

18-8 系ステンレス鋼の極低温域における 低サイクル疲労挙動

中村 敏則*・富永 昌武*・村瀬 宏一*²・西山 幸夫*²

Low Cycle Fatigue Behaviour of Austenitic Stainless Steel at Cryogenic Temperature

Toshinori NAKAMURA, Masatake TOMINAGA, Hirokazu MURASE, and Yukio NISHIYAMA

Synopsis:

Low-cycle fatigue behaviour of 304 stainless steel has been studied at 20°C and -196°C. The results obtained are summarized as follows:

(1) The low-cycle fatigue life depends on the mechanical properties which change according to the amount of α' -martensite induced by increasing number of fatigue cycles.

(2) The low-cycle fatigue life curves ($\Delta\epsilon_i/2 - N_f$) obtained agree fairly with the curves calculated by Manson's equation.

(3) The fatigue cracks initiates at about 20% of the fatigue life at 20°C, while it initiates at about 70% of the fatigue life at -196°C.

1. 緒 言

近年、新しい熱エネルギー源として、LNG の利用が拡大しつつある。その LNG タンクのメンブレン用材として低温での靱性がすぐれ、溶接性・加工性にも優れているオーステナイト系ステンレス鋼の薄板材が用いられているが、このような構造物はタンク構造に応じた変形、溶接歪による変形あるいは LNG の充填時・排出時における歪履歴などを受ける。ところで、これらの材料が極低温域ですぐれた靱性を示すのは、その結晶構造が面心立方晶であるため、これが不安定な場合には、上述のような変形が常温や低温で作用すると、加工誘起マルテンサイト (α') 相を誘起して、その機械的性質に大きな影響を及ぼすと考えられるが¹⁾²⁾、このような極低温構造物に関する材料設計あるいは品質保証の上で、重要と思われる極低温域での低サイクル疲労挙動に関してはほとんど知られていないのが現状のようである。

本報では、18-8 系ステンレス鋼を用いて、平面曲げ試験片による低サイクル疲労挙動 (疲労き裂の発生・伝播および寿命など) に及ぼす α' 相や歪み硬化の影響について研究した。

2. 供試材および実験方法

実験に用いた材料は板厚 2mm の SUS 304 の冷間圧延材で、その化学成分と引張特性を Table 1 と 2 に示す。Eichelman の式で求めた Ms 点は -208°C であり、LNG 温度に深冷しただけでは α' 相を誘起しないように成分調整がなされている。なお、結晶粒度は ASTM No. 7~8 である。

低サイクル疲労試験はインストロン万能試験機で行い、板曲げによる両振りの引張-圧縮歪みを負荷し、試験片の表面歪みとくり返し数との関係を求めた。その試験装置の概略図を Fig. 1 に、また、疲労試験片の形状を Fig. 2(a) に示す。試験片は 500 番および 1200 番エメリー紙で加工面を軽く研磨した。試験温度は常温と -196°C の 2 水準で、くり返し速度は約 20 cpm である。

表面のき裂長さと α' 相量は、Fig. 2(a) の試験片に破断までのくり返し数 (N_f) の 1%、10%、30%、50%、70% および 90% にほぼ対応するくり返し数 (N) をくり返した後、試験を中断して求めた。

表面のき裂長さの測定は、投影器で 10 倍に拡大して行い、観察されたき裂の総和で表示した。

昭和 55 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 2 月 9 日受付 (Received Feb. 9, 1981)

* 川崎重工業(株)技術研究所 (Technical Institute, Kawasaki Heavy Industries, Ltd., 1-1 Kawasaki-cho Akashi 673)

*² 川崎重工業(株)技術研究所 工博 (Technical Institute, Kawasaki Heavy Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of material used.

Material	Chemical Compositions (wt-%)									Ms (°C)	Md30 (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	N		
SUS304	0.065	0.56	1.38	0.039	0.003	9.00	18.12	0.11	0.023	-208	22

Table 2. Tensile properties of material used.

0.2% proof stress (kgf/mm ²)	Tensile strength (kgf/mm ²)	Elongation (%) G.L.=50mm
25.9	66.5	60.1

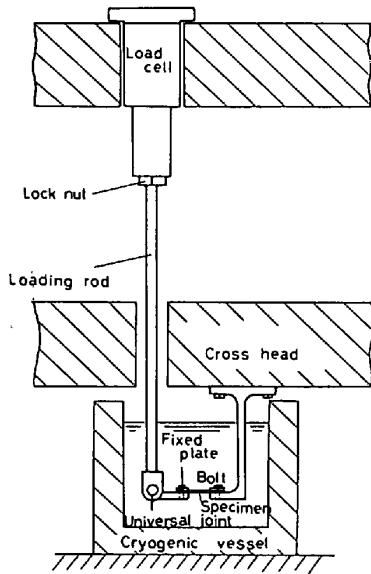


Fig. 1. Schematic diagram of the experimental apparatus.

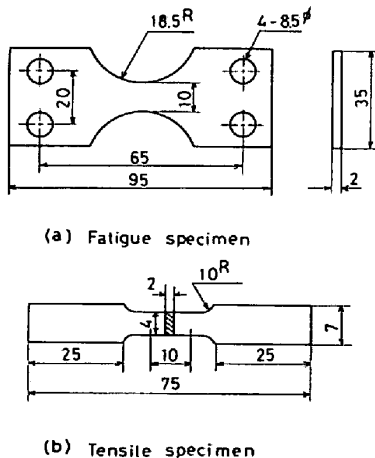


Fig. 2. Dimensions of test specimens.

α' 相量の測定は、磁気天秤装置を用い、600 Oe の磁界をかけて飽和磁化の強さから求めた。試片は Fig. 2 (a) の試験片の中央部の両端と中心から約 $2 \times 2 \times 2$ mm のサイコロを 3 個採取し、それらの平均値で表した。なお、測定に際して、 α' 相を含む試片について、X線分析

の結果と飽和磁化の強さとの関係を求めておき、これを検量線として用いたが、その場合の測定精度は ± 6 gauss 以内である。

また、 α' 相量と機械的性質との関係を求めるため、Fig. 2(a) の試験片を用いて、 -196°C の温度で、全歪み振幅 ($\Delta\epsilon_t/2$) = 3% を、 α' 相量が 0~90% の範囲になるように、くり返した後中断して、Fig. 2 (b) の引張試験片を採取した。引張試験は常温で行い、クロスヘッド速度を 2 mm 一定で行った。なお、 α' 相の多い試片については、顕微鏡観察によつてき裂のないことを確認して試験に供した。

また、疲労過程でのき裂や微視組織は光学顕微鏡と透過型電子顕微鏡 (加速電圧 100 kV) で観察した。電顕用薄膜試料は過塩素酸 (1) / 氷酢酸 (9) の電解液で予備研磨し、ジェット式電解研磨により仕上げ研磨を行つて作製した。

3. 実験結果

平面曲げ試験片による常温および -196°C での全歪み振幅 ($\Delta\epsilon_t/2$) - 破断までのくり返し数 (N_f) 曲線を Fig. 3 に示す。この結果によると、 $\Delta\epsilon_t/2 > 2.5\%$ の高歪み領域では、常温での破断寿命が -196°C でのものより長くなり、 $\Delta\epsilon_t/2 < 2.5\%$ では、その傾向が逆転し、低歪み領域になるにしたがい、その差が拡がるようになる。

Fig. 4 は低サイクル疲労過程での α' 相量の変化を 3 歪み振幅について求めた結果をくり返し数 (N) との関

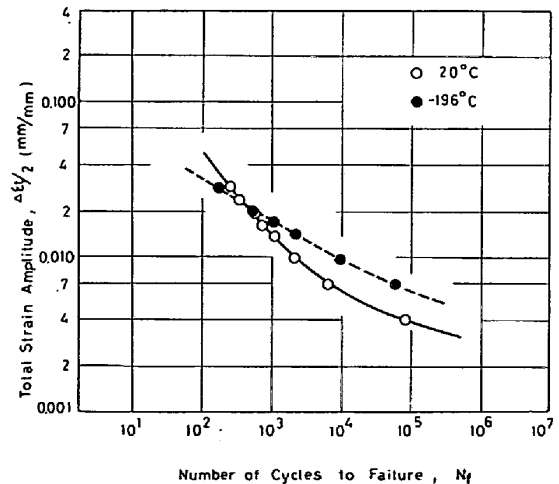


Fig. 3. $\Delta\epsilon_t/2 - N_f$ curves at 20°C and -196°C .

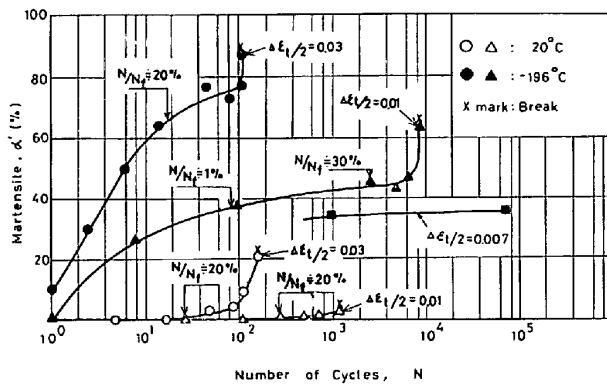


Fig. 4. Changes in volume of α' during fatigue test at 20°C and -196°C.

係で示したものである。-196°C で $\Delta\epsilon_t/2=1\%$ の条件では、疲労くり返し数の初期 ($N/N_f=1\%$) に α' 相が 30~40% まで急激に増加するが、その後、破断するまであまり増加しない。 $\Delta\epsilon_t/2=3\%$ では、 $N/N_f=20\%$ まで α' 相は直線的に増加し、その後も破断に至るまで増加する。

一方、常温で $\Delta\epsilon_t/2=1\%$ の条件では、破断に至るまで α' 相の誘起量はきわめて少ないが、 $N/N_f=20\%$ からわずかながら誘起しはじめており、また、 $\Delta\epsilon_t/2=3\%$ になると、 $N/N_f=20\%$ から α' 相が増加しはじめ、破断時にはその値が 20% に達する。

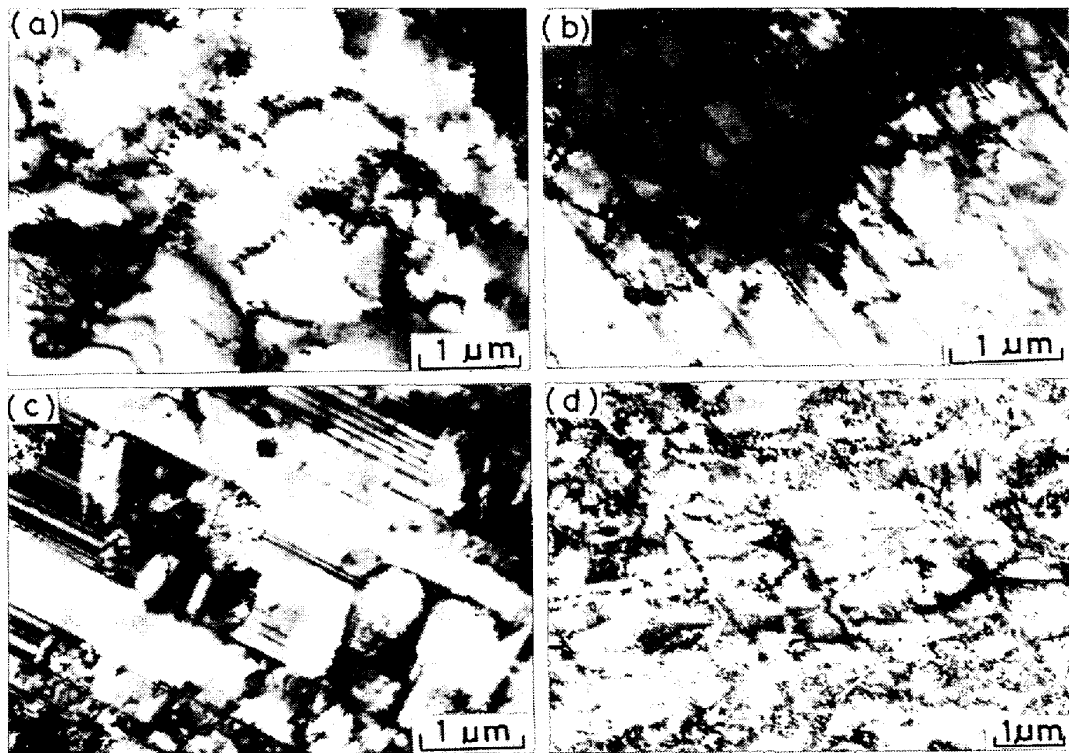
Photo. 1 はこれらの疲労過程での疲労組織を観察した結果である。常温で $\Delta\epsilon_t/2=1\% \cdot N/N_f=30\%$ の条件では、転位網の絡んだセル組織が一面に発達している。 $\Delta\epsilon_t/2=3\% \cdot N/N_f=30\%$ では、一部積層欠陥もみられるが、さらに細かくなつた転位網の絡んだ加工組織になつている。

-196°C で $\Delta\epsilon_t/2=1\% \cdot N/N_f=30\%$ では、線状の ϵ' マルテンサイト (ϵ') 相とラス状の α' 相がみられるようになり、線状の ϵ' 相から α' 相の成長している様子がよくわかる。 $\Delta\epsilon_t/2=3\% \cdot N/N_f=30\%$ になると、 ϵ' 相は消失し、ラス状の α' 相によるち密な組織になつている。

Fig. 5 は常温および -196°C における低サイクル疲労過程でのき裂の発生とその後の進展の状況を 2 歪み振幅について測定した結果である。常温では、 $N/N_f=20\%$ からき裂が発生しはじめ、その後、くり返し数とともに放物線的に成長し破断に至つている。これに対し、-196°C では、き裂は $N/N_f=70\%$ から発生しはじめ、その後、急速に破断に至つており、常温での挙動とは異なつた傾向を示す。なお、常温と -196°C ともに $\Delta\epsilon_t/2$ が 1% と 3% とでは顕著な差はみられない。

4. 考 察

18-8 系ステンレス鋼の低サイクル疲労寿命およびき



(a) $\Delta\epsilon_t/2$ (20°C)=0.01, $N/N_f=0.3$, (b) $\Delta\epsilon_t/2$ (20°C)=0.03, $N/N_f=0.3$,
(c) $\Delta\epsilon_t/2$ (-196°C)=0.01, $N/N_f=0.3$, (d) $\Delta\epsilon_t/2$ (-196°C)=0.03, $N/N_f=0.3$

Photo. 1. Electron micrographs after fatigue deformation at 20°C and -196°C.

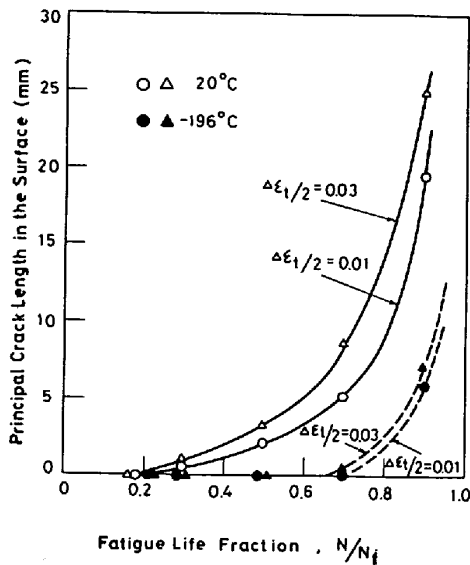


Fig. 5. Relationship between fatigue life fraction and principal crack length at the surface.

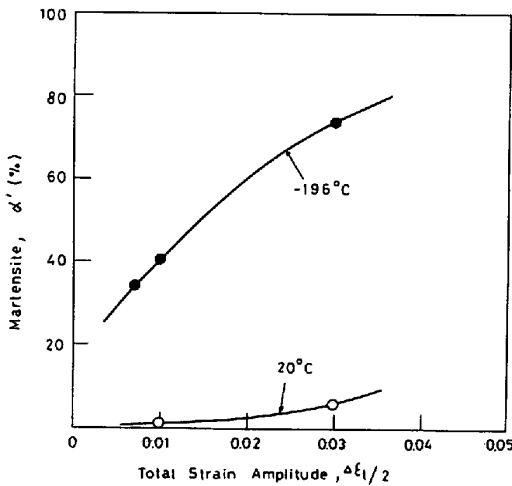


Fig. 6. Relationship between applied total strain amplitude and volume of α' at half life.

裂発生の挙動は常温と -196°C とで著しく異なっており、 α' 相の誘起によることが示されたが、このような微視組織の変化が低サイクル疲労挙動に及ぼす影響について考察する。

Fig. 6 は疲労寿命の 50% ($N/N_f=50\%$) のときの常温と -196°C における α' 相量を $\Delta\epsilon_t/2$ との関係で示したものである。 -196°C では、歪振幅の増加とともに α' 相が著しく増加しており、 $\Delta\epsilon_t/2=3\%$ では、 γ 相の約 75% が α' 相に変態している。常温においても、その量は少ないが、同様の傾向を示している。このような α' 相を誘起すると、その誘起量によつて機械的性質が変化すると考えられる。 Fig. 7 は常温における素材中の α' 相量と引張特性との関係を求めた結果である。 0.2% 耐力と引張強さはともに α' 相量とともに直線的

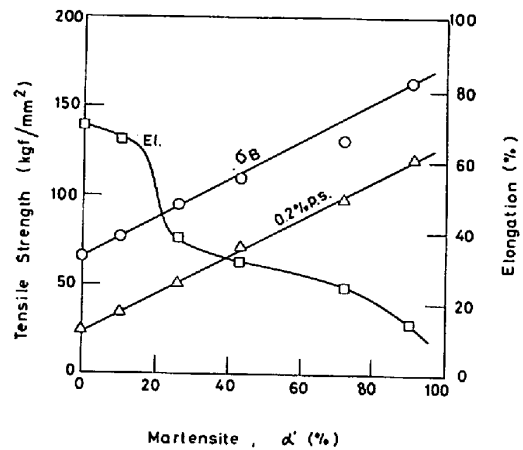


Fig. 7. Relationship between volume of α' in the matrix and tensile property at 20°C .

に増大し、破断伸びは α' 量が約 20% を過ぎると急激に低下するようになる。

ところで、ステンレス鋼も含めた金属材料の常温での歪み振幅-寿命曲線は Manson の式で示されるように、常温での引張特性と関係があるとされている³⁾⁴⁾。その関係式を次式に示す。

$$\Delta\epsilon_t/2 = D^{0.6} (2N_f)^{-0.6} + 3.5\sigma_B/E (2N_f)^{-0.12} \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $\Delta\epsilon_t/2$ = 全歪み振幅

σ_B = 引張強さ

$D = \ln l_f/l_0 = \ln A_0/A_f$

l_f : 試験後の標点間距離

l_0 : 試験前の標点間距離

A_0 : 試験前の平行部の断面積

A_f : 試験後の平行部の断面積

N_f = 破断までのくり返し数

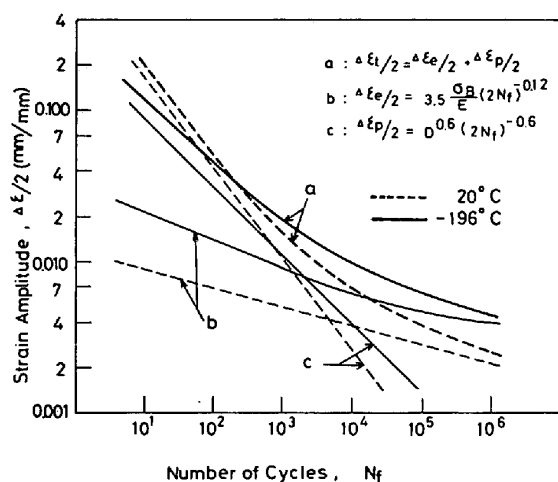
E = 縦弾性係数

(1)式によると、高歪み領域では疲労寿命が主として引張延性によつて支配され、低歪み領域では引張強さに依存して、 $\Delta\epsilon_t/2-N_f$ 曲線の勾配が異なつてくることを示す。ここで、疲労寿命の 50% ($N/N_f=50\%$) の時の α' 相量を Fig. 6 より求め、この量に対応する常温での引張特性 (σ_B と D) を Fig. 7 により求め、これらの値を (1)式に代入して、常温および -196°C での疲労寿命を計算した結果が Fig. 8 である。ここで、 -196°C での疲労寿命の推定にあつて、常温での α' 相量に対応する引張特性を用いたのは、常温では、引張変形過程で TRIP 現象による α' 相量の誘起量が少なく、あらかじめ付与した α' 相量に対応する引張性質をほぼ示しているものと考えた。

これらの計算結果を Fig. 3 に示した実験結果に対比

Table 3. Calculated plastic component ($\Delta\epsilon_p/2$) of the applied total strain range ($\Delta\epsilon_t/2$) in the first cycle and at half life.

Applied Strain Amplitude $\Delta\epsilon_t/2$ (%)	plastic Strain Amplitude $\Delta\epsilon_p/2$ (%), first cycle		Plastic Strain Amplitude $\Delta\epsilon_p/2$ (%), $N/N_f = 0.5$	
	20°C	-196°C	20°C	-196°C
3.00	2.93	2.90	2.93	2.27
2.00	1.95	1.93	1.95	1.17
1.00	0.96	0.96	0.96	0.50

Fig. 8. $\Delta\epsilon_t/2$ - N_f curves calculated using our experimental data from Manson's equation.

させると、両者の疲労曲線はよく合致している。すなわち、 -196°C における高歪み領域では、 α' 相の誘起による引張延性の低下により、常温よりも疲労寿命が短くなり、低歪み領域では、逆に、 α' 相の誘起により引張強さが増大するため、疲労寿命が長くなる。このことは、また、低温での疲労寿命の変化が、単に、温度に依存するのではなく、 α' 相の誘起によつて素地の機械的性質が変化したことによるものであることを示している。

一方、低温での低サイクル疲労寿命は塑性歪み振幅の大きさ ($\Delta\epsilon_p/2$) でみると、くり返し変形による加工硬化の影響を知ることができる。Table 3 はくり返し数の初回と $N/N_f=50\%$ のときの $\Delta\epsilon_p/2$ を求めた結果である。常温では、くり返し変形による $\Delta\epsilon_p/2$ はほとんど変化しないのに対し、 -196°C では、くり返し数とともに著しく小さくなっている。そして、高歪み領域では、 -196°C での $\Delta\epsilon_p/2$ が常温でのものより小さいにもかかわらず、その疲労寿命が短い。このことは、 α' 相の誘起による高いくり返し加工硬化によるもので、したがって、くり返し変形による α' 相の誘起は低サイクル疲労過程での疲労損傷を高めるものと考えられる。

次に、き裂発生までのくり返し数が常温と -196°C

とで著しく異なることについて考察する。

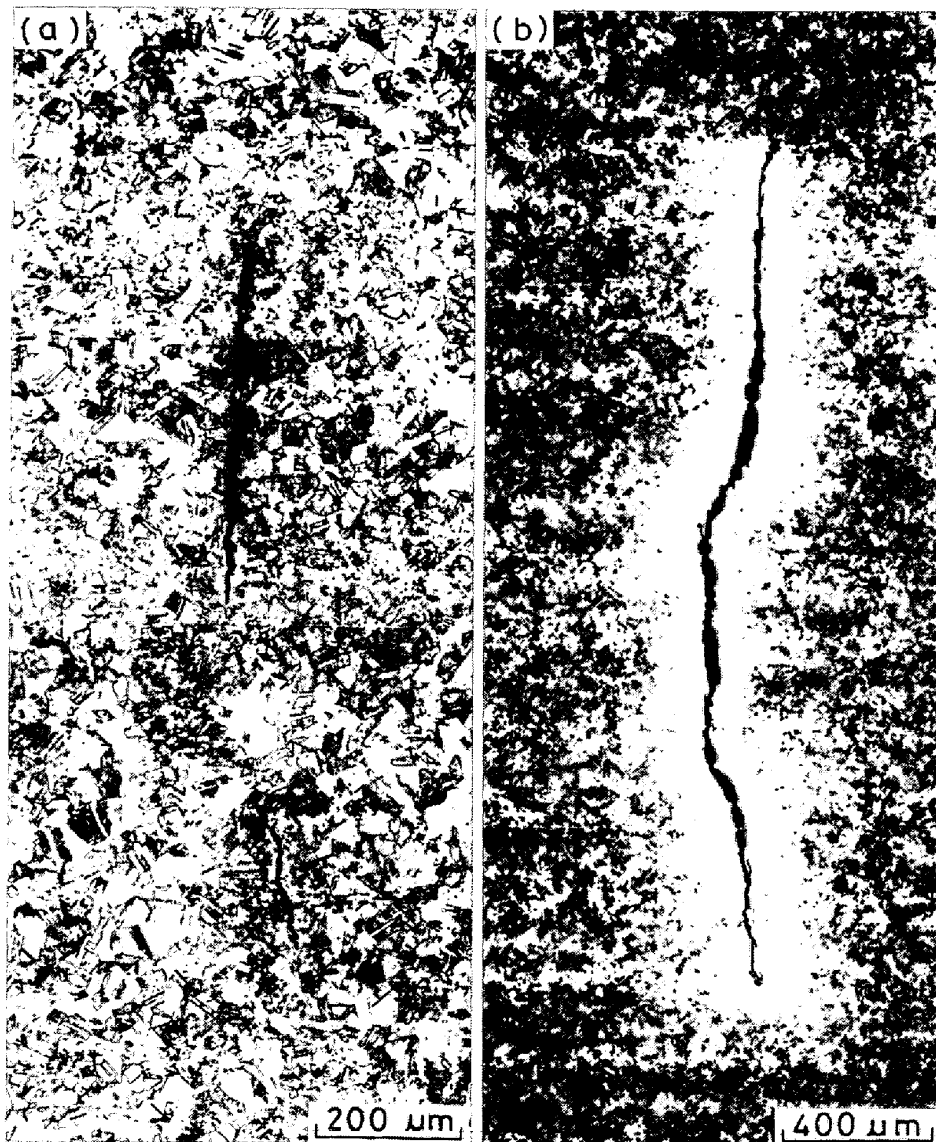
常温と -196°C における疲労き裂の進展形態の代表的なものを Photo. 2 に示す。 γ 相の不安定なステンレス鋼では、常温でくり返し変形が作用すると、き裂先端ですべり帯とともに α' 相を誘起して γ 相と共存することが観察されている⁵⁾⁶⁾。つまり、塑性歪みが強度の低い γ 相に集中するようになり、著しく増加したすべり帯にき裂が発生し、このすべり帯を伴つたき裂が合体して大きなき裂に発展する。このため比較的速い時期にき裂を形成し、伝播するものと考えられる。このことは、Fig. 5 に示した常温における疲労き裂の発生時期 ($N/N_f=20\%$) と Fig. 4 に示した α' 相の誘起しはじめる時期がほぼ一致していることからもうかがえる。

一方、 -196°C では、Photo. 2(b)にみられるように、くり返し変形により素地一面に α' 相を誘起して微細組織を形成し、また、き裂周辺では素地よりもさらに多くの α' 相を誘起している。このように、くり返し変形を受けたところは誘起された α' 相によつて硬化し、すべり変形に対する抵抗が大きくなる。そのため、常温に比べて -196°C におけるき裂の発生時期が遅れるものと考えられる。このような挙動は比較的高サイクルでの引張-圧縮疲労過程で観察されており⁷⁾、平面曲げによる低サイクル疲労によつてもほぼ似たような傾向を示すことが明らかになった。

5. 結 言

18-8系ステンレス鋼の薄板材の常温と -196°C における低サイクル疲労挙動について研究して得た結論を列挙すれば次のようになる。

(1) 平面曲げによる低サイクル疲労寿命について、常温と -196°C で比較すると、 $\Delta\epsilon_t/2 > 2.5\%$ では、 -196°C での疲労寿命が常温でのものより短かく、 $\Delta\epsilon_t/2 < 2.5\%$ では、この傾向が逆転する。これは、疲労過程で誘起される α' 相により素地が硬化することとこれに伴う破断延性の低下によるものと考えられる。



(a) $\Delta\epsilon_t/2$ (20°C)=0.01, $N/N_f=0.9$, (b) $\Delta\epsilon_t/2$ (-196°C)=0.01, $N/N_f=0.9$
 Photo. 2. Micrographs of fatigue crack profile at 20°C and -196°C.

(2) 常温での低サイクル疲労き裂は、疲労寿命の約 20% から発生しはじめるのに対し、-196°C では約 70% から発生しはじめる。これは、素地およびき裂周辺での微細組織の形成の相違による。

(3) 常温および -196°C での低サイクル疲労寿命曲線は Manson の式で求めた結果とよい一致を示す。

文 献

1) 向井孝慈, 星野和夫, 藤岡外喜夫: 鉄と鋼, 65

(1979) 12, p. 1756

- 2) 泉 久司, 砂田久吉, 圓尾武史: 日本材料強度学会誌, 14 (1979) 4, p. 173
- 3) S. S. MANSON: Exp. Mech., (1965) 5, p. 193
- 4) ASTM STP 465 (1969), p. 1
- 5) 今井勇之進, 熊谷真一郎: 材料, 20 (1971) 219, p. 1292
- 6) 須藤 一, 加賀 寿: 日本金属学会誌, 37(1973) 11, p. 1158
- 7) 福島英二, 後藤 昭, 石井正章: 日本材料強度学会誌, 8 (1972) 1, p. 26