Research Reports of the National Institute of Industrial Safety, NIIS-RR-99 (2000) UDC 539.4: 620.17: 620.18: 621.791

### ステンレス鋼溶接継手の熱疲労及び高温低サイクル疲労挙動\*

吉久悦二\*\*,本田 尚\*\*, S.G.S. ラマン\*\*\*

## Thermomechanical and Isothermal Fatigue Behavior of Stainless Steel Type 316 Weldments\*

by Etsuji YOSHIHISA\*\*, Takashi HONDA\*\* and S.G.S. RAMAN\*\*\*

*Abstract*: In any installation, welded joints are of major concern as they are frequently the sites of localized damage. Type 316 stainless steels and their welds are commonly used for structural components designed to operate at elevated temperatures. Under these operating conditions, component life may be limited by various damage mechanisms such as fatigue, creep and oxidation. When stainless steel welds are exposed to elevated temperature, the  $\delta$ -ferrite, which is introduced to reduce hot cracking and microfissuring, gets transformed to carbides and various intermetallic phases like brittle  $\sigma$  phase. This transformation shows to decrease ductility when high stress are applied at elevated temperature. In isothermal fatigue, an extensive transformation of  $\delta$ -ferrite to  $\sigma$  phase was reported to be responsible for reduction in fatigue life. It was observed with a number of materials that the most conservative fatigue life may not be under isothermal fatigue test condition but thermomechanical fatigue (TMF) where combined cycles of both temperature and mechanical strain are applied. Though there are several studies on the isothermal fatigue of 316 stainless steel weldments, to the authors' knowledge there is not any work reported on the TMF behavior. In this study the TMF (inphase) behavior of type 316 stainless steel weldments with temperature range 573~973 K was studied using cylindrical specimens machined from base metal, weld metal and weld joint and a comparison was made with isothermal fatigue behavior at 973 K. The progress of  $\delta$ -ferrite transformation in weld metal was examined at different levels of life and the effects on the fatigue behavior were also discussed. In all joint specimens, fatigue failure occurred in the weld metal region. The lives of the weld metal and joint specimens were nearly equal and were always inferior to those of base metal specimens. In base metal specimens, the effect of strain rate on isothermal fatigue life was not very much significant. Though TMF lives were always a little shorter than the isothermal fatigue lives in base metal, the difference was small at the same mechanical strain range and similar strain rate. This may be due to that fracture mode in both loading was similar-a mixed type. On the other hand, a drastic reduction in life was noticed in weld metal and joint specimens under TMF in comparison with isothermal fatigue. This was attributed to the additional damage due to many independent subsurface cracks at  $\sigma$  phase boundaries and linkage of these cracks with the surface crack leading to rapid crack propagation.  $\delta$ -ferrite in weld metal rapidly transformed to  $\sigma$  phase in both isothermal fatigue and TMF tests. Difference of the stress amplitudes between both tests was considered to have caused the difference of fatigue lives.

*Keywords* ; Thermomechanical fatigue, Type 316 stainless steel, Weldments,  $\delta$ -Ferrite transformation

<sup>\*</sup>平成10年11月 日本機械学会材料力学部門講演会,平成11年7月 Int. Conf.on Advanced Technology in Experimental Mechanics '99 で各々一部の結果を発表した。

<sup>\*\*</sup>機械システム安全研究部 Mechanical and System Safety Research Division

<sup>\*\*\*</sup> STA 7 x D - Research Fellow under Sponsorship of JISTEC

#### 1. はじめに

経年設備が増えてきている現在、化学プラント等で も省資源やコスト削減を目的とした寿命延伸や DSS (Daily start stop)の増加等運転条件の変化が求めら れており、その余寿命予測技術はますます重要になっ ている。化学プラント等で使用され、高温に曝される 設備では、起動・停止や通常運転中の負荷変動等に伴 い,機械的負荷のみならず,温度環境も変動するた め、その損傷には疲労やクリープ等種々の要因が複合 して作用することが多く,損傷過程には未だ解明され ていない点が多い。これらの設備・機器にも溶接継手 が用いられているが,溶接継手はもともと幾何学的形 状不連続部であり,また介在物等の不純物が存在する 可能性が高い。したがって、局所的な損傷が発生し、 母材に比べて破壊を生じ易い箇所であり、その損傷要 因を明らかにすることは、機器の寿命を評価する上で の重要な課題である。

オーステナイト系ステンレス鋼は, 高温環境で使用 される機器に用いられる代表的鋼種の一つである。そ の溶接継手には、溶接割れを防ぐためにδ-フェライ トを溶接金属中に導入して,フェライト-オーステナ イトの二相組織とするが, δ-フェライトが高温環境 (773~1173 K) に曝された場合,炭化物の析出や硬 くて脆い σ相と呼ばれる組織への変化によって、靱 性の低下や疲労寿命の減少をもたらすことがあると言 われている<sup>1,2)</sup>。316 ステンレス鋼は, 304 鋼よりも温 度の高い環境で使用されるオーステナイト系ステンレ ス鋼であり、その溶接継手については、温度一定条件 下での疲労試験の結果がいくつか見られる<sup>3,4)</sup>。しか し,温度変化を伴う熱疲労試験(Thermomechanical Fatigue)の結果は、母材に関するものはあ るが5~8),溶接金属については見当たらないようであ る。そこで、本研究では316ステンレス鋼溶接継手に ついて,温度一定条件下の低サイクル疲労(以下で は、高温低サイクル疲労と呼ぶ。) 試験並びに温度と 機械的負荷を同時に変化させる熱疲労試験を行い、そ の寿命を母材の疲労寿命と比較すると共に、試験中の δ-フェライト量の変化が寿命に及ぼす影響について 検討した。

#### 2. 試験片及び実験方法

#### 2.1 供試材と試験片

供試材はステンレス鋼 SUS 316 である。母材用試 験片は 1323 K で 5 分保持後,水冷の溶体化処理をし

Table 1 Welding condition. 溶接条件

Interpass	Welding	Welding	Welding	Shielding
temp.	current	voltage	speed	gas
<b>≦</b> 423K	250,270A	11V	1.67mm/s	Ar

# Table 2Chemical composition of tested materials.供試材の化学成分

							(wt%)		
	С	Si	Mn	Ρ	s	Ni	$\mathbf{Cr}$	Mo	

Base metal 0.05 0.34 1.35 0.031 0.028 10.13 16.88 2.06 Weld metal 0.04 0.47 1.80 0.023 0.004 11.76 18.97 2.12



た直径 28 mm の丸棒から削り出した。溶接金属,溶 接継手試験片は 1373 Kで5分保持後,水冷の溶体化 処理をした,長さ700 mm,幅 150 mm(板の圧延方 向),厚さ30 mmの板2枚を700 mm×30 mmの断面 で突合わせ溶接し,溶接線と直角方向に切断した角形 棒材から削り出した。したがって,その長手方向(試 験片長手方向)は板材の圧延方向である。溶接は直径 1.6 mmの溶接ワイヤ(AWS ER 316-JIS Y 316)を 用いた自動 TIG 溶接であり,溶接条件を **Table 1**に 示す。なお,溶接金属及び継手試験片用溶接板には, 各々9層54パス,9層27パスの溶接を行ったが,溶 接部はX線検査によって欠陥が存在しないことを確認 している。母材用供試材と溶接板溶接金属部の化学成 分は **Table 2**に示すとおりである。

各試験片は Fig. 1 に示した試験片長手方向中央に ゲージ部を持つ中実丸棒の平滑試験片で、ゲージ長さ 15 mm,ケージ部の直径は10 mm である。溶接試験 片ではゲージ部すべてが溶接金属で占められており, 溶接継手試験片は母材/溶接金属の境界がゲージ部中 央に位置し,ゲージ部内の半分が母材,残り半分が溶 接金属となるようにした。

#### 2.2 疲労試験

熱疲労及び高温低サイクル疲労試験は容量100 kN の油圧サーボ疲労試験機を用いて、大気環境下で軸方 向歪みを制御して行った。負荷波形は両振り三角波で ある。軸方向歪みは差動トランス型伸び計で、また試 験片温度は Pt-13 PtRh 熱電対を試験片中央にスポッ ト溶接して検出した。熱疲労試験は、荷重ゼロ状態で 温度のみを変化させて、熱膨張による試験片軸方向の 伸びを予め求めておき、これを機械的負荷による伸び に加算して得られるトータルの伸びを制御することに より行った。試験片の加熱は容量30 kVA の高周波 誘導加熱装置を用いて、また冷却は圧縮空気の吹き付 けによって行った。

試験条件は、高温低サイクル疲労試験では温度 973 K, 歪み範囲 1.0%として、歪み速度のみを 3 段階 ( $10^{-3}$ ,  $10^{-4}$ ,  $10^{-5}$ /sec) に変えた。熱疲労試験では 1 サイクルの時間を 600 sec と固定し、機械的歪み範囲 を 3 段階 (0.6, 1.0, 1.5%) に変えて(各々機械的 歪み速度は各々2.0×10<sup>-5</sup>, 3.3×10<sup>-5</sup>, 5.0×10<sup>-5</sup>/sec である。),温度(範囲 573~973 K)と機械的負荷を 同位相で変化させた。いわゆる In-phase の試験であ り,試験片は最高温度で引張り歪みが最大に、最低温 度で圧縮歪みが最大になる。試験片の破断について は、引張りのピーク応力が、母材では安定期のピーク 応力の 75%に低下した時、また溶接材では最初の 5 サイクルのピーク応力の平均値の 75%となった時に 破断したものとして、試験を打ち切った。

#### 2.3 *δ*-フェライト量計測

高温環境下で  $\delta$ -フェライトが炭化物の析出や  $\sigma$  相 等他の相への変化を引起こし、その結果として残存  $\delta$ -フェライトの量が減少することから、 $\delta$ -フェライト 量は二相組織(フェライト-オーステナイト組織)で ある溶接金属の材質劣化の指標となる。そこで、機械 的歪み範囲が 1.0%の熱疲労及び高温低サイクル疲労 試験について、母材試験片では試験開始前,試験終了 後の 2 回,溶接試験片では,この他に所定回数の負荷 を繰り返した後,試験を中断して試験片を室温に冷却 し、フェライトスコープ(Helmut Fischer 社,FE 8 e 3 型)を用いて  $\delta$ -フェライト量を測定した。また, 熱時効のみの影響を調べるために、溶接金属部から切



(a) Base metal 母材



(b) Weld metal 溶接金属

Fig. 2 Optical micrographs of specimens in the untested condition. 疲労試験前の供試材の組織

り出した直径 10 mm,厚さ5 mmの円板状試料を用 いて,各疲労試験と同一の温度条件下に機械的負荷を 加えない状態で置き,測定を行った。ここで用いた試 験片のようなマルチパスの溶接部では,位置によって 測定値がばらつくことから,疲労試験片ゲージ部,円 板試料共に,測定位置を変えながら 20~25 回の測定 を行って,その平均値を求めた。

#### 2.4 顕微鏡観察

疲労試験開始前の母材,溶接金属,溶接継手試験片 については,塩酸1:硝酸1:蒸留水5の成分の液で エッチングして,光学顕微鏡を用いて微視組織の観察 を行った。また,疲労試験後は荷重方向と平行な面で 切断し,き裂の発生,伝ばの状況と組織変化を観察し た。この際に用いたエッチング液は改良型村上試薬 (100 mlの蒸留水に20gの水酸化カリウム,20gの ヘキサシアノ鉄(III)酸カリウムを溶解させた液)で ある。このエッチング液は $\sigma$ 相(FeとCrの金属間 化合物)を赤褐色に、 $\delta$ -フェライトを灰色に、カー バイドを暗く染め分ける。また、破断面は走査型電子 顕微鏡によって観察した。

#### 3.実験結果及び考察

#### 3.1 供試材の組織

Fig. 2 は疲労試験を行う前の母材試験片,溶接金属 試験片の組織を示したものである。Fig. 2 (a) に見 られるように,母材は比較的結晶粒の大きなオーステ ナイトの単相組織であり,帯状になった偏析が若干見 受けられる他は,溶解していない炭化物等は見当たら ない。一方,溶接金属は,Fig. 2 (b) に示すように オーステナイトと  $\delta$ -フェライト二相の微細な組織で, Vermicular タイプと呼ばれるものである。このよう に $\delta$ -フェライトを導入するのは,凝固時に結晶粒界 で割れを生じる高温割れや肉眼では観察できない細か なミクロ割れの発生を防ぐためであり,この組織は SUS 316 鋼溶接部でよく見受けられるものである。

#### 3.2 繰返し応力応答

Fig. 3 は高温低サイクル疲労試験での母材と溶接金 属試験片の繰返し応力応答を示したもので,応力とし ては公称応力をとっている。なお,溶接継手の応答は 溶接金属のものと同様であるので図には示していな い。母材は最初の数サイクルでは繰返し硬化挙動を示 すが,硬化率は繰返しサイクルが進むにつれて減少 し,やがて安定状態に入る。また歪み速度が大きいほ ど,硬化の程度は大きくなる。一方,溶接金属では歪 み速度が 10<sup>-3</sup>/sec の場合の初期に硬化挙動が見られ たが,それ以外は繰返し軟化挙動を呈し,安定期は存 在しない。また,引張りピーク応力は母材よりも高い レベルで推移する。どの場合も,試験終了直前には急 速な応力の低下を示すが,これは表面から主き裂が進 展してきて残存断面が小さくなったためである。

Δ base (10<sup>-3</sup>s<sup>-1</sup>) 300 base (10<sup>-4</sup>s<sup>-1</sup>) base (10<sup>-5</sup>s<sup>-1</sup>) weld (10<sup>-3</sup>s<sup>-1</sup>) tensile stress (MPa) weld (10-4s-1) 250 weld (10<sup>-5</sup>s<sup>-1</sup>) \* Δ Δ Δ 200 ▲ 00 • 8 Peak 8 0 0 00 0 0 150 0 100 10 100 1000 Number of cycles

熱疲労の繰返し応力応答を Fig. 4 に示すが、母材

Fig. 3 Cyclic stress response in isothermal fatigue tests.

高温低サイクル疲労試験での繰返し応力応答

では高温低サイクル疲労の場合と同様の応力応答が見 られる。溶接金属は繰返し軟化挙動を示し、初めのう ちは母材より高レベルにあった引張りピーク応力が, 試験が進むにつれて母材のピーク応力と同程度かやや







Fig. 5 Stress-strain hysteresis loops at half life periods.

応力-歪みヒステリシス曲線(1/2 Nf時)

下回るレベルになる。Fig.5 は寿命 Nf の半ば (1/2・ Nf) で得られたヒステリシスループ (応力-歪み曲 線)を示したものである。応力振幅は熱疲労の場合の 方が高温低サイクル疲労の場合よりも大きく,引張り 側半サイクルを見ると,ピーク応力は温度や機械的歪 みがピークとなるよりも前の時点で現れている。ま た,高温低サイクル疲労の場合は平均応力がほとんど 0 であるのに対し,熱疲労の場合は圧縮となる。これ は温度により材料の機械的性質が変化することによ る。Fig.6 に平均応力の推移を示す。

#### 3.3 疲労寿命

Fig. 7 は寿命半ば (1/2・Nf) のサイクルでの非弾 性歪み範囲と寿命の関係を示したもので,図中の直線 は熱疲労の結果に最小二乗法を適用したものである。 ここで,非弾性歪み範囲は,高温低サイクル疲労の場 合にはヒステリシスループが応力0の線と交わる2点 について求めた歪みの差であり,熱疲労ではこの差か ら2点の温度差による熱歪み成分を差し引いたもので ある。高温低サイクル疲労では,溶接金属試験片と溶 接継手試験片の寿命はほぼ同程度で,両者共に母材よ りも若干短い。繰返し歪み速度が10<sup>-3</sup>/sec から10<sup>-5</sup>/ sec へと減じた時に母材,溶接金属共に寿命が約30% 短くなり,また,10<sup>-5</sup>/sec の時の溶接金属と母材の 寿命を比べると溶接金属の方が30%程度短い。

熱疲労の寿命は、高温低サイクル疲労寿命よりも短 くなる。高温低サイクル疲労の場合と同様に溶接金属 試験片は多くの場合最も短寿命であり、また溶接金属 と溶接継手の寿命差は小さく、データのばらつきの範 囲内と見られる。溶接金属と母材の寿命を比べると、 繰返し機械的歪み範囲が0.6%の時にはその差は80% 以上に達し、1.5%の時で約60%である。ここで行っ た熱疲労試験では、機械的歪み範囲が1%の場合の歪



Fig. 6 Variation of mean stress with number of cycles in TMF tests. 熱疲労試験での平均応力の推移

み速度は3.3×10<sup>-5</sup>/sec である。これと同一の歪み速 度での高温低サイクル疲労試験を行っていないので直 接比較はできないが、ほぼ同様の歪み速度である 10<sup>-5</sup>/sec の高温低サイクル疲労の結果と比べると、 母材では熱疲労で見られる寿命の減少は僅か6%であ るが、溶接金属では約65%に達している。また、母 材と溶接金属の熱疲労寿命の差は高温低サイクル疲労 寿命の差よりも遙かに大きい。

#### 3.4 *δ*-フェライト量の変化

Fig. 8 は、高温低サイクル疲労及び熱時効条件下 で、 $\delta$ -フェライトが他相に変化する状況を示したも のである。一定負荷状態下での相変化は、以下に示す Johnson- Mehl<sup>9)</sup>の式で近似される。

 $X = 1 - \exp(-bt^n)$ 

ここで、X は相変化した量と初期含有量の比,t は時間,b,n は定数である。結果を最小二乗近似すると,b,n は熱時効では各々1.17,0.30,高温低サイクル疲労では1.30,0.647となる。Mathew 等<sup>10</sup>は,ク



Fig. 7 Relation between fatigue life and inelastic strain range.





Fig. 8 Progress of  $\delta$ -ferrite transformation with time in weld metal.

δ-フェライト量の時間的変化

リープ試験での相変化が荷重に大きく影響されるとし ている。しかし、ここでの繰返し負荷では、その影響 は大きくはない。また、繰返し負荷(低サイクル疲 労)や無負荷(時効)時の相変化も、Johnson-Mehl の式で近似できる。

熱疲労では、573~973 K の範囲で温度が変化して いるため、Fig.8のように加熱時間によって相変化を 整理するのは適切でない。そこで、寿命の種々の段階 での相変化量を求め、高温低サイクル疲労の場合と比 較した。Fig.9に結果を示す。高温低サイクル疲労で は、寿命の3%の段階で、95%の $\delta$ -フェライトが相 変化を起こし、寿命の20%では、相変化が完了して いる。これと比較すると、熱疲労での相変化の速度は 低い。しかし、試験終了時にはすべての $\delta$ -フェライ トに相変化が生じていた。

#### 3.5 き裂の発生・進展

試験片縦断面を光学顕微鏡で観察したところ,高温 低サイクル疲労の場合,母材ではき裂は表面の結晶の 粒内に発生する。歪み速度が10<sup>-3</sup>/sec,10<sup>-4</sup>/secの 時は,き裂伝ばは粒内で起こっているが,より歪み速



Fig. 9 Progress of  $\delta$ -ferrite transformation at different levels of life.

寿命の種々の段階での δ-フェライト量変化



 (a) Weld metal, isothermal fatigue at Δε=10<sup>-4</sup>/sec 溶接金属,高温低サイクル疲労(Δε=10<sup>-4</sup>/sec)



(b) Bese metal, TMF at  $\Delta \varepsilon_m = 1.5\%$ 母材,熱疲労 ( $\Delta \varepsilon_m = 1.5\%$ )



(c) Bese metal, TMF at  $\Delta \varepsilon_m = 1.5\%$ 母材,熱疲労 ( $\Delta \varepsilon_m = 1.5\%$ )



(d) Weld metal, TMF at  $\Delta \varepsilon_m = 1.0\%$ 溶接金属,熱疲労 ( $\Delta \varepsilon_m = 1.0\%$ )



(e) Weld metal, TMF at  $\Delta \varepsilon_m = 1.0\%$ 母材, 熱疲労 ( $\Delta \varepsilon_m = 1.0\%$ )

Fig. 10 Optical micrographs of longitudinal sections of specimen. 試験片縦断面の光学顕微鏡写真

度が遅い10⁻⁵/secの時には、粒内破壊に混ざって若 干の粒界破壊が見られた。溶接継手試験片は、常に溶



(a) Bese metal, isothermal fatigue at Δε=10<sup>-3</sup>/sec
 母材,高温低サイクル疲労(Δε=10<sup>-3</sup>/sec)



(b) Bese metal, isothermal fatigue at Δε=10<sup>-5</sup>/sec
母材,高温低サイクル疲労(Δε=10<sup>-5</sup>/sec)



(c) Weld metal, isothermal fatigue at Δε=10<sup>-3</sup>/sec
 溶接金属,高温低サイクル疲労 (Δε=10<sup>-3</sup>/sec)



(d) Weld metal, TMF at  $\Delta_m = 0.6\%$ 溶接金属,高温低サイクル疲労 ( $\Delta \varepsilon_m = 0.6\%$ ) 接金属域で破断し,破面は溶接金属試験片と同様のも のであった。溶接金属中では,Fig. 10 (a) に見られ るように,き裂が表面のオーステナイトと $\sigma$ 相の界 面に発生する。また,伝ばは主に粒内で起こっている が,き裂は $\sigma$ 相領域に沿ったジグザグな形状になっ ている。表面直下の内部領域には,後記するような独 立した内部き裂は観察されなかった。

熱疲労の場合,母材では,高温低サイクルの場合と 同じく表面の結晶粒内にき裂が発生し,伝ぱは,Fig. 10 (b) に見られるように,粒内破壊/粒界破壊の混 合モードであった。また,多数の表面き裂が存在し, 表面直下の内部領域の粒界三重点には,Fig. 10 (c) に示す楔型粒界き裂も見られた。一方,溶接金属や溶 接継手試験片では,き裂はオーステナイトと $\sigma$ 相の 界面に発生し,表面下の内部域には多くの独立した内 部き裂が認められた。これらは脆い $\sigma$ 相に沿って進 展しており,Fig. 10 (d), (e) では異なる $\sigma$ 相域に 発生・進展したき裂同士の合体の跡が見られる。

SEM による観察結果では, 歪み速度が 10<sup>-3</sup>/sec の 母材の高温低サイクル疲労破面は, 粒内破壊のもので あり, Fig. 11 (a) のようにはっきりとしたストライ エーションが認められた。10<sup>-5</sup>/sec の場合には, Fig. 11 (b) のように混合モードとなっている。これとほ ぼ同様な混合モードの破面が, 溶接金属等でも見られ た。しかし, Fig. 11 (c) に示すように二次き裂が数 多く存在していた。熱疲労の場合には, 母材, 溶接金 属等共に混合モードであるが, 溶接金属等では Fig. 11 (d) のように表面に顕著な凹凸が見られた。

#### 4.考 察

#### 4.1 繰返し応力応答

高温低サイクル疲労での母材の繰返し応力応答は, 初期に硬化し,その後安定な状態になるもので,これ までに得られている結果と同様である。初期硬化の原 因としては,一般に転位および転位上への析出物の生 成,動的歪み時効の作用が考えられる<sup>3,11)</sup>。しかし オーステナイト系ステンレス鋼の動的歪み時効は 773~873 Kの範囲で顕著であり,本実験は973 Kで 行ったものであることから,ここでは除外できると思 われる。SUS 316 鋼の973 K での高温低サイクル疲 労について,山口等は組織に動的回復が生じ,特に低 歪み速度の場合にその傾向が顕著であることを示して いる<sup>12)</sup>。これは材料の軟化をもたらす。一方,de los Rios等はオーステナイト素地内の転位に炭化物が析 出するとしている<sup>13)</sup>。このような析出が起これば材料 は硬化する。安定期の出現は,これらの軟化/硬化作

Fig. 11 Fractographs of specimens. 破面の走査型電子顕微鏡写真

用のバランスにより生じたものである。熱疲労では, 高温低サイクル疲労と比べて硬化の割合が大きくなっ ている。温度範囲が573~973 K であり,これは動的 歪み時効が起こる範囲を含んでいる。また上限温度は クリープ域にある。動的歪み時効,炭化物の析出,組 織の回復等がこの場合の繰返し応力応答に影響してい ると思われるが,個々の要因の影響度は不明である。 Zauter 等は SUS 304 L 鋼の動的歪み時効を生じる温 度域での熱疲労について,透過電子顕微鏡による組織 観察を行い,動的歪み時効が転位の分布形態に影響す ることを示しているが<sup>14)</sup>,クリープ温度域では動的回 復による転位の移動も考えられ,これらを明らかにす るには,より詳細な組織観察が行う必要がある。

溶接金属の場合は,繰返し軟化挙動が見受けられ た。Valsan等はSUS 316 鋼溶接金属の873 K での高 温低サイクル疲労において,試験前に高かった転位密 度が試験後は低くなることから,転位の消失が軟化の 原因であるとしている<sup>3)</sup>。また,King等は多層の SUS 308 鋼溶接金属について,転位密度が厚さ方向 中央では高く,両側の表面近傍では低いとしてい る<sup>15)</sup>。ここで用いた溶接試験片も多層溶接の中央部か ら削り出したものであり,試験前には転位密度がかな り高かったものと思われ,試験中の転位消失割合が生 成割合を上回って,繰返し軟化挙動を呈したと考えら れる。

#### 4.2 疲労寿命

母材の高温低サイクル疲労では、歪み速度が高い場 合には粒内破壊が顕著であり、速度の低下と共に粒界 破壊が混じる混合モードの破壊に移行する。これは Yamaguchi らの観察結果<sup>16)</sup>と同様である。先に述べ たように 973 K では動的回復が起こるが、低歪み速 度の場合には回復傾向が顕著になって、粒内滑りのみ でなく粒界滑りも起こり易くなり、このような混合 モードの破壊が生じると考えられる。

Valsan等は873 K, 歪み速度が $3\times10^{-3}$ /sec の SUS 316 鋼の高温低サイクル疲労では,溶接金属の 方が母材よりも強度が高く,それは溶接金属に見られ るオーステナイトーフェライト組織の微細な結晶粒界 がき裂の進展に抵抗し,その結果,き裂がジグザグに 傾斜して進展し,その進展速度が粗い結晶粒に於ける 直線的なき裂よりも遅くなるためであるとしてい る<sup>3)</sup>。本研究で得られた結果は逆であり,初期 $\delta$ -フェ ライト量が9~12%のSUS 308 鋼溶接金属で得られ ている結果<sup>1)</sup>と同様に溶接金属の方が母材よりも強度 が低かった。Valsan等の試験片の初期 $\delta$ -フェライト 量が4~5%であるのに対して,本研究で用いたもの

は約8%である。δ-フェライト量が多ければ、フェ ライトが網状に連結した組織が発達し易い。また、本 研究では、疲労試験後に δ-フェライトは完全に σ相 等に変化していた。Farrar も SUS 316 鋼溶接金属中 の δ-フェライトが 973 K下,100 時間の時効で完全 に σ 相に変化したと報告している<sup>17</sup>。オーステナイ トーフェライト境界に発達する σ相は局部的に靱性 を低下させ、この境界はき裂を生じ易い。特に、主き 裂先端近傍では,応力状態が厳しいことから,容易に  $\sigma$ 相が破壊し、微小き裂が発生して、それが主き裂と 合体すると考えられる。実際、溶接金属試験片等では オーステナイトーフェライト境界に微小き裂が数多く 観察された。このようなき裂の合体は,細かな結晶粒 界の存在により、き裂が傾斜して進展速度が遅くなる 効果を帳消しにするばかりでなく, δ-フェライト領 域が網状に連結している場合は、逆にき裂進展速度を 加速し、全寿命に占めるき裂進展寿命の割合が大きな 低サイクル疲労では、結果的に全寿命が短くなる。溶 接金属と母材の高温低サイクル寿命について Valsan 等の結果と逆の結果が得られたのは、S-フェライト 量の相違によると考えられる。

母材の熱疲労では, Fig. 10 (c) に示した楔形き裂 が見られたが,これはクリープ損傷の典型であり,高 温低サイクル疲労と比べて,必ずしもクリープ損傷が 小さくなかったことを窺わせる。クリープ損傷を受け た領域を主き裂が進む,クリープー疲労の相互作用下 では,き裂進展速度は速くなり,寿命の低下を招くも のと言える。歪み速度が10<sup>-5</sup>/sec の時の高温低サイ クル疲労と熱疲労では,双方共に破壊が混合モードで あり,寿命にもあまり差がなかった。しかし,溶接金 属,溶接継手試験片では大きな差が見られた。

溶接金属等の熱疲労では、表面下の内部領域に σ 相に沿って多くの独立した内部き裂が見られ、これら は $\sigma$ 相域を進展し、近接した時には合体して、Fig. 10 (e) のような階段状の長いき裂に成長する。この ような領域を表面から進展してきた主き裂が通過する 場合、合体が起これば主き裂の全長は大きく伸び、き 裂進展速度の増大、寿命の大幅な低下が起こる。高温 低サイクル疲労の場合,寿命の20%でS-フェライト の相変化は完了していた。一方、熱疲労でも相変化は かなりの速度で進むが、高温低サイクル疲労の場合ほ ど急速ではなかった。σ相発生という組織変化のみに 着目すれば、損傷度合いは高温低サイクル疲労の方が 大きくなり易いと思われ,実験結果とは逆になる。し かし,負荷方向平行に切断した断面を観察した結果で は、熱疲労の方が高温低サイクル疲労よりもき裂密度 が高く,熱疲労では表面,内部双方で多数のき裂が見 られた。また、内部に独立した長いき裂が見られたの も、熱疲労の場合のみで、損傷の度合いは熱疲労の方 が大きかった。この原因について機械的負荷の面から みると、熱疲労と高温低サイクル疲労の違いは応力振 幅であり、熱疲労の方が大きい。程度の差はあるが、 熱疲労、高温低サイクル疲労いずれの場合も、溶接金 属の組織変化が急速に進むことから、き裂発生源であ る  $\sigma$  相は、試験の早期の段階で既に十分発達してい ると思われる。したがって、高温低サイクル疲労と比 べて大きな応力振幅が負荷される熱疲労では、内部の  $\sigma$  相域に沿ったき裂の発生・進展がより起こり易く、 この応力振幅の差が寿命の差をもたらしたと考えられ る。

#### 5. まとめ

化学プラント用機器等に用いられるステンレス鋼溶 接部の高温環境下の疲労強度を明らかにするために, SUS 316 鋼溶接継手の熱疲労及び高温低サイクル疲 労試験を行った。得られた結果は、以下の通りであ る。

- (1) 熱疲労,高温低サイクル疲労いずれの場合も,溶 接金属と溶接継手の寿命は母材の寿命より短く なった。
- (2)溶接継手の破断は常に母材/溶接金属の境界から 少し離れた溶接金属内で生じ、その疲労寿命は溶 接金属の寿命とほぼ同程度であった。
- (3)母材,溶接材共に、熱疲労試験の繰返し応力応答は、高温低サイクル疲労試験のそれと同様の傾向を示し、試験の違いによる差は認められなかった。
- (4) 熱疲労試験での寿命を同程度の機械的歪み速度 (10<sup>-5</sup>/sec)を持つ高温低サイクル試験の寿命と 比較したところ、母材ではわずかな寿命の減少が 認められた。どちらの場合も疲労き裂の進展が粒 内破壊と粒界破壊の混合モードであることから、 寿命の差が小さくなったと考えられる。
- (5) 溶接金属,溶接継手の熱疲労試験では,高温低サ イクル疲労(10<sup>-5</sup>/sec)の場合と比べて寿命が大 きく低下した。この原因は,熱疲労の場合には表 面直下のσ相境界に多くの内部き裂が発生し, これらのき裂同士や表面から進展して来た主き裂 との合体がき裂進展速度を加速することにある。
- (6) 溶接金属中の δ-フェライトが σ 相等へ変化する 量は機械的歪みよりも温度の影響を強く受け、温 度が熱疲労の最高温度と等しい高温低サイクル疲 労では、熱疲労と比較して δ-フェライト量がよ り急激に減少した。それにもかかわらず、熱疲労

の寿命の方が短くなるのは、熱疲労の方が応力振 幅が大きく、σ相境界にき裂が発生し易いためと 考えられる。

#### 謝 辞

♂-フェライトの計測にあたって、いろいろ便宜を 図っていただいた石川島播磨重工業、技術研究所、材 料部の野中 勇、染野 功両氏に深謝致します。

#### 参考文献

- K.B. Sankara Rao, M. Valsan and S.L.Mannan, Mater. Sci. Engng, A 130, pp.67-82 (1990)
- 2) 長谷部·浅山, 材料, 46-1, pp.7~12 (1997)
- D. Valsan, S.G. Sundara Raman, K.B.Sankara Rao and S.L. Mannan, Metall. Mater. Trans. A, 26 A, pp. 1207–1219 (1995)
- L. Lindblom, L. Linde, P.J. Henderson and R. Sandstorm, in Fatigue '96, pp.1213-1218.
- G.R. Halford and S.S. Manson, ASTM STP 612 pp. 239-254 (1976)
- 6) 恒成・堀川・岡田・武・宮下,材料,32-357, pp.
   672~677 (1983)
- E.G. Ellison and A. Al-Zamly, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct, 17-1, pp.53-67 (1994)
- S.Y. Zamrik, D.C. Davis and L.C. Firth, 2 nd Volume, ASTM STP 1263, pp.96-116 (1996)
- R.G. Thomas and D. Yapp, Weld J., 57, pp.361 s-366 s (1978)
- M.D. Mathew, G. Sasikara, S.L. Mannan and P. Rodriguez, Mater. Sci. Technol., 7, pp.533– 535 (1991)
- R.E. Reed-Hill, Rev. High Temp. Mater., 2, pp. 217-242 (1974)
- 12) 山口,金澤,日本金属学会誌,40-4,pp. 315~320 (1976)
- E.R. de los Rios and M.W. Brown, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 4, pp.377-388 (1981)
- 14) R. Zauter, H.J. Christ and H. Mughrabi, Metall. Trans., 25 A, pp.401-406 (1994)
- R.T. King, J.O. Stiegler and G.M. Goodwin, Weld J., 54, pp.307-315 (1974)
- K. Yamaguchi and K. Kanazawa, Metall. Trans. 11
   A, pp.1961-1966 (1980)
- 17) R.A. Farrar, J. Mater. Sci., 20, pp.4215-4231 (1985)

(受理日 平成 12 年 2 月 25 日)