

# 極低温におけるオーステナイト系ステンレス鋼 溶接材の高サイクル疲労特性

由利 哲美\*・緒形 俊夫\*・斉藤 正洋\*<sup>2</sup>・平山 義明\*<sup>2</sup>

High Cycle Fatigue Properties of Austenitic Stainless Steel Welds at Cryogenic Temperatures

Tetsumi YURI, Toshio OGATA, Masahiro SAITOU and Yoshiaki HIRAYAMA

**Synopsis :** High cycle fatigue properties of base and weld metals of SUS304L and SUS316L and the effects of welding structure and  $\delta$  ferrite on the fatigue properties have been investigated at cryogenic temperatures in order to evaluate the long-life reliability of the structural materials used in liquid hydrogen huge tankers or storage tanks and to develop a welding process for those applications.

The S-N curves of base and weld metals shifted to higher stress or longer life side with a decrease in test temperature. The ratio of fatigue strength at  $10^6$  cycles to tensile strength of the weld metals were 0.35 to 0.7 and getting lower than those of base metals with decreasing temperature. Fatigue crack initiation site of SUS304L weld metals initiated almost at blow holes of approximately 200~700  $\mu\text{m}$  diameter, and that of SUS316L weld metals initiated at a virtual crack. A virtual crack of SUS316L weld metal was caused by carbides of  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , and Al/Mn oxides, which were formed at weld pass interface boundary during welding. The decrease in fatigue strength at  $10^6$  cycles at cryogenic temperatures was due to very small welding defects and a virtual crack. Although  $\delta$  ferrite reduces toughness at cryogenic temperatures, the effects of  $\delta$  ferrite on high cycle fatigue properties are not clear or significant.

**Key words:** austenitic stainless; weld metal;  $\delta$  ferrite; high cycle fatigue; liquid helium temperature.

## 1. 緒言

近年、二酸化炭素・メタン等による地球温暖化への影響、フロン層のオゾン層破壊による人体への影響といった地球環境問題が重要視されている。このような中で、次世代のエネルギーとしてこれまでの化石燃料に依存しないクリーンなエネルギーが考えられており、NEDO（新エネルギー・産業技術総合開発機構）を中心にWE-NET（水素利用国際クリーンエネルギーシステム技術）プロジェクトが平成5年度から開始され、水素の有効利用が検討されている<sup>1,2)</sup>。

WE-NETプロジェクトでは、液体水素大量貯蔵タンク、液体水素大量輸送タンカーといった大型構造物を対象としているが、このような液体水素環境で使用される構造物材料においては、極低温かつ水素環境下で長時間使用されること、種々の溶接方法が適用されること、また複雑な荷重条件が加わること等、従来の使用条件とは大きく異なると考えられる。

大型構造物の長期にわたる信頼性を評価するには、疲労特性は重要である。オーステナイト系ステンレス鋼は極低温域で使用実績はあるものの、溶接部の極低温域での疲労特性に関するデータは少なく、特に、溶接材の液体水素温度以下における長時間の疲労特性に及ぼす $\delta$ フェライト

の影響等を系統的に調べた研究は少ない。

オーステナイト系ステンレス鋼の溶接材の高温割れ防止には、オーステナイト中の $\delta$ フェライト量を制御することが極めて有効であり、通常室温で約5%以上の $\delta$ フェライトが含まれている<sup>3)</sup>。 $\delta$ フェライトはbcc構造であるため、低温で脆化することが知られている。これまでに、液化天然ガス温度以下から液体ヘリウム温度域までの、オーステナイト系ステンレス鋼溶接材における $\delta$ フェライトの機械的性質に及ぼす影響についての報告としては、 $\delta$ フェライト量の増加に伴い静的強度は上昇する<sup>4)</sup>が、韌性は低下する<sup>4-8)</sup>、 $\delta$ フェライトが疲労き裂の進展を速める<sup>9)</sup>等がある。脆化の原因としては、き裂が $\delta$ フェライトあるいは $\delta$ フェライト/オーステナイト界面を優先的に伝播する<sup>4,5)</sup>、 $\delta$ フェライトの析出形態が関与している<sup>10)</sup>、また溶接部のような凝固組織の場合、不純物元素が最終凝固部に濃縮することや、多層溶接の場合は再熱の影響で炭化物等が析出する<sup>7,8,11,12)</sup>こと等も報告されている。しかしながら、液体水素温度以下における高サイクル疲労特性に及ぼす $\delta$ フェライトの影響については、十分な検討はなされていない。

本研究では、オーステナイト系ステンレス鋼のSUS304LおよびSUS316L溶接材の厚板材を用いて、液体ヘリウム温度における高サイクル疲労特性を求め、疲労特

平成10年5月13日受付 平成10年9月8日受理 (Received on May 13, 1998; Accepted on Sep. 8, 1998)

\* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305-0047)

\*<sup>2</sup> 三菱重工業長崎研究所 (Nagasaki Research & Development Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of base and weld metals for SUS304L and SUS316L (wt%) and volume contents of  $\delta$  ferrite (%).

Materials		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N (ppm)	O (ppm)	H (ppm)	$\delta$ ferrite (%)
Base	SUS304L	0.017	0.56	0.87	0.031	0.0021	9.05	18.33	0.17	0.24	412	28	1.7	—
	SUS316L	0.022	0.52	0.85	0.026	0.0005	12.09	17.59	2.13	0.28	380	15	3.2	—
Weld	W304L	0.014	0.40	1.51	0.021	0.003	9.74	19.08	0.01	—	350	40	1.3	10.5
	W316L	0.013	0.41	1.43	0.019	0.002	12.08	19.03	2.03	—	300	25	0.8	9.9

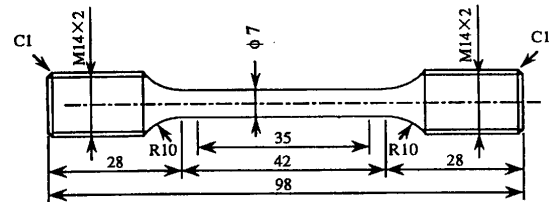
Table 2. Chemical compositions of wires used in this study (wt%).

Wires	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N (ppm)
Y308	0.020	0.40	1.50	0.022	0.0021	10.12	19.65	—	335
Y316	0.020	0.40	1.49	0.021	0.0023	11.96	17.59	2.01	337

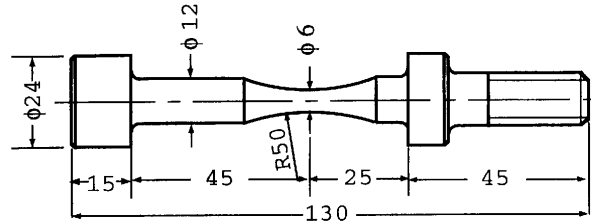
Table 3. Tensile properties of base and weld metals for SUS304L and SUS316L at 293K, 77K and 4K.

Materials	T (K)	YS (MPa)	TS (MPa)	$\epsilon$ (%)	$\phi$ (%)
SUS304L (Base)	293K	251	592	69.5	80.4
	77K	350	1557	40.0	65.7
	4K	389	1727	36.5	54.0
W304L (Weld)	293K	402	577	56.4	81.3
	77K	383	1371	41.6	54.7
	4K	470	1563	34.0	36.6
SUS316L (Base)	293K	256	575	61.0	82.5
	77K	403	1300	54.9	71.8
	4K	561	1536	49.0	53.5
W316L (Weld)	293K	453	582	54.6	74.1
	77K	565	1229	49.8	57.6
	4K	678	1403	34.6	25.2

T:Temperature YS:Yield strength TS:Tensile strength  
 $\epsilon$ :Elongation  $\phi$ :Reduction of area



(a) Tensile specimen



(b) Fatigue specimen

Fig. 1. Dimensions of tensile and fatigue specimens (mm).

性に及ぼす溶接組織および $\delta$ フェライトの影響を検討した。

## 2. 供試材および実験方法

### 2.1 供試材

供試材は、市販材の SUS304L および SUS316L を用いた。電気炉溶解、AOD (Argon Oxygen Decarburization) 精錬後、板厚 28 mm に熱間圧延し、その後 SUS304L は 1040°C-5 min 保持、水冷、また SUS316L は 1100°C-5 min 保持、水冷の溶体化処理を施されたものである。それぞれ、これを母材とした。化学成分は、Table 1 に示す通り JIS G4304 を満たしている。

溶接材は、母材より 28 tmm × 200 W mm × 1000 L mm の板を切りだし、2 枚 1 組で溶接長さ約 1000 mm の突合わせ継手を製作した。溶接棒は、DeLong の組織図<sup>13)</sup>に基づき Cr および Ni 量を調整したもので、 $\delta$ フェライト量が 10% 程度になるものを用いた。また化学成分は Table 2 に示すが、それぞれ Y308 は SUS304L に、Y316 は SUS316L に用いた。

開先形状は U 字型開先とし、TIG 自動溶接法にて片面より 17 層積層した。溶接条件は 8~10 V、120~210 A、溶接速度 8 cm/min、層間温度は 150°C 以下にて行った。Table 1 に各溶接材の化学成分および  $\delta$ フェライト量もあわせて示

してあるが、得られた溶接材の  $\delta$ フェライト量は、それぞれほぼ目標値に近い 10% 程度である。また、溶接部は非破壊検査 (染色探傷および放射線検査) により JIS1 級を満たしている。用いた試験片の形状を Fig. 1 に示す。引張試験片は平行部径が 7 $\phi$  で、母材は C 方向から、また溶接材の試験片は全体が溶接材となるように採取した。疲労試験片は、砂時計型平滑試験片で最小径が 6 $\phi$  で、母材は C 方向から、また溶接材の試験片については、砂時計型平滑試験片の最小断面付近が十分溶接部に含まれることから、溶接方向に対し直角に試験片を採取した。各供試材の室温 (293K)、液体窒素温度 (77K) および液体ヘリウム温度 (4K) における引張特性は、Table 3 にまとめて示してある。

### 2.2 実験方法

疲労試験機は油圧サーボ試験機で、荷重制御下、応力比  $R=0.01$ 、荷重波形は正弦波を用いた。試験温度は 293K、77K および 4K である。試験周波数は 10 Hz で行った。ただし、4K では試験片の発熱等<sup>14)</sup>を考慮し 10<sup>4</sup> 回までは 4 Hz で行い、その後 10 Hz に加速して行った。また、4K における疲労試験では長時間試験が可能な極低温疲労試験機<sup>15)</sup>を用いた。各供試材について、疲労限を求めることを目標とし行ったが、時間的制限もありすべてについては達成できなかった。ここでは 10<sup>6</sup> 回疲労強度を重視したが、実用上

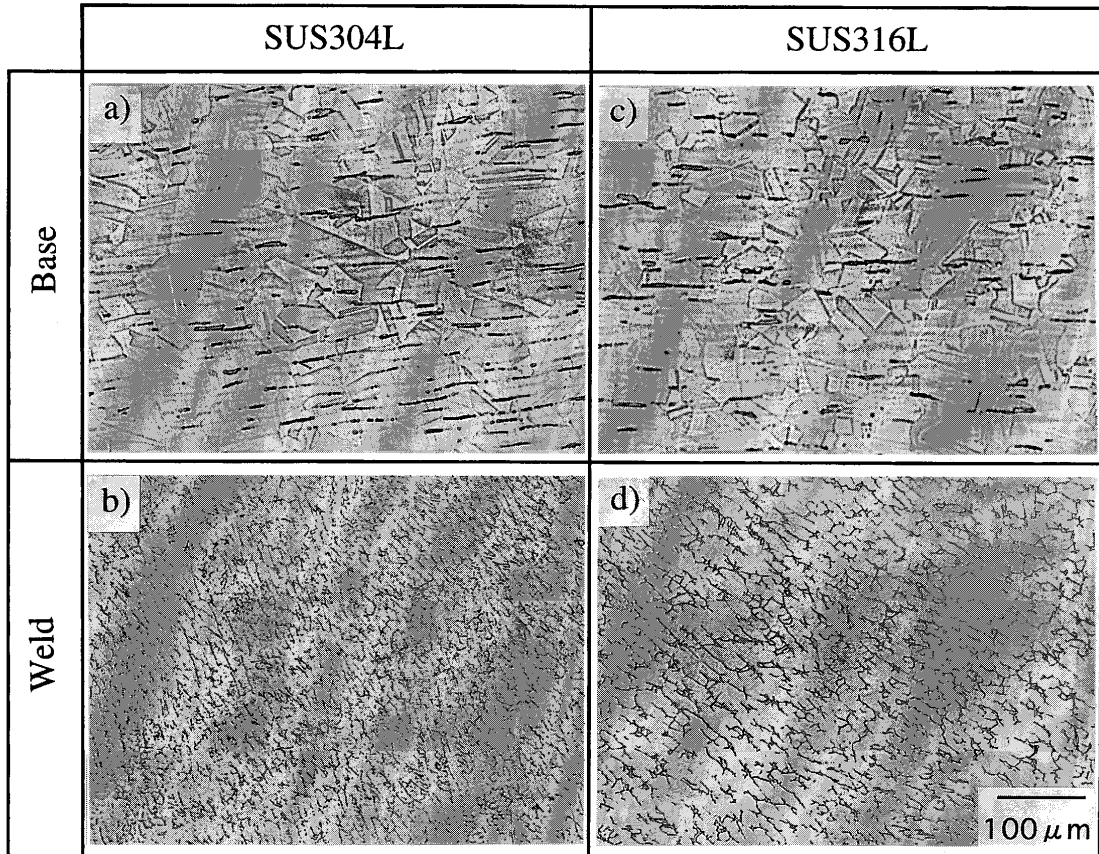


Fig. 2. Optical micrographs of base and weld metals for SUS304L and SUS316L.

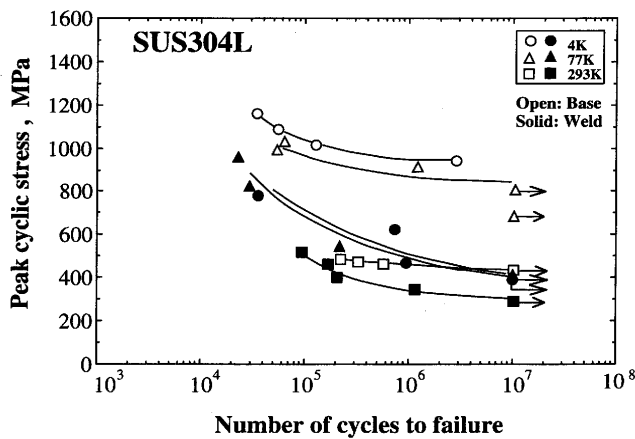


Fig. 3. S-N curves of base and weld metals of SUS304L at 293K, 77K and 4K.

においては十分な繰返し数である。

### 2.3 組織観察および破面観察等

腐食液に、王水および混酸等を用いた光学顕微鏡による組織観察を行った。疲労試験後の走査電子顕微鏡(SEM)による破面観察、エネルギー分散型X線分析装置(EDS)による組成分析等も行った。また、フェライト量の測定は、フェライトスコープを用いて行った。

## 3. 実験結果

### 3.1 組織

SUS304LおよびSUS316Lの母材および溶接材の光学顕微鏡写真をFig. 2に示す。それぞれの母材には、L方向に伸びたフェライトが観察される。フェライト量を測定した結果、SUS304L母材には約2%、SUS316L母材には約1%のフェライトが含まれていた。各溶接材には、樹枝状に $\delta$ フェライトが析出している。Fusion line近傍では結晶粒の粗大化がわずかに認められた。また、各溶接材のマクロ組織観察の結果、ブローホールおよび溶着金属割れといった溶接欠陥等は認められなかった。ただし、SUS316L溶接材のパス間界面(最終凝固部)に $M_{23}C_6$ 型炭化物およびAl/Mn系酸化物が多少観察された。

### 3.2 SUS304L母材および溶接材の疲労特性と疲労破面

SUS304L母材および溶接材の293K、77Kおよび4Kの各試験温度におけるS-N曲線をFig. 3に示す。母材および溶接材とも、試験温度の低下とともにS-N曲線は高応力側に移行しているが、それぞれの4Kおよび77KのS-N曲線には大きな差はない。また、各試験温度において、母材のS-N曲線の方が溶接材のそれよりも高応力側であり、試験温度の低下とともにその差は顕著になっている。

SUS304L母材および溶接材の4Kにおける代表的な疲労

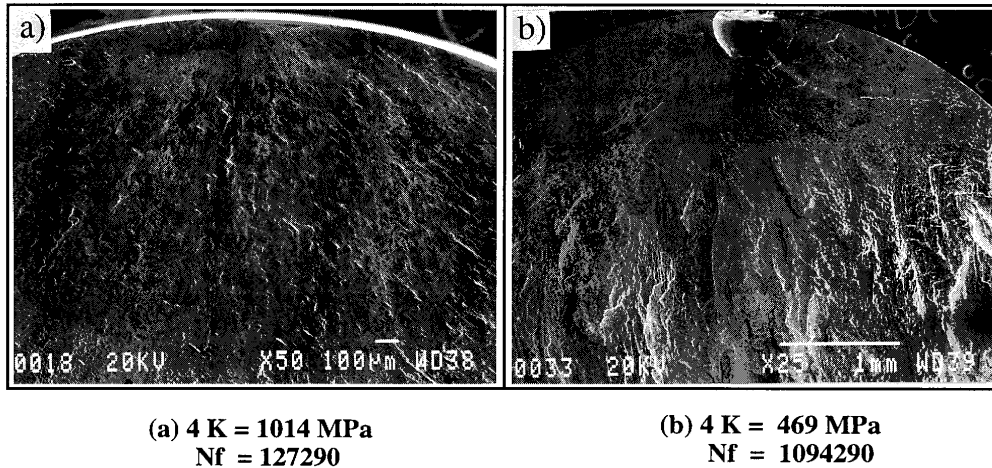


Fig. 4. Scanning electron micrographs of fatigue crack initiation site of SUS304L base (a) and weld metals (b) tested at 4K.

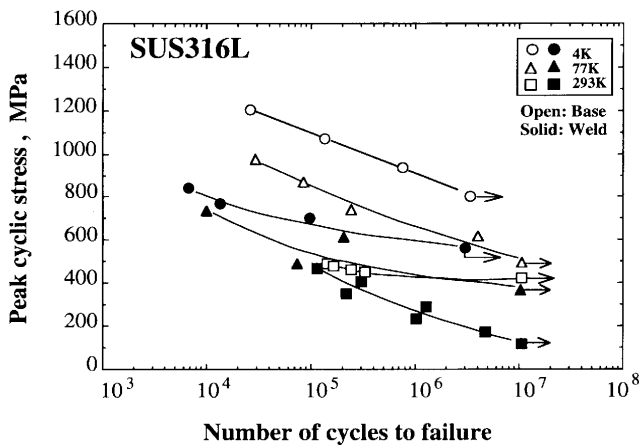


Fig. 5. S-N curves of base and weld metals of SUS316L at 293K, 77K and 4K.

き裂発生点近傍のSEM写真をFig. 4に示す。母材の疲労き裂発生点は、Fig. 4(a)に示すように表面近傍で発生している。一方、溶接材の疲労き裂発生点は試験片内部で観察された。そのSEM写真をFig. 4(b)に示すがマイクロポイドである。このマイクロポイドは、母材では観察されなかったことから、溶接の際に生じたブローホールであることがわかる。また、そのブローホールの大きさは200~700 $\mu\text{m}$ であった。この大きさのブローホールは、溶接部の非破壊検査（放射線透過試験）のJIS1級の許容範囲内の欠陥寸法ではあるが、応力集中サイトとなり疲労特性を低下させる要因になっている。ここでは、それぞれの4Kにおける代表的なSEM写真のみを示したが、疲労き裂の発生箇所は試験温度によっても変化はなく、母材ではすべて表面近傍であり、溶接材ではすべて微小なブローホールであった。

### 3.3 SUS316L母材および溶接材の疲労特性と疲労破面

SUS316L母材および溶接材の各試験温度におけるS-N曲線をFig. 5に示す。母材および溶接材とも試験温度の低下とともにS-N曲線は高応力側に移行しており、また母材のS-N曲線の方が溶接材のそれよりも高応力側である。

母材および溶接材の4Kにおける代表的な疲労き裂発生点近傍のSEM写真をFig. 6に示す。Fig. 6(a)は母材の疲労き裂発生点であるが、表面近傍で発生している。一方、溶接材にはFig. 6(b)に示すような割れが疲労破面に観察され、また割れ近傍から疲労き裂が発生している。この割れは破断までの間に生成したものであると考えられるが、疲労特性を低下させる要因になっている。ここでも、4Kにおける代表的なSEM写真のみを示したが、SUS304L同様、疲労き裂の発生箇所は試験温度によっても変化はなく、母材ではすべて表面近傍であり、溶接材ではすべて割れ近傍であった。この割れの発生については、後で考察する。

### 3.4 溶接材の疲労破断位置

SUS304LおよびSUS316L溶接材の疲労破断面は、必ずしも砂時計型平滑試験片の最小径断面とはならず、最小径断面から3mm程離れた箇所破断した試験片があった。このような場合、繰返し応力値を破断断面によって補正しなければならないが、この範囲内では応力の低下分は6%程度なので、ここでは最小径断面を基準とした応力値をそのまま使用した。疲労破断位置が必ずしも最小径断面とならなかったのは、溶接欠陥による微小なブローホール等が存在したことによるものである。

### 3.5 温度依存性

各供試材の293K、77Kおよび4Kの各試験温度における $10^6$ 回疲労強度( $10^6\text{FS}$ )をFig. 7に示す。各母材の $10^6\text{FS}$ は、試験温度の低下とともに顕著に増加している。また、各溶接材も試験温度の低下とともに増加の傾向にあるが、母材ほど顕著ではない。特に、SUS304L溶接材は温度依存性が小さく、4Kの値は77Kとほぼ同じで、また4KにおいてはSUS316L溶接材より低い値となっている。各溶接材の4Kにおける $10^6\text{FS}$ は、若干SUS316L溶接材の方が高くなっているが、約600MPaである。

Fig. 8は、各試験温度における $10^6$ 回疲労強度( $10^6\text{FS}$ )の引張強さ(TS)に対する比、 $10^6\text{FS}/\text{TS}$ で示したものである。

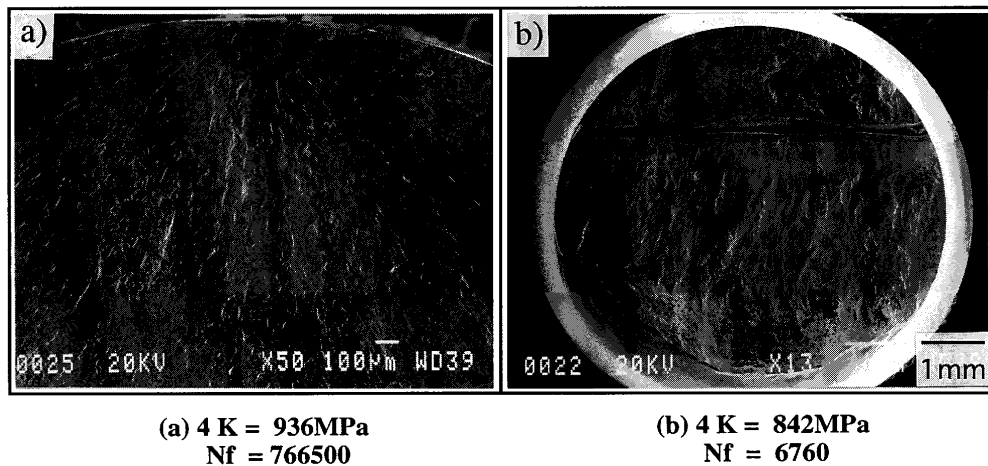


Fig. 6. Scanning electron micrographs of fatigue crack initiation site of SUS316L base (a) and weld metals (b) tested at 4K.

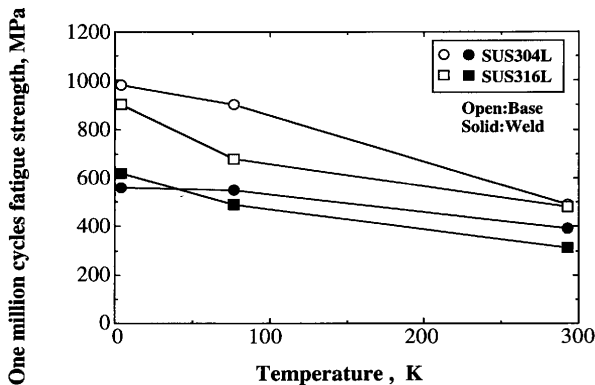


Fig. 7. One million cycles fatigue strength as a function of test temperature of base and weld metals for SUS304L and SUS316L.

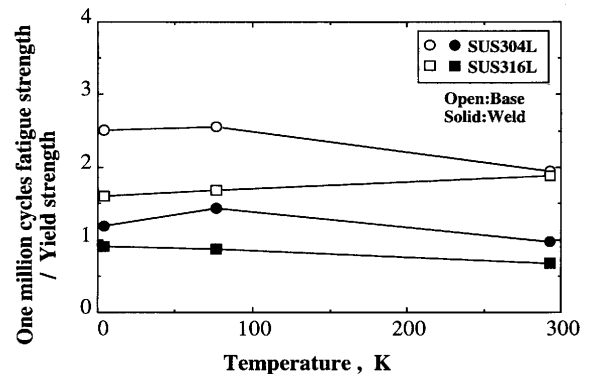


Fig. 9. Ratio of one million cycles fatigue strength to yield strength as a function of test temperature.

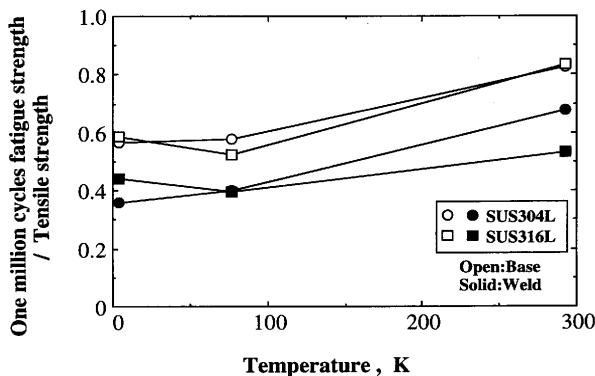


Fig. 8. Ratio of one million cycles fatigue strength to yield strength as a function of test temperature.

SUS304Lは母材および溶接材とも試験温度の低下とともに減少傾向を示しているが、SUS316Lは母材および溶接材とも、293Kから77Kでは低下しているが、4Kでは77Kより高い値を示している。一般的に、金属においては試験温度の低下は強度の上昇を伴い、また極低温においても引張強さに疲労強度は依存する。著者らが、これまでに得たチタン合金、オーステナイト系ステンレス鋼の $10^6$ FS/TSの比は0.5~0.7程度で、試験温度が低下してもほぼ一定か、

あるいは上昇傾向にある<sup>16)</sup>。本研究での各母材の $10^6$ FS/TSの比はおおむね0.5~0.8程度となっており、これまで得られたものと同程度もしくは高い値を示している。しかしながら、各溶接材の $10^6$ FS/TSの比は0.35~0.7程度で、各母材のそれよりも低下しており、また77K以下で顕著である。

引張特性においては降伏強さ(YS)も材料選択の観点から重要な因子であり、特にSUS304LおよびSUS316Lのように加工硬化の大きい材料では、疲労特性との対比は重要である。Fig. 9は、各試験温度における $10^6$ 回疲労強度の降伏強さに対する比、 $10^6$ FS/YSの関係を示したものである。各試験温度における各母材の $10^6$ FS/YSの比は約1.6~2.5であり、各溶接材の約0.7~1.4よりも高い値を示している。また、各供試材とも温度依存性は小さいが、溶接材の4Kにおける値は両者とも1程度、すなわち降伏強さ程度である。SUS304Lは、母材および溶接材ともSUS316Lのそれよりも高い値を示しているが、これはTable 3に示すように、SUS304Lは変形に伴いマルテンサイト変態による著しい加工硬化を示す特性を有するが、降伏強さは低いためである。

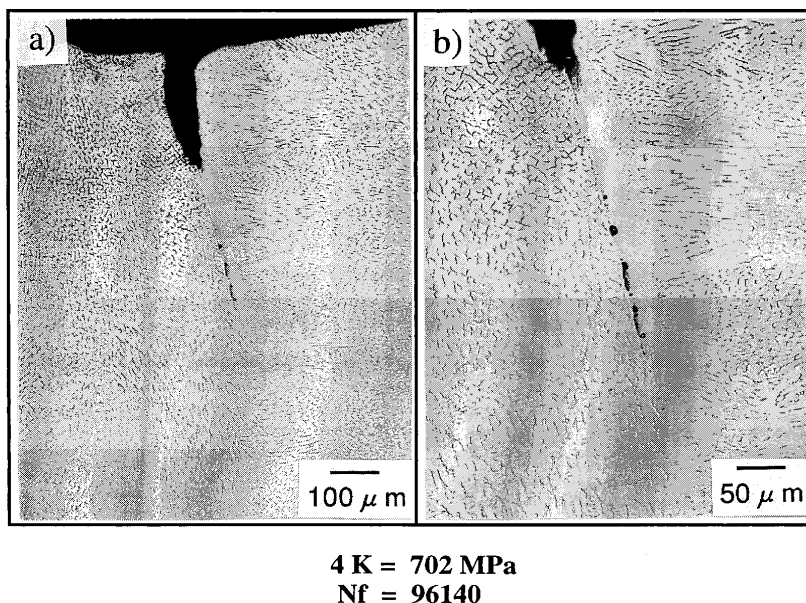


Fig. 10. Optical micrographs of cross section view of SUS316L weld metal tested at 4K. Photograph (b) is magnified image in (a), and show carbides of  $M_{23}C_6$ .

## 4. 考察

### 4.1 SUS316L 溶接材の疲労破面における割れ

各試験温度の 293K, 77K および 4K において, SUS304L および SUS316L とも母材に比べて溶接材の  $10^6$  回疲労強度 ( $10^6$ FS) が低下していることを実験結果で示した。SUS304L 溶接材における  $10^6$ FS の低下は, 非破壊検査の JIS1 級では認められる程度の溶接欠陥であるブローホールが応力集中サイトとなったことによるものである。一方, SUS316L 溶接材の疲労き裂は割れ近傍から発生しており, この割れの発生について以下に考察する。

Fig. 6(b) に示したように, SUS316L 溶接材の疲労破面には割れが試験片全体を横切るように観察される。このような割れは, 事前の非破壊検査および組織観察からは検出されなかったため, 疲労試験中あるいは試験片破断時に生じたものであると推察される。Fig. 10 に 4K における疲労試験後の破面に対し, 垂直に切断した横断面の組織写真を示す。Fig. 10(b) は Fig. 10(a) に観察される介在物の拡大写真である。割れは, 試験片表面から試験片内部に  $250\ \mu\text{m}$  程の深さがあり, またその割れの下部方向にはある方向性を持って, 数  $\mu\text{m}$  ~  $15\ \mu\text{m}$  程度の大きさの介在物が連なって観察される。Fig. 10(b) の拡大写真をよく観察すると, その介在物を境界にして左右の  $\delta$ フェライトの析出形態が異なる。すなわち, 介在物を境界にして左側の  $\delta$ フェライトは, 介在物境界近傍から樹枝状に析出している。また, 右側は介在物境界近傍では  $\delta$ フェライトの析出量が少なく, 数  $10\ \mu\text{m}$  離れた所から  $\delta$ フェライトが樹枝状に析出している。したがって, 前者は初層側であり, 後者は後層側であることがわかる。これらの様相から, SUS316L 溶接材の破面

に観察された割れは, パス間界面 (最終凝固部) であると判断される。

溶接部といった凝固組織の場合, 不純物元素が最終凝固部に濃縮することや, 多層溶接のため再熱の影響で炭化物等の析出があり, 低温での靱性等を低下させることが知られている<sup>7,8,11,12)</sup>。SUS316L 溶接材には, 事前の組織観察および組成分析等で, パス間界面に  $M_{23}C_6$  型炭化物および Al/Mn 系酸化物の存在が確認されている。Fig. 11 に, パス間界面に観察された介在物の EDS による特性 X 線像を示すが, 介在物は Cr (マトリックスの約 2 倍) および Mn (マトリックスの約 6 倍) が濃化している  $M_{23}C_6$  型炭化物であることがわかった。また, 同様にパス間界面に沿って Fig. 12 に示すような介在物も観察され, 組成分析の結果, Al/Mn 系酸化物であった。

以上の観察結果から, SUS316L 溶接材の疲労破面における割れの横断面模式図を Fig. 13 に示す。模式図に示すように, SUS316L 溶接材では, 溶接の際パス間界面に  $M_{23}C_6$  型炭化物および Al/Mn 系酸化物等が連なって形成され, これらが疲労試験中にボイド形成の引き金となり, ボイド発生ならびに成長を容易ならしめた事が考えられる。この結果, 疲労試験中または試験片破断時において, 疲労破面に割れが生じたものと考察される。

### 4.2 溶接材の疲労特性に及ぼす $\delta$ フェライトの影響

オーステナイト系ステンレス鋼の溶接材に含まれる  $\delta$ フェライトは, bcc 構造であり低温において脆化するため靱性を損ねる。脆化の原因としては,  $\delta$ フェライトあるいは  $\delta$ フェライト/オーステナイト界面での割れが顕著になること等が報告されている<sup>4,5)</sup>。一方,  $\delta$ フェライトは疲労き裂の進展を加速するが,  $\delta$ フェライト量が 0% から約 7%

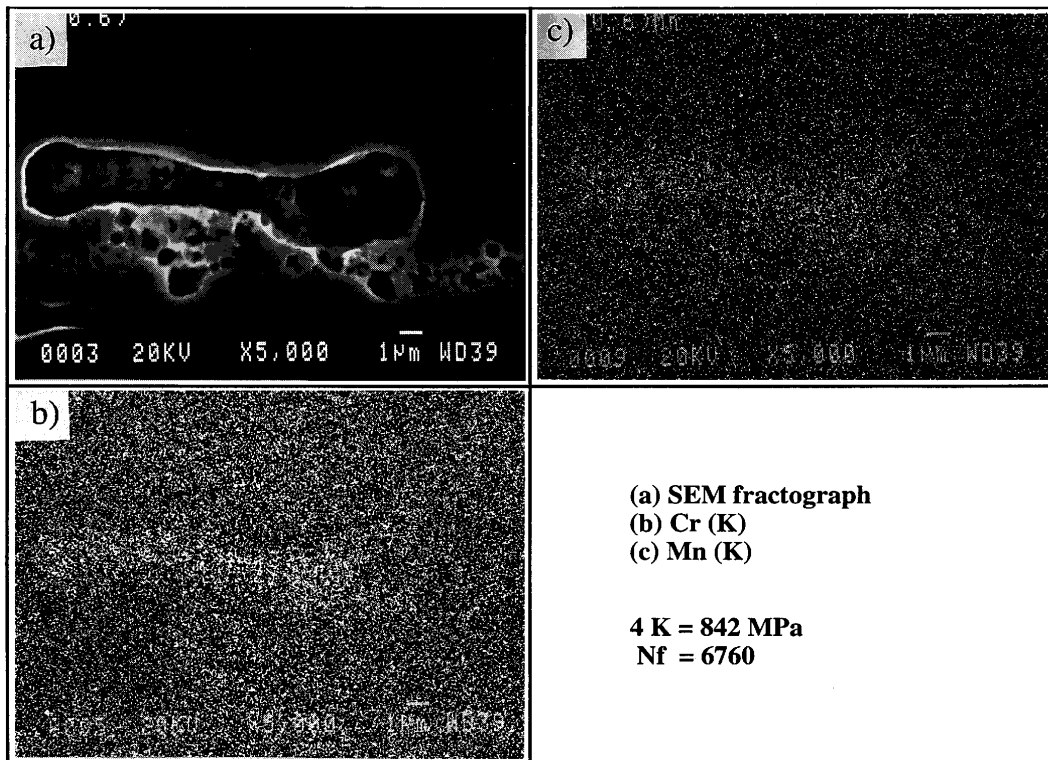
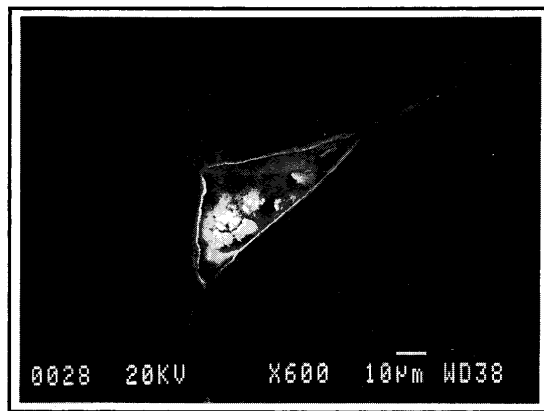


Fig. 11. Characteristic X-ray image taken by using Cr (K) and Mn (K) radiation and secondary electron image of the same field of view (a) for SUS316L weld metal tested at 4K.



4 K = 842 MPa  
 Nf = 6760

Fig. 12. Scanning electron micrograph of Al/Mn oxides at weld pass interface boundary of SUS316L weld metal tested at 4K.

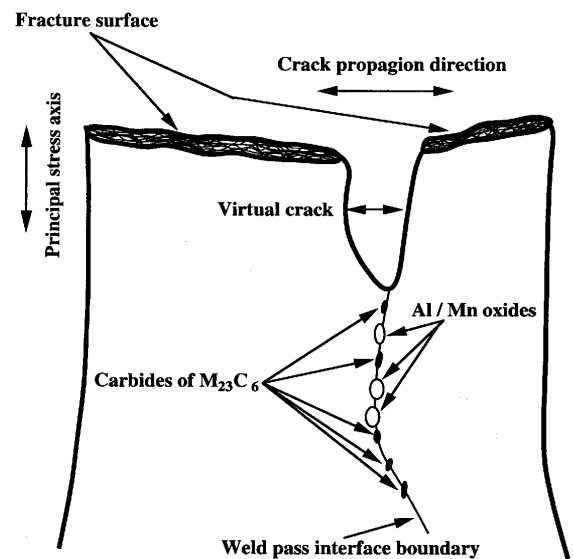


Fig. 13. Illustration of cross section view of SUS316L weld metals tested at 293K, 77K and 4K.

に増加しても、 $-162^{\circ}\text{C}$ での高サイクル疲労特性にはほとんど影響が見られず、それぞれの疲労限の引張強さに対する比は、約0.5で変化がない<sup>9)</sup>。

本研究における各溶接材の疲労き裂の発生箇所は、試験温度の低下によっても変化はなかった。すなわち、各試験温度における疲労き裂発生点は、SUS304L溶接材はすべて微小なブローホールであり、SUS316L溶接材はパス間界面からの割れである。また、各溶接材の疲労破断後における疲労破面近傍の $\delta$ フェライトの様相を、横断面の組織観察により行ったが、4Kで行った試験片においても、疲

労破面が $\delta$ フェライトあるいは $\delta$ フェライト/オーステナイト界面を選択的に進んでいるような、明らかな様相は認められなかった。ただし、用いた溶接材には約10%の $\delta$ フェライトが含まれており、 $\delta$ フェライト組織に対応する疲労破面上での凹凸が多少観察された。したがって、疲労特性に及ぼす $\delta$ フェライトの影響が全くないとは言いがたいが、ブローホール等といった溶接欠陥が存在する場合は、溶接欠陥が優先的に疲労き裂の発生点になる。例えば、溶接材に溶接欠陥が全く存在しない場合は、低温において脆

化する $\delta$ フェライトが、疲労き裂発生点になり得ると考えられる。その場合でも、溶接欠陥が存在する材料の疲労特性よりも良好なものが得られることが予想される。また、 $\delta$ フェライトが疲労き裂発生点になる場合は、 $\delta$ フェライト量あるいは $\delta$ フェライトの析出形態<sup>10,17)</sup>等といったことが、極低温における疲労特性に影響を与えるものと考えられる。

以上のことから、極低温におけるオーステナイト系ステンレス鋼のSUS304LおよびSUS316L溶接材の疲労特性の低下を押さえるには、 $\delta$ フェライトの影響よりもブローホール等といった溶接欠陥の方が大きく作用するため、溶接欠陥を最小限に留めるよう配慮することが重要であり、これを制御することで疲労特性は改善されることが期待される。また、極低温における疲労特性についての残された課題として、 $\delta$ フェライト量に対する水素の影響の検討が必要となる。

## 5. 結言

オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304L および SUS316L の母材および溶接材の極低温(4K)における高サイクル疲労試験を行い、極低温高サイクル疲労特性に及ぼす溶接組織および $\delta$ フェライトの影響を調べた。得られた主な結果は、以下の通りである。

(1) SUS304L および SUS316L の母材および溶接材とも、試験温度の低下とともにS-N曲線は高応力側に移行した。また、各試験温度における各溶接材のS-N曲線は、各母材のそれよりも低応力側になった。

(2) 各母材における $10^6$ 回疲労強度( $10^6$ FS)の引張強さ(TS)に対する比、 $10^6$ FS/TSは約0.5~0.8であった。しかしながら、各溶接材の $10^6$ FS/TSは約0.35~0.7で母材の値より低下しており、また77K以下で顕著であった。

(3) 各試験温度におけるSUS304LおよびSUS316L母材の疲労き裂発生点は、すべて表面近傍であった。

(4) 各試験温度におけるSUS304L溶接材の疲労き裂発

生点は微小なブローホールであり、SUS316L溶接材ではパス間界面(最終凝固部)からの割れであった。割れは、溶接の際にパス間界面に形成された $M_{23}C_6$ 型炭化物およびAl/Mn系酸化物が引き金となり、疲労試験中または試験片破断時に形成されたものである。

(5) SUS304LおよびSUS316L溶接材の極低温高サイクル疲労特性に及ぼす $\delta$ フェライトの影響は少なく、ブローホール等の溶接欠陥を最小限に留めるよう配慮することが重要であり、これを制御することで疲労特性は改善されることが期待される。

## 文 献

- 1) 水素利用国際クリーンエネルギーシステム技術(WE-NET)サブタスク6成果報告書(平成7年度), 新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO), 東京, (1996).
- 2) 水素利用国際クリーンエネルギーシステム技術(WE-NET)サブタスク6成果報告書(平成8年度), 新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO), 東京, (1997).
- 3) 第3版溶接便覧, 溶接学会編, 丸善, 東京, (1977).
- 4) D.T.Read, H.I.Mchenry, P.A.Steinmeyer and R.D.Thomas, Jr: *Welding J.*, **59** (1980), 104s.
- 5) 岡田秀治, 中川英樹, 石毛健吾, 藤井秀樹, 和田洋流, 斉藤正洋, 緒形俊夫, 堀谷貴雄: 1997年度春季・低温工学・超電導学会講演概要集, (1997), S69.
- 6) E.R.Szumachowski and H.F.Reid: *Welding J.*, **57** (1978), 325s.
- 7) 恩沢忠男, 高崎明人, 田村 博: 溶接学会論文集, **6** (1988), 272.
- 8) K.A.Yushuchenko, V.S.Savchenko, A.M.Solokha and S.A.Voronin: *Adv. Cryogenic Eng.*, **40** (1994), 1263.
- 9) 向井孝慈, 星野和男: 日新製鋼技法, **53** (1985), 27.
- 10) O.Kamiya, K.Kumagai and Y.Kikuchi: *Proc. of Int. Conf. on Stainless Steels*, ISIJ, Tokyo, (1991), 473.
- 11) 恩沢忠男, 高崎明人, 田村 博: 溶接学会論文集, **6** (1988), 128.
- 12) O.Kamiya and K.Kumagai: *J.Mater. Sci.*, **25** (1990), 2017.
- 13) W.T.Delong, G.A.Ostrom and E.R.Szumachowski: *Welding J.*, **35** (1956), 521s.
- 14) 緒形俊夫, 石川圭介, 長井 寿, 由利哲美, 梅澤 修: 低温工学, **26** (1991) 3, 190.
- 15) 由利哲美, 長井 寿, 緒形俊夫, 梅澤 修, 石川圭介: 低温工学, **26** (1991) 3, 184.
- 16) 長井 寿, 由利哲美, 梅澤 修, 緒形俊夫, 石川圭介: 低温工学, **26** (1991) 4, 255.
- 17) S.A.David: *Welding J.*, **60** (1981), 63s.