

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 δ -ferrite, which is introduced to reduce hot cracking and microfissuring, gets transformed to carbides and various intermetallic phases like brittle σ phase. This transformation shows to decrease ductility when high stress are applied at elevated temperature. In isothermal fatigue, an extensive transformation of δ -ferrite to σ 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 (in-phase) 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 δ -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 σ phase boundaries and linkage of these cracks with the surface crack leading to rapid crack propagation. δ -ferrite in weld metal rapidly transformed to σ 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, δ -Ferrite transformation

*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。

**機械システム安全研究部 Mechanical and System Safety Research Division

*** STA フェロー 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、損傷過程には未だ説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^{1,2)}。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^{3,4)}。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 temp.	Welding current	Welding voltage	Welding speed	Shielding gas
≤ 423K	250,270A	11V	1.67mm/s	Ar

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	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

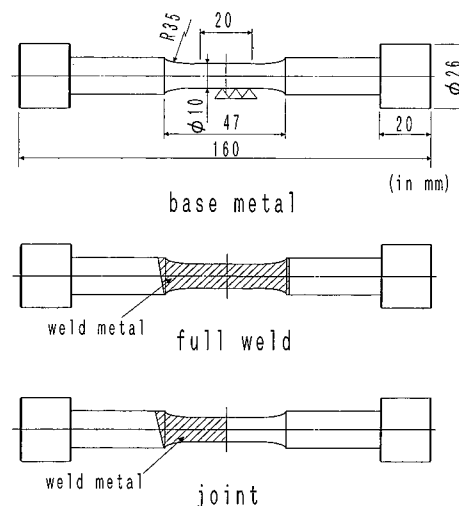


Fig. 1 Specimen design.
試験片の形状

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, ゲージ部の直径は 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。

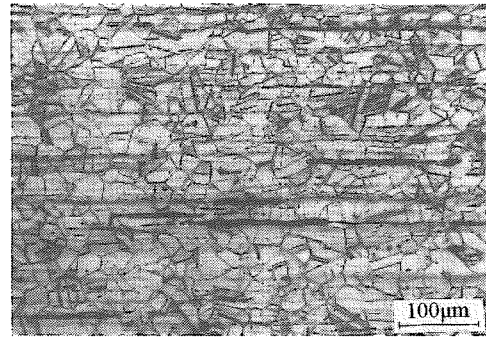
2.2 疲労試験

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。

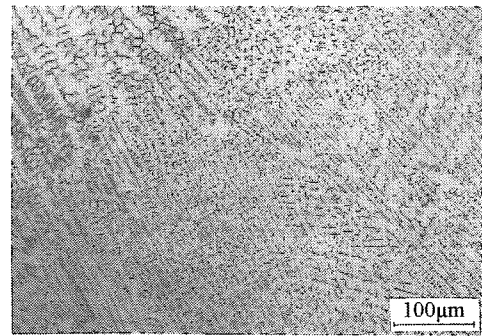
試験条件は、高温低サイクル疲労試験では温度 973 K, 歪み範囲 1.0% として、歪み速度のみを 3 段階 (10^{-3} , 10^{-4} , 10^{-5} /sec) に変えた。熱疲労試験では 1 サイクルの時間を 600 sec と固定し、機械的歪み範囲を 3 段階 (0.6, 1.0, 1.5%) に変えて (各々機械的歪み速度は各々 2.0×10^{-5} , 3.3×10^{-5} , 5.0×10^{-5} /sec である。), 温度 (範囲 573~973 K) と機械的負荷を同位相で変化させた。いわゆる In-phase の試験であり、試験片は最高温度で引張り歪みが最大に、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 δ -フェライトが炭化物の析出や σ 相等他の相への変化を引起し、その結果として残存 δ -フェライトの量が減少することから、 δ -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 e3 型) を用いて δ -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 20 g の水酸化カリウム, 20 g 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 σ 相 (Fe と Cr の金属間化合物) を赤褐色に、 δ -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 δ -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 δ -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マイ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 $10^{-3}/\text{sec}$ 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。

熱疲労の繰返し応力応答を Fig. 4 に示すが, 母材

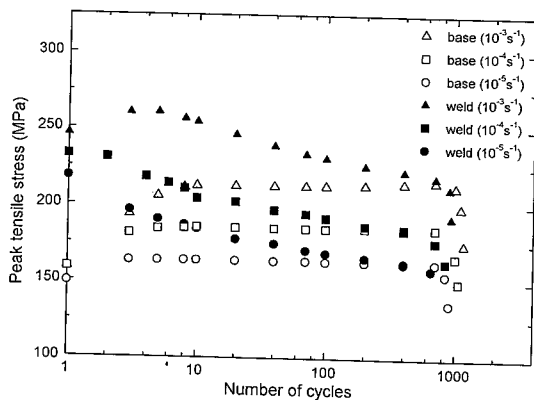


Fig. 3 Cyclic stress response in isothermal fatigue tests.
高温低サイクル疲労試験での繰返し応力応答

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, 初めのうちに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

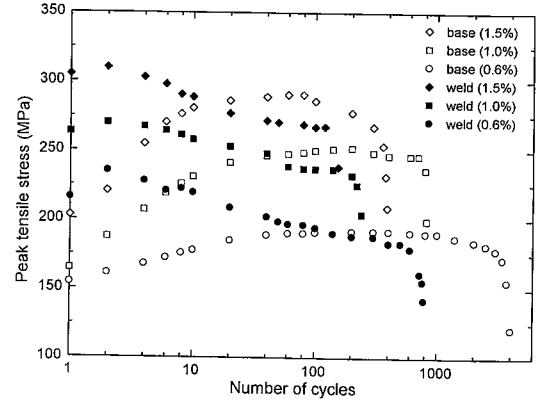
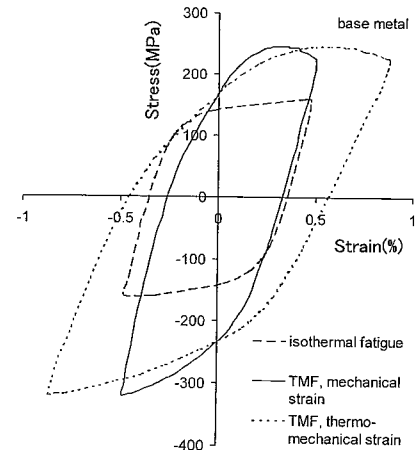
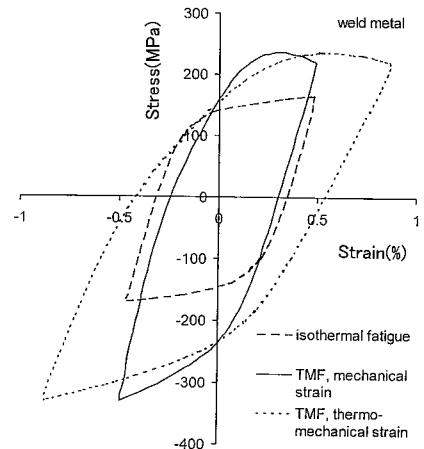


Fig. 4 Cyclic stress response in TMF tests.
熱疲労試験での繰返し応力応答



(a) Base metal



(b) Weld metal

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 N_f の半ば ($1/2 \cdot N_f$) 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 ($1/2 \cdot N_f$) 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 $10^{-3}/\text{sec}$ から $10^{-5}/\text{sec}$ 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、 $10^{-5}/\text{sec}$ 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

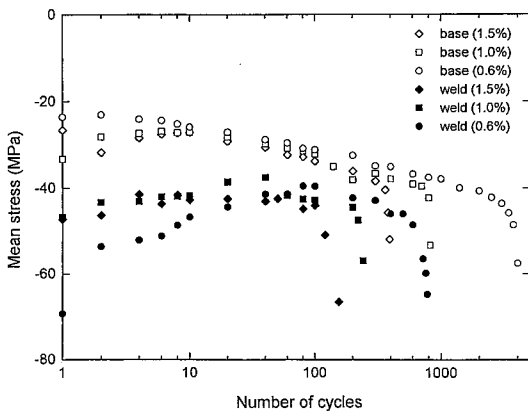


Fig. 6 Variation of mean stress with number of cycles in TMF tests.

熱疲労試験での平均応力の推移

み速度は $3.3 \times 10^{-5}/\text{sec}$ 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 $10^{-5}/\text{sec}$ 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、 δ -フェライトが他相に変化する状況を示したものである。一定荷重状態下での相変化は、以下に示す Johnson-Mehl⁹⁾ 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¹⁰⁾ は、ク

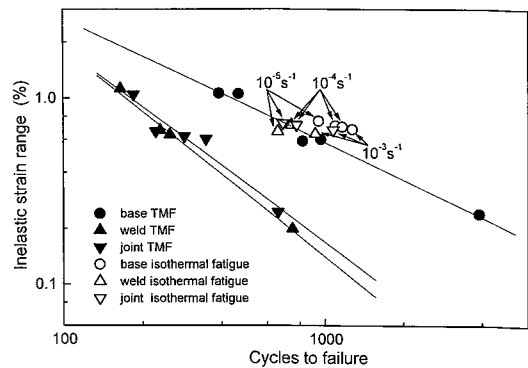


Fig. 7 Relation between fatigue life and inelastic strain range.

疲労寿命と非弾性歪み範囲の関係

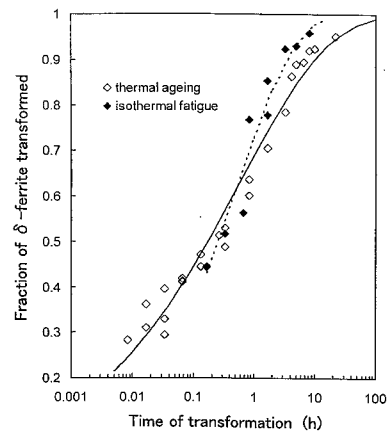


Fig. 8 Progress of δ -ferrite transformation with time in weld metal.

δ -フェライト量の時間的变化

リーブ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 δ -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 δ -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 $10^{-3}/\text{sec}$ 、 $10^{-4}/\text{sec}$ の時は、き裂伝ばは粒内で起こっているが、より歪み速

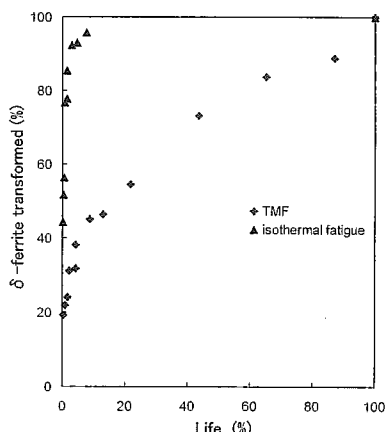
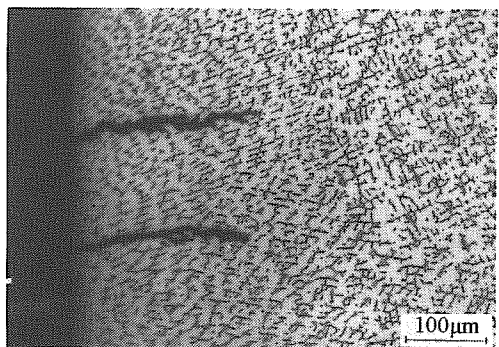
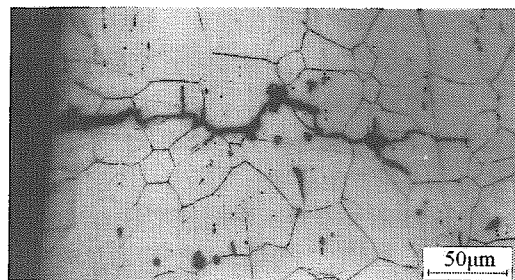


Fig. 9 Progress of δ -ferrite transformation at different levels of life.

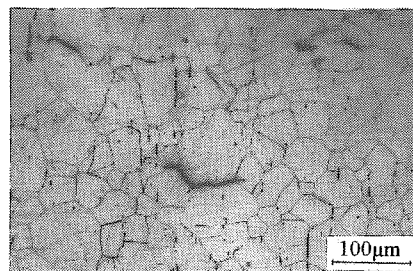
寿命の種々の段階での δ -フェライト量変化



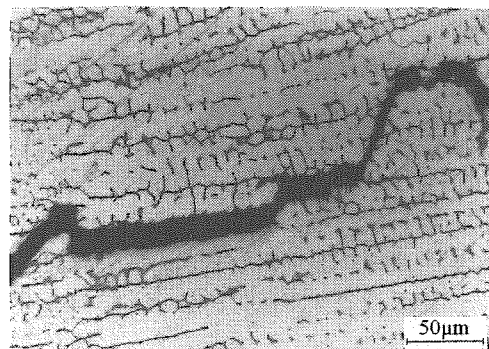
(a) Weld metal, isothermal fatigue at $\Delta\epsilon = 10^{-4}/\text{sec}$
溶接金属, 高温低サイクル疲労 ($\Delta\epsilon = 10^{-4}/\text{sec}$)



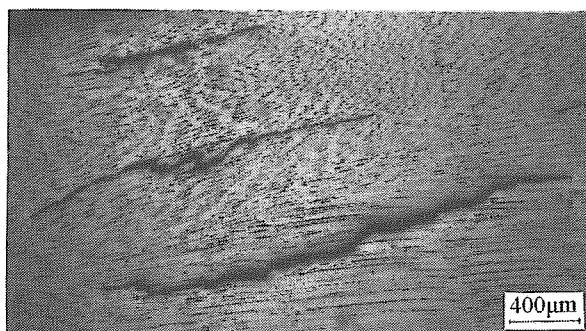
(b) Base metal, TMF at $\Delta\epsilon_m = 1.5\%$
母材, 熱疲労 ($\Delta\epsilon_m = 1.5\%$)



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



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

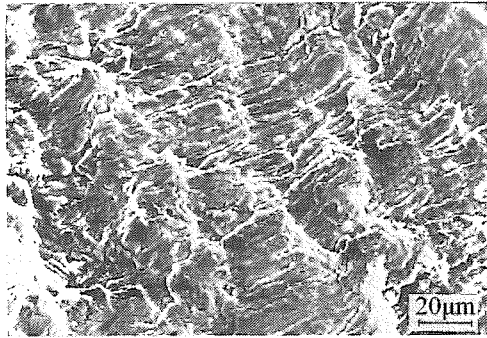


(e) Weld metal, TMF at $\Delta\epsilon_m = 1.0\%$
母材, 熱疲労 ($\Delta\epsilon_m = 1.0\%$)

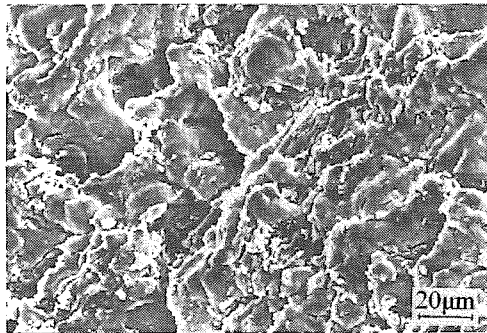
Fig. 10 Optical micrographs of longitudinal sections of specimen.

試験片縦断面の光学顕微鏡写真

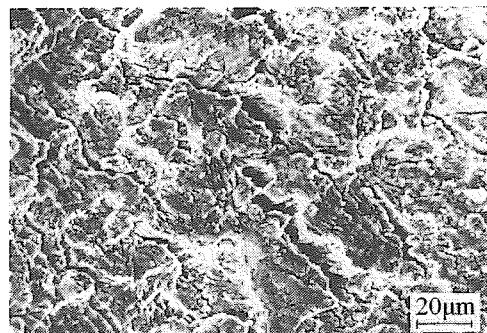
度が遅い $10^{-5}/\text{sec}$ の時には、粒内破壊に混ざって若干の粒界破壊が見られた。溶接継手試験片は、常に溶



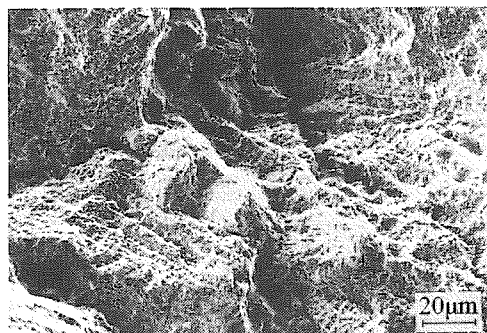
(a) Base metal, isothermal fatigue at $\Delta\varepsilon = 10^{-3}/\text{sec}$
母材, 高温低サイクル疲労 ($\Delta\varepsilon = 10^{-3}/\text{sec}$)



(b) Base metal, isothermal fatigue at $\Delta\varepsilon = 10^{-5}/\text{sec}$
母材, 高温低サイクル疲労 ($\Delta\varepsilon = 10^{-5}/\text{sec}$)



(c) Weld metal, isothermal fatigue at $\Delta\varepsilon = 10^{-3}/\text{sec}$
溶接金属, 高温低サイクル疲労 ($\Delta\varepsilon = 10^{-3}/\text{sec}$)



(d) Weld metal, TMF at $\Delta\varepsilon_m = 0.6\%$
溶接金属, 高温低サイクル疲労 ($\Delta\varepsilon_m = 0.6\%$)

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

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 σ 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 σ 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、伝ばは、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 σ 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 σ 相に沿って進展しており、Fig. 10 (d), (e)では異なる σ 相域に発生・進展したき裂同士合体の跡が見られる。

SEMによる観察結果では、歪み速度が $10^{-3}/\text{sec}$ 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。 $10^{-5}/\text{sec}$ 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^{3,11)}。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¹²⁾。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¹³⁾。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

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¹⁴⁾、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³⁾。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¹⁵⁾。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る、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¹⁶⁾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 3×10^{-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-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³⁾。本研究で得られた結果は逆であり、初期 δ -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¹⁾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 δ -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¹⁷⁾。オーステナイト-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 σ 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-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、 δ -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-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^{-5} /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 σ 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 δ -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 σ 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 σ 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 ($10^{-5}/\text{sec}$) 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 ($10^{-5}/\text{sec}$) 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

δ -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

- 1) 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)
- 3) D. Valsan, S.G. Sundara Raman, K.B.Sankara Rao and S.L. Mannan, Metall. Mater. Trans. A, 26 A, pp. 1207-1219 (1995)
- 4) L. Lindblom, L. Linde, P.J. Henderson and R. Sandstorm, in Fatigue '96, pp.1213-1218.
- 5) 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)
- 7) E.G. Ellison and A. Al-Zamly, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct, 17-1, pp.53-67 (1994)
- 8) S.Y. Zamrik, D.C. Davis and L.C. Firth, 2nd Volume, ASTM STP 1263, pp.96-116 (1996)
- 9) R.G. Thomas and D. Yapp, Weld J., 57, pp.361 s-366 s (1978)
- 10) M.D. Mathew, G. Sasikara, S.L. Mannan and P. Rodriguez, Mater. Sci. Technol., 7, pp.533-535 (1991)
- 11) 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)
- 13) 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)
- 15) R.T. King, J.O. Stiegler and G.M. Goodwin, Weld J., 54, pp.307-315 (1974)
- 16) 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)