーステナイト地を選択的に進行し, デルタフェライト中やオーステナイト地中では単独に存在していないことが確かめられている. さらに, このきれつ進行経路に当たる領域にはクロム炭化物が多く析出していることも確かめられている. したがって, クリープ破断試験におけるきれつ進行領域の材質変化は溶接継手の破断寿命を左右する要因の一つといえる. 通常, オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属におけるデルタフェライトとオーステナイトの二相混合組織では, Cr, Mo などのフ

フェライト生成元素はデルタフェライト中に、C, Ni などのオーステナイト生成元素はオーステナイト中にそれぞれ濃化する²⁾。このような二相混合組織を高温で加熱すると、二相間境界で各元素はその濃度勾配に応じて拡散し始める。しかし、この拡散は各相内での元素の溶解度によって制約される。一般に、フェライト相でのCの溶解度は著しく小さく、本研究の試験温度700°C以下ではほとんど溶解しえないことが平衡状態図など³⁾より推察される。したがって、オーステナイト相中のCはフェライト相へは拡散しがたいといえる。いっぽうCrのオーステナイト相での溶解度は温度降下とともに徐々に減少するが700~600°Cの温度域では、まだかなりの溶解度を有し、上述のCの拡散の場合に比べフェライト相中のCrはオーステナイト相へ拡散しやすい。さらに、オーステナイト相中のCの拡散係数はフェライト相中の場合に比べて著しく小さいといわれている。以上のことから、本研究で観察されたクロム炭化物はデルタフェライト周辺のオーステナイト地に析出されることが推定できる。なお、このクロム炭化物の析出と同様にシグマ相の生成も考えられるが、本実験ではその存在は確かめられなかった。

本供試溶接継手の溶接金属でみられるようなデルタフェライト相とオーステナイト相が混在している組織においては、その二相間の境界部は一種の冶金的な切欠と考えられ、これが負荷された場合には応力集中個所になりうる。一般に、クリープ破断強さは、切欠の存在によって強化される場合と逆に弱化される場合とが考えられている⁵⁾。すなわち、供試材が著しく変形しやすい場合は、応力集中によって生ずる局所的な変形で切欠部の形状係数は小さくなる。このため、切欠部の応力集中度が緩和される結果、クリープ破断強さは強化される。これに対して、供試材が変形し難い場合は逆にクリープ破断強さは弱化する。本実験では、切欠が存在しているデルタフェライト相とオーステナイト相の境界に炭化物が加熱時間経過とともに析出し蓄積される結果、その領域の延性は次第に乏しくなるので、本供試溶接継手は切欠の存在によってクリープ破断性能が弱化する場合に相当しよう。したがって、前節で示したき裂発生個所、すなわち溶接金属部柱状晶成長方向に沿って分布しているデルタフェライト周辺のオーステナイト地は他の領域に比べき裂が発生しやすい状態にあるといえる。この結果、デルタフェライトが大きく網目状に分布している AISI 316 ステンレス鋼溶接継手は、AISI 304 ステンレス鋼溶接継手のように小さく孤立化してデルタフェライトが分布しているのに比べて、破断性能劣化域が連続しているのでき裂が進行しやすく、クリープ破断強さが長時間

破断側で低下する傾向にあることが推察できる。

通常、オーステナイトステンレス鋼の溶接に際しては、高温われ防止法の一つとして溶接金属中にフェライトを生成させる手段がとられている⁶⁾。しかし、この手段は、本研究で明らかなように長時間高温性能の面からは好ましい方法とはいえない。したがって、長時間高温下で使用される部材としてオーステナイトステンレス鋼を用いる場合、その溶接に際しては溶接金属中のフェライトの量、形状および分布状態をじゅうぶん吟味することが必要であろう。

5. 結 言

板厚 30 mm の AISI 304 および 316 オーステナイトステンレス鋼サブマージアーク溶接継手の 600°C および 700°C におけるクリープ破断性質を種々検討した。この結果、つぎのことが明らかにされた。

(1) AISI 304 ステンレス鋼溶接継手と AISI 316 ステンレス鋼溶接継手の 600°C におけるクリープ破断強さの差はほとんど認められない。しかし、700°C においては、破断時間が長くなるにしたがい AISI 316 ステンレス鋼溶接継手のクリープ破断強さは AISI 304 ステンレス鋼溶接継手のそれよりも低下する傾向が明らかに認められる。

(2) 870°C×1.5 h 空冷の後熱処理を行なった溶接継手のクリープ破断強さは溶接のままの溶接継手のそれに比べて、600°C ではほとんど差はないが、700°C では長時間破断側でわずかに低下する傾向がみられる。

(3) 各溶接継手試験片のクリープ破断個所は、600°C では破断時間が約で 1,500 h、700°C では約 200 h を境して、これより短時間破断側では母材原質部、長時間破断側では溶接金属部である。なお、溶接金属部破断の破断線は、各溶接層の柱状晶成長方向に沿ったジグザク状になっている。

(4) 溶接金属部柱状晶成長方向に沿って分布するデルタフェライト周辺のオーステナイト地に試験時間経過とともに炭化物が析出し、これが溶接継手のクリープ破断性能にかなりの影響をおよぼす。本研究では、この炭化物は主として Cr_3C_2 、 $Cr_{23}C_6$ の炭化物であった。

以上の結果から、オーステナイトステンレス鋼溶接継手を長時間高温で使用する場合、溶接施工時の欠陥防止のみならず、使用中の材質の経年変化による劣化対策をもあわせて考慮した上溶接材料および溶接条件を選定すべきであることを明確にした。

最後に、本研究の遂行に際して有益な御助言を賜った金属材料技術研究所稲垣道夫博士ならびに溶接施工に種々のご援助をいただいた日鉄溶接工業株式会社に深甚の謝意を表する。

文 献

- 1) I. Okane and M. Inagaki, "Creep Rupture Properties of Welded Joints [of Quenched and Tempered High Strength Steel]", Trans. of NRIM, Vol. 13 (1971), No. 1, 14-23
- 2) 日本金属学会・日本鉄鋼協会編, "鉄鋼材料便覧", 丸善株式会社, 1967, 649
- 3) 長谷川正義編, "ステンレス鋼便覧", 日刊工業新聞社, 1960, 13-82
- 4) J.E. Eckel, "Diffusion Across Dissimilar Metal Joints", W.J., Vol. 43 (1964), No. 4, 170s-178s
- 5) 宮川松男, "クリープ変形理論と設計", 日刊工業新聞社, 1963, 309-340
- 6) 橋口隆吉編, "金属学ハンドブック", 朝倉書店, 1964, 549

次 号 予 告

資 料

アーク溶接の完全自動制御法..... {荒井 田 吉 明
上 勝 敬

論文および報告

アルミニウムのガス・メタル・アーク溶接におよぼす..... {小 林 卓 郎
電極線中の合金元素の影響 小 山 真 弘

爆接オーステナイト系ステンレスクラッドの加熱に関する冶金的研究..... {立 川 逸 郎
小 田 勇

拘束継手における溶接割れの研究..... {明 石 重 雄
夏 目 光 尋

高窒素 18 Cr-10 Mn ステンレス鋼の溶接性について..... {沢 入 良 操
田 中 平

高張力鋼溶接ボンド脆性破壊の防止に関する研究 (第1報) {佐 藤 誠
中 杉 甫

サブマージアーク水平すみ肉溶接のビード形状について..... {坪 井 潤 一 郎
坂 本 浦 一 昇
美 彦

Trans-Varestraint 試験法による溶接金属の凝固割れ感受性の研究 (1) {仙 田 富 夫
松 高 野 久
渡 辺 太
小 林 明
松 坂 矯

海外研究所便り

ユーゴスラヴィア国立溶接研究所報告..... 尾 崎 律 夫

文 献 紹 介