308系溶接金属の高温特性に及ぼすVの影響*

財前 孝**, 青木 司郎**, 井上 史朗**, 鈴木 克巳**

Effects of V on the High Temperature Properties for the 308 Type Stainless Steel Weld Metals*

by Takashi Zaizen**, Shiro Aoki**, Shiro Inoue** and Katsumi Suzuki**

The effects of V on creep rupture properties and high temperature mechanical properties of 308 stainless steel weld metals for use of the welded joint of pipe and vessel in the fast breeder reactor are investigated and the results obtained are summarized as follows.

1) Tensile strength and rupture elongation of 308V weld metal almost coincide with those for SUS304 stainless steel in the temperature region between 500°C and 600°C.

2) Under certain circumstances the creep rupture strength and creep rupture elongation of 308V weld metal are higher in comparison with those for SUS304 stainless steel.

3) High temperature tensile properties of 308V weld metal are almost same as those for 308 weld metal, on the other hand creep rupture strength and creep rupture elongation of 308V weld metal are higher as compared with those for 308 weld metal.

4) Superior creep rupture properties of 308V weld metal as compared with those for 308 weld metal are caused by the following factors.

i) V contents in the austenite matrix of 308V weld metals are three and a half times to five times as much as that of 308 weld metal.

ii) Fine precipitates containing V are formed in the austenite matrix of 308V weld metal in the course of creep rupture test. These fine precipitates are difficult to remelt in the long time creep rupture test. V-less fine precipitates formed in 308 weld metal remelt in austenite in the creep process easily.

iii) When multiplied dislocations locked by fine precipitates, recovery and recrystallization are delayed in the creep process and high dislocation density is kept on the steady state creep process. Creep strength is strengthened progressed as described above.

iv) In proportion as fine precipitates remelt in the austenite, the precipitates in the δ ferrite gradually increase in quantity and in size, and the brittleness of the δ ferrite is progressed.

1. 緒 言

現在原子力発電はほとんど軽水炉で行われている。この原子炉の燃料として使用されるウラン-235は天然ウラン中僅か0.7%しか含まれていない。そのため軽水炉による発電を進めると20~30年で資源固渇問題に直面するといわれている。一方軽水炉で利用できないウラン-238を核燃料として利用できる高速増殖炉が完成すれば、発電コストは1/200以下になり、海水ウランの利用等燃料資源は無尽蔵となる。

高速増殖炉については、アメリカ、ソ連などの核先進国によって研究・実用化が進められて来た¹⁾。一方我国

でも1967年動力炉核燃料開発事業団が発足し、実験炉・実証炉の完成を進めている。高速炉の炉容器や配管機器は550℃前後の高温・腐食雰囲気中で長時間の使用に耐えることが要求され、SUS 304などのオーステナイト系ステンレス鋼が使用される。これらは溶接構造物として使用され、使用条件を十分満足する溶接部を作ることが重要な課題となり、このための溶接材料や溶接法の検討が要求された²⁾。

この他化学プラントにおけるリアクターなどでも高温使用部材としてオーステナイト系ステンレス鋼が広く使用されており、溶接部の高温特性向上に対する要求が極めて多い。

これらの要求に対して高温特性を改良するために308にVを0.1%添加したNi-Cr系耐熱オーステナイト系ステンレス308V^{3,4)}溶接材料などの試験が進められてい

*原稿受付 昭和56年9月11日(昭和53年度秋季全国大会にて発表)

**正 員 新日本製鉄(株)製品技術研究所 Member, Product Research & Development Laboratories Nippon Steel Corp.

る⁵⁾。

本報は 308 V 溶接金属が 308 溶接金属や SUS 304 に比べ高温引張りや高温クリーブ破断特性が優れていることを明らかにし、さらに溶接凝固時およびクリーブ過程における V が高温特性に及ぼす作用を金属物理学的な観点から明らかにしたものである。

2. 実験方法

一般市販の 308 系ステンレス鋼ワイヤ (1.6 mm ϕ) および真空溶解炉により溶製した 308 V ステンレス鋼ワイヤ (4.0 mm ϕ or 1.6 mm ϕ) を用い、Fig. 1 (A)(D) の開先を切削加工した SUS 304 の厚板にサブマージアーク溶

Fig. 1 Groove geometries sampling positions and the dimensions of the specimens

接 (SAW), 手溶接 (SMAW) および TIG 溶接を行った。Table 1 に母材と溶接金属の化学成分および溶接条件を示す。

同表の試験片 S, T, U は高速増殖 (C) の炉体およびパイプ部材 SUS 304 用の溶接材料として開発した 308 V 溶接金属から採取した JIS 規格による標準試験片である。

クリーブ破断伸びや引張破断伸びの大きさには試験片の形状効果があるので、標準試験片を用いないと例えば SUS 304 などの他の試験結果と比較することは難かしい。このため 308 V 溶接金属の伸びを比較する場合は Fig. 1(c) のような標準試験片を用いて試験を行った。これに対し引張強さやクリーブ破断強さに対しては形状効果が少ないので微小試験片による試験結果と SUS 304 の結果とを比較した。また V の効果を見る場合には微小試験片による試験結果を比較して行った。すなわち Table 1 に示す試験片において溶接金属 A, B, C, D については Fig. 1(E)(F) に示す要領で、微小試験片を採取し、S, T, U からは Fig. 1 (B)(C) の要領で規格試験片を採取した。なお S, T, U 材を用いた常温の引張試験は JIS A 1 号試験片で行った。

ミクロ観察は次の要領で進めた。クリーブ破断後の試験片破面近傍から、長手方向に直角に厚さ 0.3 mm の薄片を切出し、これより電子顕微鏡用薄膜試験片を製作した⁶⁾。

走査型電顕による破面観察は、高温引張またはクリーブ破断後の破面について行った。

EPMA によるミクロ分析と光学顕微鏡組織観察は同じ試験片で行った。すなわち試験破断後溶接金属部を破面から 10~15 mm 長手方向に直角に切出し、さらに長

Table 1 Chemical compositions and welding conditions

Material	Mark	Chemical composition of the weld metal											Welding conditions					
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	V	Nb	N	O	Delong δ_F (%)	Welding current (A)	Welding voltage (V)	Welding speed (cm/min)	Heat input (kJ/cm)	Gas (L/min)
308V TIG	A	0.055	0.25	1.68	0.030	0.004	10.15	19.72	0.092	0.015	0.0326	0.0028	5.0	150	13	15	7.8	20
308V SAW	B	0.052	0.36	1.42	0.031	0.004	10.20	19.54	0.079	0.010	0.0252	0.0789	6.0	200 250	27	50	6.5 8.1	
308 TIG	C	0.038	0.51	1.17	0.021	0.005	9.98	19.40	0.049	0.005	0.0282	0.0042	8.0	200	12	13	11.1	20
308 SAW	D	0.035	0.56	1.16	0.018	0.004	9.47	20.21	0.044	0.005	0.0374	0.0603	12.0	200 250	27	50	6.5 8.1	
308V SAW	S	0.058	0.52	1.68	0.034	0.004	9.4	19.3	0.110	—	0.0154	—	7.6	500	34	40	22.5	
308V SMAW	T	0.058	0.25	2.03	0.033	0.003	10.7	19.4	0.085	—	0.0352	—	2.0	135	22	15	11.9	
308V TIG	u*	0.052	0.18	1.78	0.030	0.003	10.23	20.11	0.120	0.002	0.0160	0.0098	7.6	200	11	15	8.8	
SUS 304 Base metal		0.036	0.44	1.21	0.014	0.003	9.78	19.75	0.051	0.005	0.0167	0.0054	* Chemical composition of the wire					

手方向に切半し, この切断面を研磨面にして伝導性樹脂に埋込み, 研磨後酢酸カドミウム電解液, 苛性ソーダ電解液で電解腐食したものについて組織観察や EPMA によるマイクロ組成の分析を行った。

1部のは抽出レプリカによるマイクロ観察を行った。レプリカ試料の採取は長手方向切断面で行った。

3. 実験結果

3.1 308 V 溶接金属と SUS 304 の機械的性質の比較

常温および高温の引張破断強さや破断伸びについて, 既に報告されている SUS 304 や 20 Cr-11 Ni 溶接金属⁷⁻⁹⁾の結果と 308 V 溶接金属について測定した結果を Fig. 2(A)(B) に示した。同図において SUS 304 の測定値の範囲は 1 点鎖線で囲まれた領域で示した。

Fig. 2(A) Temperature dependences of the tensile strengthes for SUS 304 and 308 type stainless steel weld metals

Fig. 2(B) Temperature dependences of the tensile rupture elongations for SUS 304 and 308 type stainless steel weld metals

308 V 溶接金属の引張強さは SUS 304 とほぼ等しくその下限以上で, 伸びは SUS 304 の測定範囲内にある。

550℃におけるクリープ破断強さと破断伸びを 308 V 溶接金属と SUS 304 について比較した結果を Fig. 3 (A)(B) に示した。

Fig. 3(A) Creep rupture strengthes for the SUS 304 stainless steel and 308 type stainless steel weld metals at 550°C

Fig. 3(B) Creep rupture elongations for the SUS 304 and 308 type stainless steel weld metals at 550°C

308 V 溶接金属のクリープ破断強さは SUS 304^{7,9)} の下限以上で上限を越える場合もあり, クリープ破断時間一応力線図の勾配が小さく長時間側の強さは SUS 304 の上限より大きい場合がある。

クリープ破断時間一破断伸び線図を Fig. 3 (B) に示した。同図から判るように 308 V 溶接金属 S. TU のクリープ破断伸びは SUS 304 のクリープ破断伸びの上限近傍にあり, 上限より大きいものもある。

以上のように 308 V 溶接金属の高温特性は SUS 304 に比べ同等またはそれ以上あることが判った。

3.2 308 V と 308 溶接金属の機械的性質の比較

高温引張強さ, 伸び・絞り, 308 V と 308 の TIG 材について比較したものを Fig. 4 に示した。同図から判るように 500~600℃間で 308 と 308 V 間では差は認められない。

Fig. 4 Temperature dependences of the tensile properties for 308 and 308V stainless steel weld metals (TIG weld)

550℃におけるクリープ破断強さを 308 V と 308 の TIG 溶接金属について比較した結果を Fig. 5 に示した。例えば 550℃ 300 hr の 308 V のクリープ破断強さは 308 より 5 kg/mm² 高くこの差は長時間側ではさらに大きくなる傾向がある。

Fig. 5 Creep rupture strengthes for 308 and 308V weld metals

クリープ破断強さを測定したものについてクリープ破断伸びを調べたが, 308 V は 308 に比べクリープ破断伸

びは Fig. 5 の () 内に示すように優れていることが確認されている。

3.3 光学顕微鏡組織

高温におけるクリープ破断・引張破断後、破面近傍の破面直角断面を光学顕微鏡で観察すると、例えば Fig. 6 に示すように、ほぼ同一方向に成長している δ フェライトの 1 つの集団 (δ フェライトコロニー) とこれに隣接している δ フェライトコロニーとの境界 (オーステナイト粒界と推察される) 近傍の δ フェライトに割れが発生し (Fig. 6 矢印) δ フェライト間を通して伝播している場合が屢々観察された。このように δ フェライトは割れと密接なかわりをもつと考えられたので、 δ フェライトの内部構造およびこれとかかわりをもつオーステナイト組織を電子顕微鏡によって詳細に調べることにした。

3.4 薄膜による電子顕微鏡組織

TIG 溶接を行った 308 および 308 V 溶接金属の 550℃ のクリープ破断後の薄膜による電子顕微鏡組織を Fig. 7 (A)(B) に示す。308 は 308 V に比べ析出物が形成され易い δ フェライトが多い。特に δ フェライト内に群状に発達した粒状析出物 (Fig. 7 (A) 矢印 a) は 308 V TIG 材

には少ない。

析出物の多い 308 の δ フェライト周辺の転位密度は 308 V より少ない。 γ 内の転位は 308, 308 V いずれもセルを形成しているが、308 V の方がセルの径が小さい。

図に附記したように 308 V のクリープ破断時間は、308 の約 3 倍でしかもクリープ破断応力は 2 kg/mm^2 高い。したがってクリープに伴う回復再結晶は 308 V の方が進んでいるはずである。しかし実際には Fig. 7 (A)(B) の比較から判るように γ 内セル構造に見られる回復・再結晶は 308 の方が 308 V より進んでいる。このように V 添加はクリープ過程で γ 内の回復を遅らせる効果が顕著であることが判る。

これは Fig. 7 (B) の矢印 b に示すように γ 内に生成された微細析出物がクリープ中で消滅せず、転位を拘束しているためである。同図矢印 b_2 を拡大したものを Fig. 7 (C) 矢印 b_2 に示した。数 100 Å の微細析出物が転位を拘束している状態が判別できる。

γ 内微細析出物の分布状態を明確にし、ミクロ組織を調べるため、308 V SAW 溶接金属を 550℃, 18 kg/mm^2 3000 hr のクリープ試験後試験機からはずし、長手方向に切断しこの断面から抽出レプリカを採取しこれによる

Fig. 6 Micro cracks at the δ ferrites for the creep ruptured weld metal (TIG weld)

Fig. 7 Transmission electron microphotographs for the TIG arc welded 308 type stainless steel weld metals after creep rupture tests at 550°C
(A) 308 550°C 31 kg/mm^2 145 hr (11 kJ/cm)
(B) 308V 550°C 33 kg/mm^2 456.9 hr (7.2 kJ/cm)
(C) " "

走査透過電子線像と非分散型X線分析装置(EDX)による微細析出物の定性分析結果をFig. 8に示した。(A)の矢印Aの近傍の高倍率組織が(B)である。また矢印1, 2, 3, 4で示す物質のマイクロ分析結果を検量線1, 2, 3, 4で示した。

(B)と検量線(4)から308V溶接金属 γ 内には、100Å程度の微細析出物が長時間クリープによっても溶けずに数1000Åの間隔で存在しており、この微細析出物中にVが存在していると判断される。Fig. 7(C)矢印 b_2 から判るようにこれら微細析出物は転位運動を拘束している。また δ フェライト内の析出物Fig. 8(A)矢印1, 2にはVが含まれている。同図矢印3は介在物で検量線3はその組成を示す。

Fig. 8 Fine precipitates formed in the course of the creep tests at 550°C and their micro analysis by EDX

3.5 走査型電子顕微鏡による破面観察

TIG溶接した308および308Vのクリープ破断後の破面組織の1例をFig. 9に示す。同図から判るように308の低倍率破面組織(A)には γ 結晶粒と同程度(Fig. 6)の数100 μ の凹み(矢印C)が多く、その周囲にはしわ状の細い線が多数見られる。これを高倍率で観察するとFig. 9(B)(C)矢印dのように δ フェライト網の径(10~30 μ)とほぼ同間隔で細長い(長さ30 μ 前後)割れに似たDimple-Patternが認められ、この細長いDimple-Patternの間には細かい(約1 $\mu\phi$)Dimple Patternが見られる(Fig. 9(C)矢印e)。

308Vの低倍率破面組織はFig. 9(D)のように滑らかな組織が優先しており、308に多く見られる凹みは少ない。この滑らかな組織は高倍率で観察するとFig. 9(E)(F)から判るように δ フェライト網と大きさや形が似たDimple

Fig. 9 Scanning electron microphotographs for the TIG welded metals of the 308 and the 308V stainless steels after creep rupture tests

Pattern (矢印f) からできていることが判る。

このようにV添加材308Vのクリープ破面には、割れに似た細長いDimple Patternが少なくなり、 δ フェライト網に似たDimple Patternが多くなる。

3.6 EPMAによるマイクロ偏析の調査

薄膜による電顕観察によってクリープ過程における γ 内に生成される微細析出物の熱的安定性や、 δ フェライト内に生成・発達する析出物の程度が308Vと308とで異なることが明らかにされた。

クリープ過程におけるこのような組織変化は溶接凝固過程における、 γ や δ フェライトのマイクロ組成と強い関係があると考えてこの点を調査した。まずEPMAによって溶接まま溶接金属における δ フェライトや γ の組成を308および308Vについて調べた。

測定結果をFig. 10に示す。図中の1点鎖線はTIG溶接金属のマクロ的な化学分析値を示す。Ni, Mn, Si, Pの値はEPMAによる γ のマイクロ分析値と化学分析値がほぼ等しく、EPMAによるマイクロ分析値が定量的な意味を持つことを示している。Fig. 10から次の点が明らかにされた。

(1) Si, Crなどのフェライト形成元素およびV, Pなどは δ フェライト内含有量の方が γ 内含有量より多い。

(2) 溶接ままの状態ではVの平均含有量が0.04%の場合 γ 内V量は0.02%であり、この際 δ フェライト内の

Fig. 10 Micro analysis for the ferrite and austenite of the 308 and the 308V stainless steel weld metals by EPMA

V量は0.035%~0.09%となる。Vの平均含有量が0.09%になると γ 内V量は0.07%以上になり、 δ フェライト内V量は0.1~0.17%となる。このようにV含有量が少ない場合 γ 内に分配されるVの割合は少ないが、含有量が多くなると γ 内に分配される割合が大きくなる。

次に高温クリープ過程における δ フェライト内の変化を調べ溶接ままの状態と比較した。クリープ中 δ フェライト内の析出は全ての δ フェライトに一様に起こらず特定の δ フェライトに起こり、同一 δ フェライト内でも特定の部分に偏析する場合が多い。Fig. 11(A)(B)(C)は308V SAW溶接金属の溶接まま材およびクリープ破断後の δ フェライト内組織を示す。Fig. 11(A)矢印fは溶接まま材の δ フェライトを示し、この点のマイクロ組成は表2に示すように、Cr量は22.4%でNiは5.2%、Vは0.15%である。Fig. 11(B)(C)はクリープ破断した同一試験

Fig. 11 Microphotographs for 308V stainless steel weld metals before and after creep rupture test

Table 2 Chemical compositions of the δ ferrites before and after creep rupture test by EPMA

Photo.	Mark of arrow	Si	Mn	P	Cr	Ni	V	Specimens
A	f	0.64	1.32	0.054	22.4	5.2	0.15	As weld
B	g	0.56	1.07	0.092	22.3	5.2	0.09	creep ruptured
"	h	0.46	1.36	0.046	20.0	8.26	0.08	"
C	i	0.38	1.68	0.038	18.3	9.4	0.06	"

片の δ フェライトを示す。同じ試験片でも矢印gのように析出の進んでいない δ フェライトや矢印iのように析出が進んだ δ フェライトが存在する。またFig. 11(B)のように同一フェライトでも、矢印gのように析出の進んでいない部分と矢印hのように析出の進んだ部分がある。矢印g, h, i部のマイクロ分析値をTable 2に示したが、析出の進んでいない部分矢印gのCr, Ni量は溶接ままの δ フェライト矢印fと同じであるが、析出の進んでいる矢印hではCr量が減少しNi量が増加している。析出が最も進んでいるi部ではこの傾向がさらに強くなっている。

4. 考 察

高温における機械破断面近傍組織では、割れは γ 粒界近傍の脆化した δ フェライトを起点とし δ フェライト間を伝播して進行することから、溶接金属脆化現象は δ フェライトの脆化と強いかわりがあると考えられる。

一方高温クリープ変形は粒界のへり変形や、粒内の塑性変形によって進行するといわれている^{10,11)}。クリープ破断後の組織は溶接まま材に比較して、(1) γ 結晶粒が変形している (Fig. 6), (2) 細長いセルが多くなる (Fig. 7), (3) δ フェライトが細長くなる (Fig. 7) ことなどから、結晶の塑性変形が進んでいることが推察される。また同時に粒界近傍に割れが多い (Fig. 6) ことは粒界の粘性流動も併行して進んでいると理解できる。

クリープ過程における結晶の変形はへり面における転位の運動を伴う。転位を移動させるに必要な力は結晶内の転位密度、溶質原子の偏析、微細析出物間隔などの影響を強く受けると考えられる^{12,13)}。

溶接金属の高温での脆化と強さを支配する主要因を δ フェライトの脆化と転位組織と考え、これらに及ぼすVの作用について考察を進めた。

4.1 クリープ破断強さに及ぼすVの作用

高温クリープ過程において308系溶接金属の γ や δ フェライトに形成される析出物の特徴は、溶接凝固時すでに決められている析出物形成元素の偏析や、 $\gamma \cdot \delta$

フェライトへの配分によって大きな影響を受ける。

308にVを添加した 308 V の溶接凝固組織における, 偏析や主要成分の分配を調べこれと析出物の特徴との関係をまず調べた。

化学分析による308のV量は0.04~0.05%で 308 V は0.09%である。この場合 EPMA によるマイクロ分析では γ 内V量は308で0.02%, 308 V では0.07~0.1%となり, 308 V は308の3.5~5倍になる。

308 V 溶接金属はクリープ中 γ 内にVを含む数100 Åの微細析出物が形成される (Fig. 7(C), Fig. 8)。この析出物はVを添加しない308の微細析出物に比べクリープ中溶解し難く, 例えば550℃, 3000 hr のクリープ後でも数1000 Å 間隔で存在している (Fig. 8)。

微細析出物の多くはクリープ過程で増殖した転位線上に存在して転位を拘束し, 308 に比べ転位を消滅し難くしている。この拘束転位は増殖された自由転位とからみ合って転位密度を高める。

このように 308 V に形成された微細析出物はクリープ中容易に消滅せず, 析出硬化因子として作用するだけでなく, 定常クリープが進行する際, γ 内転位密度を高める。このためクリープ破断強さが高められる。またクリープ破断時間-応力線図において, 長時間側になるほど Fig. 5 に示すように308 V と308のクリープ破断強さの差が大きくなるのは, 308の場合 γ 内微細析出物が時間経過と共に溶解し転位に対する拘束力が消滅するのに対して, 308 V の微細析出物は長時間のクリープでも溶解せず, 転位に対する拘束力を持続し得るためであろう。

4.2 クリープ破断伸びに及ぼす V の作用

308系溶接金属の主な組織は, 硬さなど機械的性質の異なった, δ フェライトと γ とから成る。高温クリープ過程で析出物の生成や溶解・再析出が起こるが, 特に群状に発達した粒状析出物や δ フェライト内粗大析出物の形成は, 均一に進行せず特定の δ フェライトや1つの δ フェライトの特定の部分に偏析する傾向が強い。

これら偏析部と γ は硬さ・伸び・弾性係数など機械的・物理的性質が異なるため境界はクリープ応力下で割れが起こり易くなると思われる。クリープ中 γ 内微細析出物が溶解し再析出する過程で δ フェライトやその近傍に群状に発達した析出物が形成される。この段階では γ 内析出物の減少に伴行して, セル内の転位が減少する (Fig. 7(A))。Vを含む微細析出物が容易に溶解・再析出せずに長時間存在して, 転位を拘束しセル内転位密度の高い状態を維持しうるので 308 V (Fig. 7(B)) には群状析出物は発達し難い。

δ フェライトがクリープ割れの起点であることは Fig. 6 から推察できるがクリープ破面からもある程度推定で

きる。

クリープ破断後の破面観察では, 308の場合には γ 粒と同程度の凹みが多く, 低倍率 SEM 組織に見られる凹み周辺のしわは, 高倍率での観察により, δ フェライト間隔と同程度の間隔で形成された細長い, Dimple Pattern であること, また 308 V の場合には凹みや細長い Dimple Pattern は少なく, δ フェライト網に似た Dim Dimple Pattern が形成されていることなどの観察結果は次のように理解できる。

Dimple-Pattern は材料の中で原子結合の弱い原子間に, クリープなどの外部応力のもとで, 割れが生成・発達して形成されるものであり, Dimple-Pattern の形態と原子結合の弱い部分の形態とは対応していると考えられる。したがって 308 V の場合には δ フェライト・ γ 境界がほぼ均一に脆化しこれらの部分が一樣に Dimple-Pattern を形成するのに対し, 308の場合には脆化の著しい界面, 例えば群状に発達した粒状析出物群と γ の界面などが形成されこれらが割れの起点になると考えられる。

このためクリープ過程での局所的な脆化は 308 V は 308 に比べ発達し難いと判断された。

5. 結 言

Vを添加した 308 V 溶接金属の高温機械的性質クリープ破断特性を調べ次の点を明らかにした。

1. 308 V 溶接金属の高温引張強さ・破断伸びは SUS 304 の測定値のばらつきの範囲内にあり, クリープ破断強さ, クリープ破断伸びは SUS 304 のばらつきの範囲内または上限以上である。
2. 308 V と308溶接金属を比較すると, 高温引張強さ・破断伸び・絞り等は等しいが, クリープ破断強さ・クリープ破断伸びは 308 V の方が優れている。例えば550℃ 100 hr のクリープ破断強さは 308 V の方が 5 kg/mm² 以上強く, 破断時間が長くなるほど差は大きくなる。
3. 308 V 溶接金属の優れたクリープ特性は以下の諸因子によって附加されたものと思われる。

(1) 溶接凝固時 308 V の γ 中V量は308の3.5~5倍あり, これにより高温, 長時間のクリープでも溶解し難い, Vを含む数100 Å の微細析出物が形成される。Vを含まない微細析出物はクリープ中溶解し易い。

(2) γ 内微細析出物はクリープ中の増殖転位を拘束して, クリープ過程における回復現象を遅らせて, 転位密度の高い状態を保持し, この状態でクリープが進行するためにクリープ破断強さが高くなる。

(3) γ 内微細析出物がクリープ中 γ 内で溶けると δ

フェライト内に再析出して群状析出物や粗大析出物に成長し、 δ フェライトの脆化を促進し割れ起点となり破断伸びを低下させる。

(4) 308 TIG 溶接金属のクリープ破面には γ 結晶粒と同程度の凹みがあり、この周辺の低倍率組織は彎曲した γ 線模様であるが高倍率組織では細長い割れと見られる Dimple Pattern となっていて、この形状、大きさ、分布間隔から、析出物によって脆化された δ フェライトを起点とした割れと考えられた。308 V のクリープ破面には δ フェライト網状の Dimple Pattern が見られ、細長い割れと見られる Dimple Pattern は少ない。これは 308 V の場合には、 δ フェライトの脆化がほぼ均一に進み、308 のように脆化の著しい δ フェライトが少ないためであると考えられる。

参 考 文 献

- 1) 三島, 大山: 100万人の原子力(応用編) アダネ, 1972.
- 2) 日本溶接協会: 高速炉構造用ステンレス鋼の溶接施工に関する研究(Ⅱ) S 48年 8 月
- 3) 中沢, 安保: Ni-Cr 系耐熱性オーステナイトステンレス鋼 特開昭 51-41617 S 51.4.8
- 4) 財前, 青木, 鈴木: 耐高温クリープ性の優れたオーステナイトステンレス溶接用ワイヤ 特開昭 56-53897 S 56.5.13
- 5) 日本溶接協会, 原子力研究委員会, PFW 小委員会, A グループ: 高速炉構造用溶接材料の評価試験, 成果報告書, 1980年 3 月
- 6) 財前, 常富, 青木, 鈴木, 板東: 308型溶接金属に及ぼす熱サイクルの影響, 溶接学会全国大会講演概要集, (1981) 28集 p. 5
- 7) 学振129委員会: 金属材料の高温強度データ集, (1968), 賢養堂, p. 51, 93, 106, 109, 113, 115, 117
- 8) Howard R. Voorhees and James W. Freeman: The elevated-temperature properties of weld-deposited metal and weldments, ASTM., STP., 226, p. 75
- 9) 日本鉄鋼協会: 金属材料の高温強度データ集: 第2編, ステンレス鋼編 (1975), p. 83
- 10) 日本金属学会編: 格子欠陥と金属の機械的性質: 丸善, 1967, p. 55
- 11) G. Bernasconi and G. Piatti: Creep of engineering materials and structures, Applied science publishers LTD. London, 1978, p. 16
- 12) F.R.N. Nabarro: Dislocations in Solids Vol. 4, Dislocations in Metallurgy, North-Holland Publishing Company, Amsterdam-New York, Oxford, 1979, p. 148
- 13) 幸田: 一構造欠陥を主にした一金属物理学序論, コロナ社, 1965年, p. 307

軟鋼および高張力鋼溶接金属の転位密度 に及ぼす冷却速度の影響*

益 本 功**, 須 賀 久 明***

Effect of Cooling Rate on the Dislocation Densities of Mild Steel and High Tensile Strength Steel Weld Metals*

by Isao Masumoto**, and Hisaaki Suga***

Transmission electron microscopic observation revealed the dislocation structure of various ferrites in mild steel and high strength steel weld metals. On the basis of these results the toughness of these steel weld metals was discussed. The main results were in the following.

(1) Dislocation density in ferrite of these weld metals increased with cooling rate of 10 to 1000°C/sec at solidification. The Dislocation densities ranged over 5.0×10^9 to $1.5 \times 10^{10}/\text{cm}^2$ for mild steel weld metal and 1.0×10^{10} to $3.0 \times 10^{10}/\text{cm}^2$ for high strength steel weld metal.

(2) Significant decrease of dislocation densities of as-deposited weld metals was observed after the following weld pass.

(3) Brittle-ductile transition temperature of these steel weld metals depended on not only the ferrite size but also the dislocation structure in ferrites.

*原稿受付 昭和56年9月16日(昭和56年度春季全国大会にて発表)
**正 員 名古屋大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Nagoya University
***正 員 名古屋大学工学部(現在, 三菱金属(株)中央研究所) Member, Faculty of Engineering, Nagoya University (Present Address: Mitsubishi Metal Research Institute)

1. 結 言

鋼溶接金属の靱性を決定するパラメーターとして結晶粒度, セメントライト量, パーライト量, 粒界炭化物の厚さ, 転位密度など種々の材料因子が挙げられる。結晶粒