

論 文

UDC 669.15'24-194.56 : 669.15'24'26-194.56
: 539.431/.433 : 669.112.227.343

準安定および安定オーステナイト鋼の疲労挙動*

堀 部 進** ・ 関 勇 一***

藤 田 利 夫**** ・ 荒 木 透*****

Fatigue Behaviour of Metastable and Stable Austenitic Steels

Susumu HORIBE, Yuichi SEKI, Toshio FUJITA, and Toru ARAKI

Synopsis:

An attempt has been made to survey the fatigue behaviour of three different austenitic steels. The materials tested are an Fe-30Ni alloy as metastable austenite, an Fe-38Ni alloy as stable austenite, and an Fe-25Ni-16Cr alloy of low stacking fault energy. It was found that at low stress amplitudes the fatigue life of the metastable steel was longer than that of the stable ones, while at high stress amplitudes the metastable steel was inferior to the stable ones. This is probably attributed to the differences of the rate and period of martensite formation. The fatigue life of the Fe-25Ni-16Cr alloy was less than that of the Fe-38Ni alloy at only high stress amplitude. The Fe-30Ni alloy was cyclically hardened remarkably with martensite formation, but its cyclic strain behaviour except the hardening resulted from the martensite formation was extremely similar to that of the Fe-38Ni alloy, that is, at high stress amplitudes the hardening occurred remarkably and at low stress amplitudes softening occurred slightly. Fatigue crack propagation properties of the Fe-30Ni alloy was also better than that of the Fe-38Ni alloy at low ΔK level, but at high ΔK level the former was inferior to the latter.

1. 結 言

鉄鋼材料の疲労挙動におよぼす残留オーステナイトの影響については、これまでにかなり議論されてきている^{1)~8)}。しかしながら、この残留オーステナイトの影響はその鋼の合金組成、残留オーステナイト量およびその安定度あるいは試験方法によつて大きく異なるようであり、残留オーステナイトの存在が疲労強度の向上に有益であるとする報告^{1)6)~8)}とむしろ疲労強度を低下させるとする報告²⁾³⁾に二分されるのは、かかる研究が今なお十分でないことを物語るとともに他の複雑な要因がそこに介在していることを暗示するものであろう。

また母相自体がオーステナイトであるオーステナイト鋼の疲労挙動については従来あまり研究されていなかったが、オーステナイト系ステンレス鋼の需要とあいまって、近年になりようやく研究され始められるに至つた。その中でとくに加工誘起変態を起こす準安定オーステナイト

である 18-8 ステンレス鋼についての報告が多い^{9)~18)}。幡中らは 18-8 ステンレス鋼についての一連の研究^{9)~11)}で疲労き裂の発生および伝播挙動を電顕観察や X 線測定等によつて調べているが、マルテンサイト変態との関係についてはあまり言及しておらず、種々の Fe-Ni 合金とステンレス鋼の疲労き裂伝播挙動を調べた PEL-LOUX らの研究¹⁶⁾¹⁷⁾や HENNESSY らの研究¹⁸⁾あるいは極低温での疲労特性を調べた福島¹³⁾の報告にマルテンサイト変態と疲労挙動との関係が若干議論されている程度である。

また近年 TRIP 鋼が強度と延性、靱性を合わせ持つ特性を有する鋼として注目されてきている^{19)~23)}。この延性および靱性は準安定オーステナイト相の加工誘起変態に起因するものである。しかしながら疲労性質については、疲れ限度を調べた藤田らの報告²⁴⁾と低サイクル疲労特性とき裂伝播特性を調べた CHANANI らの報告²⁵⁾²⁶⁾が見られるのみであらう。その他、21~27%Ni 鋼 (0.3

* 昭和 52 年 4 月本会講演大会にて発表。昭和 52 年 4 月 5 日受付 (Received Apr. 4, 1977)

** 東京大学大学院 (現 金属材料技術研究所) 工博 (Graduate School, The University of Tokyo, Now National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku Tokyo)

*** 東京大学大学院 (Graduate School, The University of Tokyo)

**** 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo)

***** 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

～0.5% C 含) について疲労挙動解明を目的とした須藤らの研究²⁷⁾などもあるが、疲労過程におけるマルテンサイト変態が疲労挙動におよぼす影響(功罪)については未だ判然としないのが現状のようである。

そこで本報では、準安定オーステナイトとして Fe-30Ni 合金を、安定オーステナイトとして Fe-38Ni 合金を、さらに Ni の一部を Cr で置き換え積層欠陥エネルギーを下げるとともに Schaeffler の状態図における安定度が等しくなるように設計した Fe-25Ni-16Cr 合金を選び、これら 3 鋼種を用いることによつて、主として (1) オーステナイトの疲労特性(疲労損傷、き裂発生、き裂伝播)、(2) マルテンサイト変態の疲労挙動への影響、(3) 積層欠陥エネルギーの疲労挙動への影響について微視組織学的な観点から検討を行なつた。

2. 実験方法

2.1 供試材

試料は Al 脱酸による真空溶解によつて溶製し、得られた鋼塊(17 kg)を 1150°C 均一化焼鈍した後、その温度で熱間鍛造、圧延を施し、厚さ 6 mm の板材(疲労試験片作製用)と直径 10 mm の棒材(引張試験片作製用)を得た。その後前報²⁸⁾で述べたものと同一形状の試験片を研削加工により作製した。なおこれら試料の化学組成分析値を Table 1 に掲げた。

2.2 熱処理

熱処理は各鋼種とも 900°C 1 h FC とした。その結果、オーステナイト粒径は 30Ni 鋼が 35.2 μ 、38Ni 鋼が 47.2 μ 、25Ni-16Cr 鋼が 33.6 μ であつた。また各鋼種間での粒径をそろえるため、30Ni 鋼に対して 935°C 1 h FC、25Ni-16Cr 鋼に対して 950°C 1 h FC の各熱処理を施し、それぞれ 44.6 μ 、44.8 μ の粒径を有する試験片が得られた。これらのほぼ同一粒径の 3 試料(約 45 μ)とそれよりやや粒径の小さい 2 試料(約 35 μ)について実験を行なつた。

2.3 引張試験および疲労試験

供試材の静的な機械的性質とオーステナイト相の安定性を調べるために、-196°、-70°、20°、および 98°C

の各温度下で引張試験(クロスヘッド速度: 1 mm/min)を行なつた。

疲労試験はシエンク式疲労試験機により定応力振幅の両振曲げ応力を繰返し速度 450～1000 cpm で作用させることにより行ない、S-N 曲線の作成と疲労過程における塑性歪振幅の変化の測定を行なつた。この塑性歪振幅の測定方法は前報²⁸⁾と同じである。また 30Ni 鋼については疲労過程で生成するマルテンサイトの定量を行ない、繰返し塑性挙動との関係の解明を試みた。

オーステナイト/マルテンサイトの定量は X 線回折法を用いた。すなわちある繰返し数で応力振幅を徐々に零まで減少させることにより試験片の残留たわみを零にした後、試験片を試験機から取りはずし、X 線測定を行なつた。この際に使用した X 線は MoK α 線である。オーステナイト量 V_T は (1) 式²⁹⁾より求めた。

$$V_T = 1.4I_T / (I_\alpha + 1.4I_T) \dots\dots\dots (1)$$

ここで I_T は (220) $_T$ と (311) $_T$ からの積分強度の平均であり、 I_α は (211) $_\alpha$ からの積分強度である。

さらに各試料の疲労進行に伴つて生ずるすべり帯や微視き裂の形態およびそれらの発生箇所を明らかにするため光学顕微鏡観察を行なつたほか、疲労試験後の試料表面近傍(表面下 150 μ)より採取した薄膜について透過電子顕微鏡(加速電圧: 150kV)観察を行ない、内部転位組織の変化も調べた。

疲労き裂伝播特性は、片側切欠材(切欠形状は前報²⁸⁾の試験片と同じである)に片振面内曲げ応力を作用させることによつて調べた。この試験における疲労条件は、最大応力 $\sigma_{\max} = 8.5 \sim 18$ kg/mm²、応力比 $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = 0.06$ 、繰返し速度 1000 cpm とした。また疲労破壊後の破面を走査型電子顕微鏡によつて観察した。

3. 実験結果

3.1 引張試験

Fig. 1 は -196°～98°C の温度範囲で引張試験を行なつた結果であり、3 鋼種 5 組織についての引張強さ、0.2% 耐力および伸びの値を示している。

30Ni 鋼は M_s 点が約 -20°C であり、 M_d 点が明ら

Table 1. Chemical composition of materials (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	N
Fe-30Ni	0.005	0.003	0.002	0.004	0.003	30.14	—	0.018	0.0012
Fe-38Ni	0.004	0.006	0.001	0.004	0.003	37.89	—	0.015	0.0014
Fe-25Ni-16Cr	0.002	0.007	0.002	0.004	0.006	24.39	15.63	<0.001	0.0048

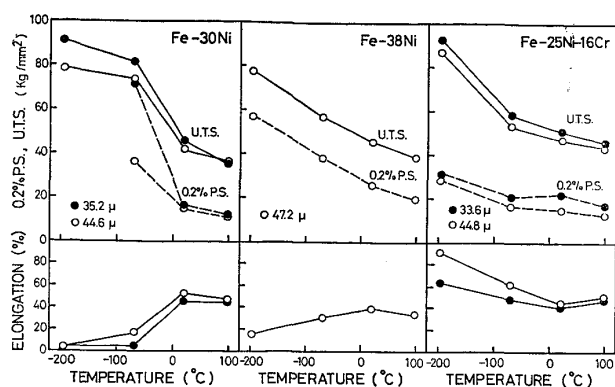


Fig. 1. Relationship between mechanical properties and test temperatures.

かに室温以上であるため、伸びの値も室温付近で最大となり、 -70°C 、 -196°C では極めて小さい値を示した。また強度も -70°C までは急激に上昇するが、それ以下の温度では引張前に完全にマルテンサイトとなつてゐるため、ほとんど塑性変形せず破断に至る。38Ni鋼の M_d 点は -150°C 付近、 M_s 点は -196°C 以下と報告されている³⁰⁾が、組織観察(光顕および透過電顕)の結果、 -196°C での引張後の試験片においても加工誘起変態マルテンサイトは認められなかった。Schaefflerの状態図における安定度が38Ni鋼に等しい25Ni-16Cr鋼は室温付近の伸びが最小であり、高温側にいくほどまた低温側にいくほど大きな値を示していた。かかる鋼種についての塑性挙動および変態特性についてはBREEDISらの研究³¹⁾³²⁾があり、彼らはFe-25Ni-16Cr合金単結晶は -269°C まで温度を下げて、また -196°C で塑性変形してもマルテンサイトは形成されないことを報告しており、本実験の低温引張試験片においても光顕や透過電顕観察の結果からはマルテンサイトの形成は認められなかった。したがって本実験で認められた低温側での伸びの上昇の原因は変態誘起塑性以外にあることも考えられる³³⁾³⁴⁾が、その本質は現時点では不明である。

前述したように本実験では加熱温度を 900°C としたほか、30Ni鋼を 935°C (以後これを30Ni鋼(935)と記述する)で、また25Ni-16Cr鋼を 950°C 1h加熱保持を行なつたが、これらに起因する結晶粒径の差が静的な引張特性にも反映されている。なお疲労試験を行なつた室温(20°C)での引張強さは30Ni鋼(900)、38Ni鋼(900)および25Ni-16Cr鋼(950)ではほぼ等しく約 46 kg/mm^2 であつた。

3.2 疲労試験

3.2.1 S-N 曲線

Fig. 2は同一強度レベルの3鋼種、すなわち30Ni鋼(900)、38Ni鋼(900)および25Ni-16Cr鋼(950)の

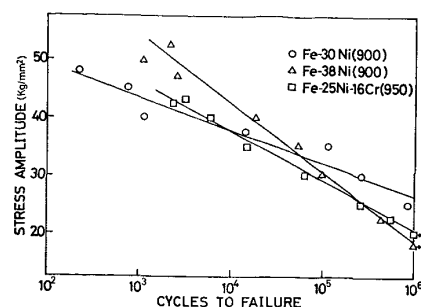


Fig. 2. S-N curves of austenitic steels.

10^6 サイクルまでの S-N 曲線である。準安定オーステナイトの30Ni鋼は低応力振幅側($\sigma_a < 33\text{ kg/mm}^2$)では他の2鋼種に比し良好な耐疲労性を有するが、負荷応力振幅が高くなるにしたがい耐疲労性は著しく劣化し、応力振幅が 38 kg/mm^2 以上では逆に他の2鋼種より悪くなる。また25Ni-16Cr鋼は0.2%耐力が38Ni鋼よりかなり低いため、それに対応して高応力振幅側での耐疲労性は38Ni鋼に劣るが、低応力振幅側での両者の差異はあまりないようである。

3.2.2 繰返し塑性挙動

Fig. 3, Fig. 4はそれぞれ30Ni鋼(900)と30Ni鋼(935)に $14\sim 30\text{ kg/mm}^2$ の定応力振幅を作用させた際の繰返しに伴う塑性歪振幅の変化を示したものである。これらによれば粒径による塑性挙動の差異はほとん

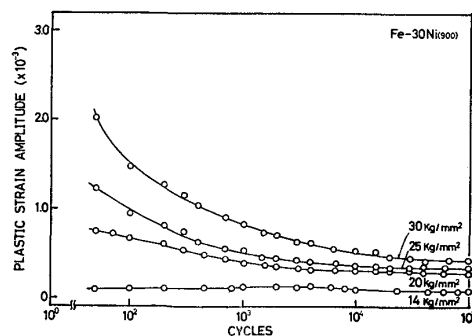


Fig. 3. Variation of plastic strain amplitude during testing: Fe-30Ni (900).

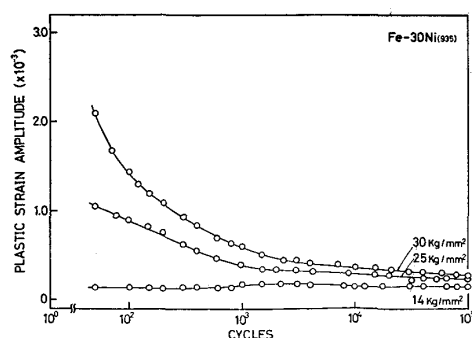


Fig. 4. Variation of plastic strain amplitude during testing: Fe-30Ni (935).

ど認められず、いずれの場合も高応力振幅を作用させた際に歪振幅の低下（硬化）が著しく、各応力レベルに依存するある値で飽和するようである。また、低応力振幅（ $\sigma_a = 14 \text{ kg/mm}^2$ ）の場合には初期段階で歪振幅が若干増加（軟化）し、その後 $N = 3 \times 10^3$ 程度の繰返し数から歪振幅の低下が認められた。高応力振幅負荷の場合の硬化現象は主としてマルテンサイトの生成に起因するものと思われるが、他の要因が関連していることも考えられる。そこでまず繰返しに伴うマルテンサイトの生成過程を調べてみた (Fig. 5)。この 30Ni 鋼は表面マルテンサイトが生成しやすく、疲労前の試験片表面には 6～7%の表面マルテンサイトが形成されていた。この試験

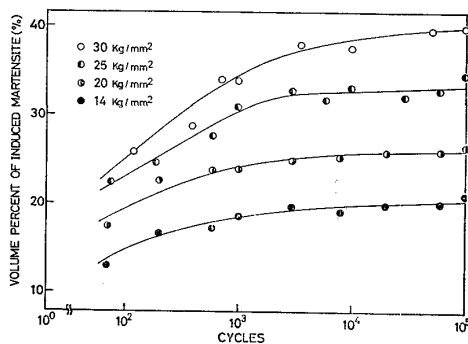


Fig. 5. Change of the volume fraction of martensite during testing: Fe-30Ni (900).

片に $25 \sim 30 \text{ kg/mm}^2$ の応力振幅を作用した場合、 10^3 サイクルまで急速にマルテンサイトは生成されるが、その後の繰返し過程でのマルテンサイトの生成速度は非常に低くなる。一方応力振幅が 20 kg/mm^2 以下の場合には、初期段階でのマルテンサイト形成は比較的遅いが、繰返しの後期においてもマルテンサイト変態は徐々に起こっているようである。

Photo. 1 (a), (b) はそれぞれ 48 kg/mm^2 と 25 kg/mm^2 の応力振幅下での疲労後の透過電顕組織であるが、生成されたマルテンサイトの形態はこれら応力レベルによらずほぼ等しく、極く一部に双晶状のものが存在している他、大部分は転位状のもの（ラスマルテンサイト）であつた。

Fig. 6 は 38Ni 鋼(900) の塑性歪振幅の変化曲線であるが、本鋼種の場合には室温の疲労過程でマルテンサイ

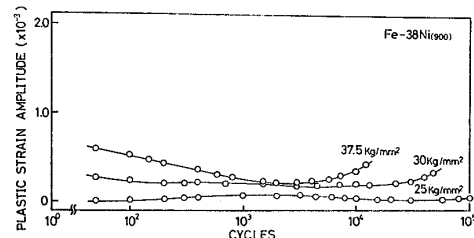


Fig. 6. Variation of plastic strain amplitude during testing: Fe-38Ni (900).

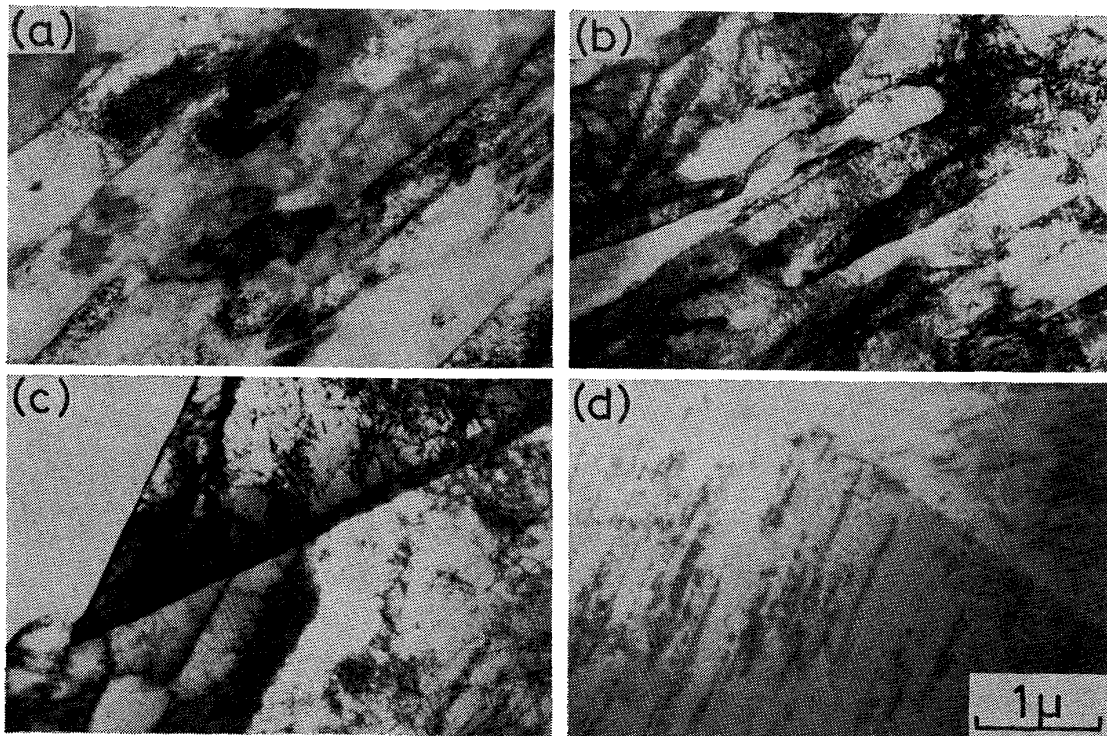


Photo. 1. Transmission electron micrographs of specimens fatigued to failure. (a) Fe-30Ni (900): $\sigma_a = 48 \text{ kg/mm}^2$ (b) Fe-30Ni (900): $\sigma_a = 25 \text{ kg/mm}^2$ (c) Fe-38Ni (900): $\sigma_a = 25 \text{ kg/mm}^2$ (d) Fe-25Ni-16Cr(950): $\sigma_a = 25 \text{ kg/mm}^2$

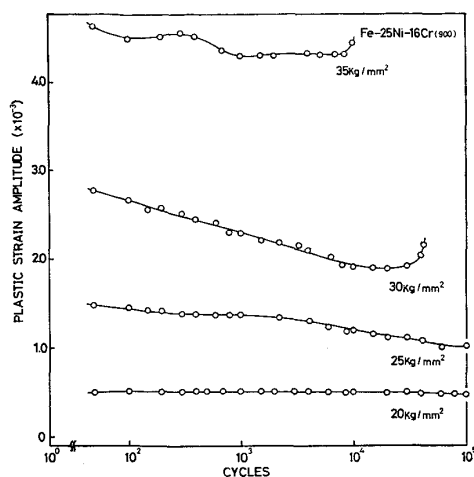


Fig. 7. Variation of plastic strain amplitude during testing: Fe-25Ni-16Cr (900).

ト変態は全く起こらないため、30Ni 鋼の場合のような著しい歪振幅の減少は観察されないが、極めて高い応力を作用させた場合 ($\sigma_a = 37.5 \text{ kg/mm}^2$) には硬化傾向を示す。 $\sigma_a = 30 \text{ kg/mm}^2$ の場合にも初期段階で若干硬化傾向を呈するが、その後一定となるかもしくは $3 \times 10^2 \sim 3 \times 10^3$ サイクルの間でわずかに軟化傾向が認められた。また 0.2% 耐力よりやや低い応力振幅を作用させた場合 (25 kg/mm^2) には、初期段階から徐々に軟化する傾向をとり、 3×10^3 程度の繰返し数で飽和し、その後硬化傾向を呈していた。なおこの鋼種の疲労後の転位組織を Photo. 1 (c) に示した。

Fig. 7 に積層欠陥エネルギーを下げた 25Ni-16Cr 鋼 (900) の塑性歪振幅の変化曲線を示した。繰返しに伴ない硬化傾向を呈し、その硬化速度は高応力を作用させた場合ほど高いようである。なお 25Ni-16Cr 鋼 (950) の塑性挙動もこれと類似していた。応力振幅が 35 kg/mm^2 の場合、 $100 \sim 300$ サイクルで歪振幅の増加が認められるが、これは高歪の塑性変形による試験片の温度上昇に起因するもので、ある温度 (70°C 程度と推定される) に飽和した後は再び歪振幅の低下が認められた。なお本実験条件下では塑性歪振幅が 3×10^{-3} 以下の場合、鋼種を問わず試験片の温度上昇は認められなかった。

本鋼種の疲労後の透過電顕写真 (Photo. 1 (d)) は 38Ni 鋼 (Photo. 1 (c)) と同じおよそ 3×10^5 サイクルで破壊したものであるが、形成された転位組織は 38Ni 鋼のそれとはかなり異なるようである。

3.2.3 表面形態の変化

Photo. 2, Photo. 3, Photo. 4 はそれぞれ 30Ni 鋼 (900), 38Ni 鋼 (900), 25Ni-16Cr 鋼 (950) の疲労後の各試料の表面状態を示したものである。

30Ni 鋼の場合 (Photo. 2), 高応力振幅下では疲労き

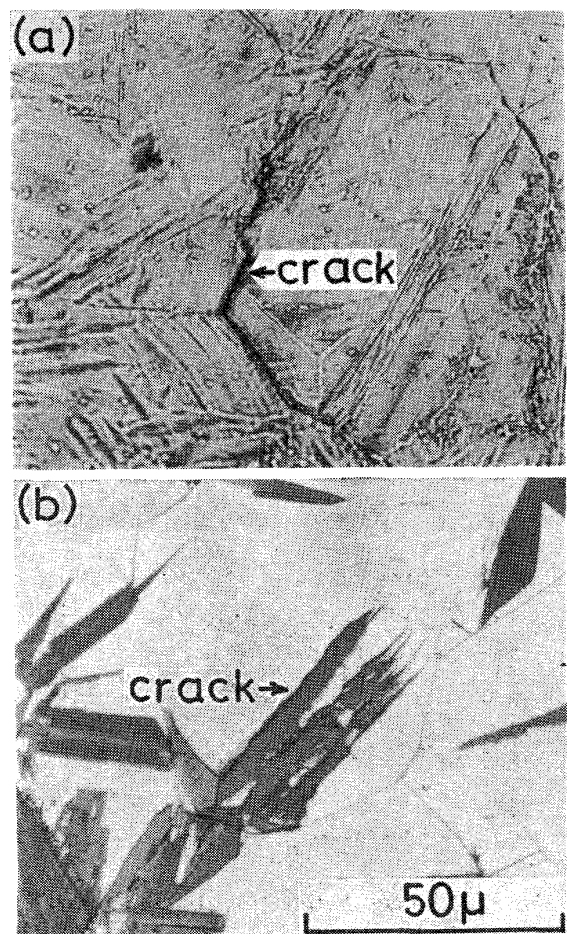


Photo. 2. Slip bands and fatigue cracks on the surface of Fe-30Ni (900).

(a) $\sigma_a = 48 \text{ kg/mm}^2$ (b) $\sigma_a = 25 \text{ kg/mm}^2$

裂は主として旧オーステナイト粒界に発生しており、また一方低応力振幅下では旧オーステナイト粒界に沿って発生しているものの他、疲労前に存在している若干のマルテンサイトとオーステナイトの境界あるいは疲労初期に生成されたマルテンサイトとオーステナイト境界に発生したき裂が多数認められた。38Ni 鋼の場合 (Photo. 3) も極めて高い応力を負荷した際にはオーステナイト粒界に疲労き裂が発生するが、負荷応力が低くなるにしたがい粒界からのき裂発生は激減し、すべり線に沿って発生したき裂が主体となっていた。25Ni-16Cr 鋼のき裂発生形態 (Photo. 4) も 38Ni 鋼と傾向は類似しているが、高応力振幅を作用した際に粒界の他、双晶境界に発生したき裂も認められた。また低応力振幅下で、すべり線に沿って発生しているき裂が主体である点は 38Ni 鋼の場合と同様である。

3.2.4 疲労き裂伝播

Fig. 8 (a)~(e) は各組織のき裂伝播速度 da/dN を応力拡大係数の範囲 ΔK との関係で整理した結果を示したものである。なおこの応力拡大係数は GROSS らの式³⁵⁾

から算出した。またき裂伝播速度式 $da/dN=C(\Delta K)^m$ における係数 C および指数 m を図中に示した。これらの結果によれば、30Ni 鋼および 25Ni-16Cr 鋼では結晶粒径の違いによるき裂伝播特性の差異はほとんど認められなかった。Fig. 9 は各鋼種間のき裂伝播特性を比較したものであるが、30Ni 鋼のき裂伝播速度は 38Ni 鋼に比

して低 ΔK レベルでは低い、高 ΔK レベルでは逆に高くなる傾向が認められた。また 25Ni-16Cr 鋼のき裂伝播特性は広い ΔK の領域で 30Ni 鋼や 38Ni 鋼よりも良好であつた。

なおこれら疲労き裂伝播後の破面の走査電顕観察結果を Photo. 5～Photo. 7 に示した。

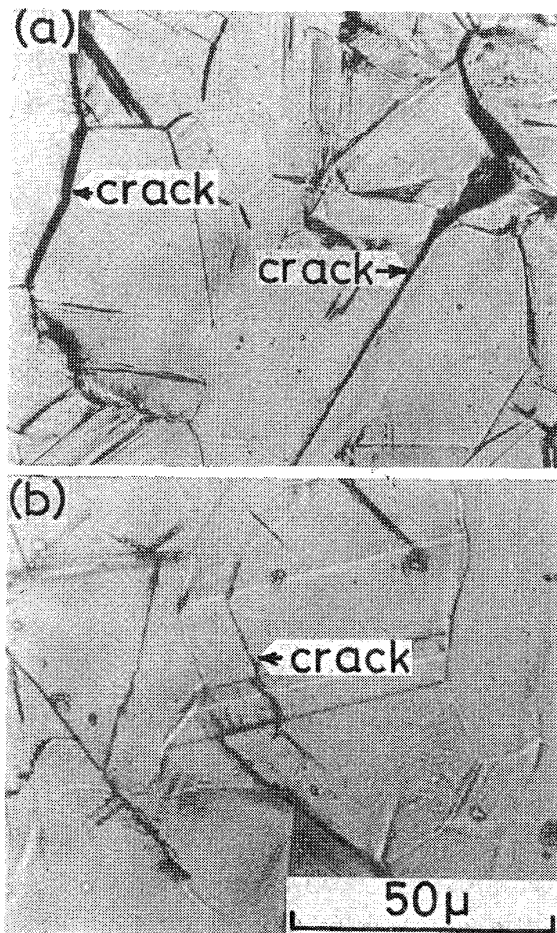


Photo. 3. Slip bands and fatigue cracks on the surface of Fe-38Ni (900).

(a) $\sigma_a = 48 \text{ kg/mm}^2$ (b) $\sigma_a = 30 \text{ kg/mm}^2$

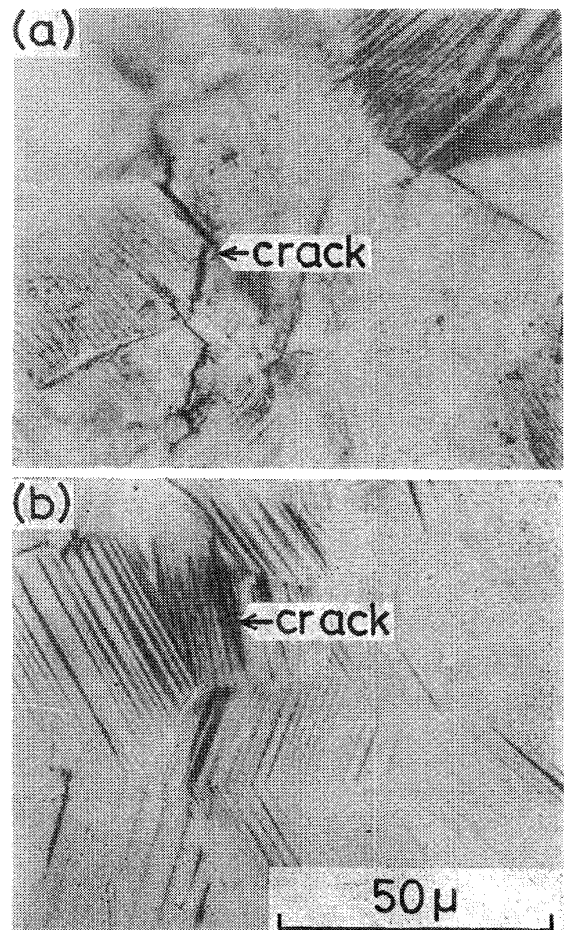


Photo. 4. Slip bands and fatigue cracks on the surface of Fe-25Ni-16Cr (950).

(a) $\sigma_a = 45 \text{ kg/mm}^2$ (b) $\sigma_a = 25 \text{ kg/mm}^2$

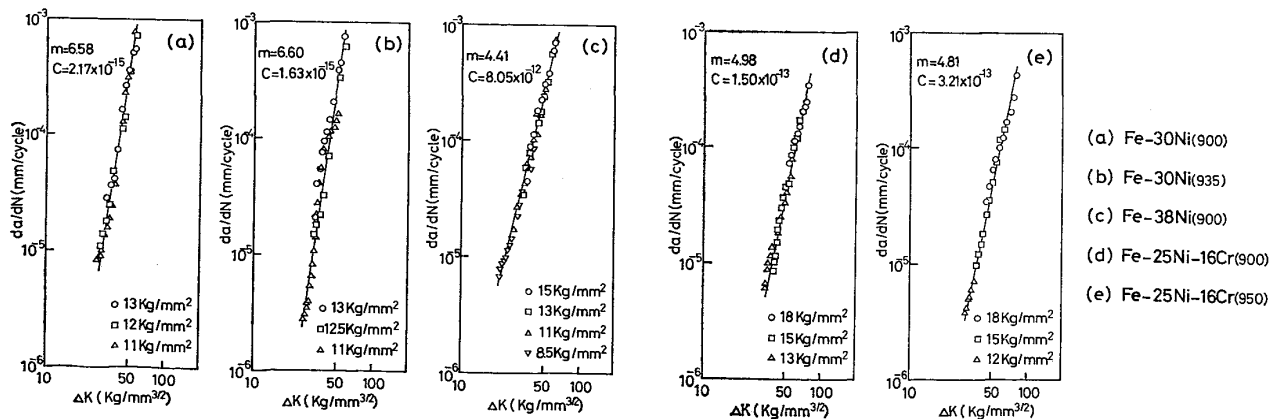


Fig. 8. Fatigue crack propagation rate as a function of stress intensity factor range.

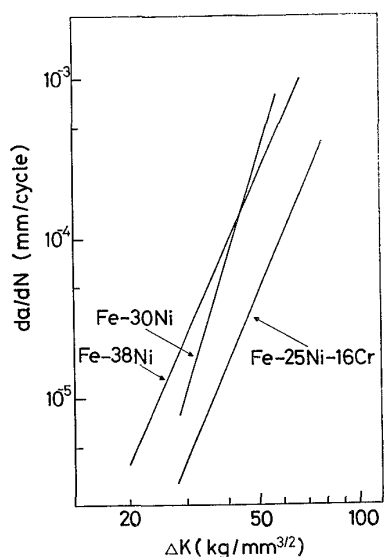


Fig. 9. Comparison of fatigue crack propagation rate as a function of stress intensity factor range.

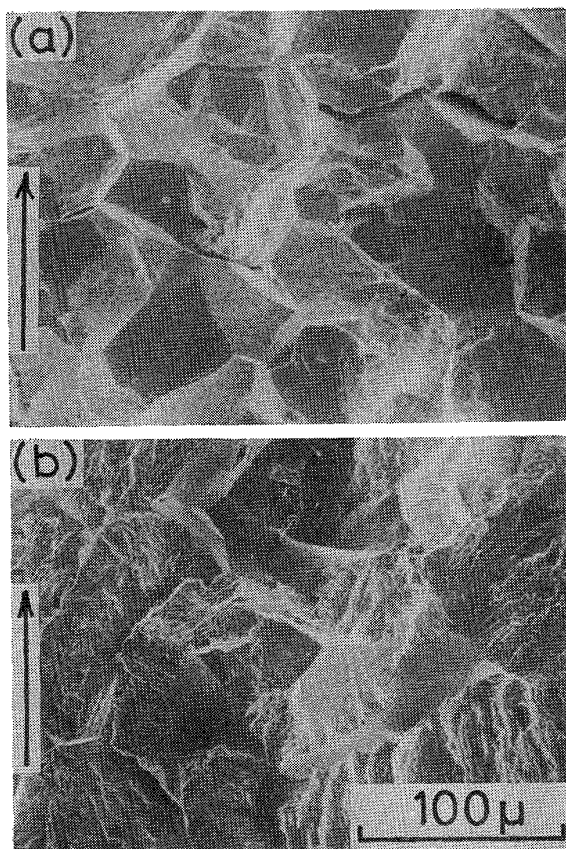


Photo. 5. Fatigue fractured surface of Fe-30Ni (900).

(a) $\Delta K = 60 \text{ kg/mm}^{3/2}$

(b) $\Delta K = 28 \text{ kg/mm}^{3/2}$

4. 考 察

4.1 準安定オーステナイト (30Ni 鋼) の疲労特性

Fig. 3 の塑性歪振幅の変化と Fig. 5 の表面における

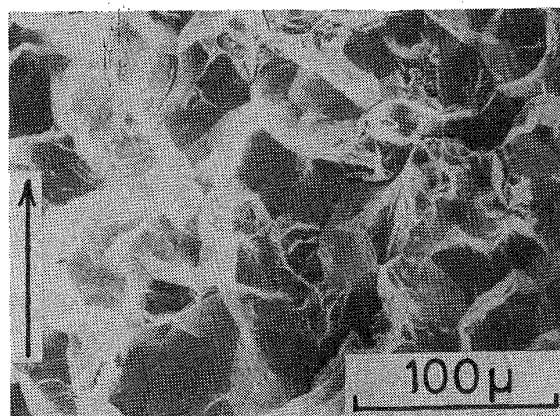


Photo. 6. Fatigue fractured surface of Fe-38Ni (900) : $\Delta K = 47 \text{ kg/mm}^{3/2}$.

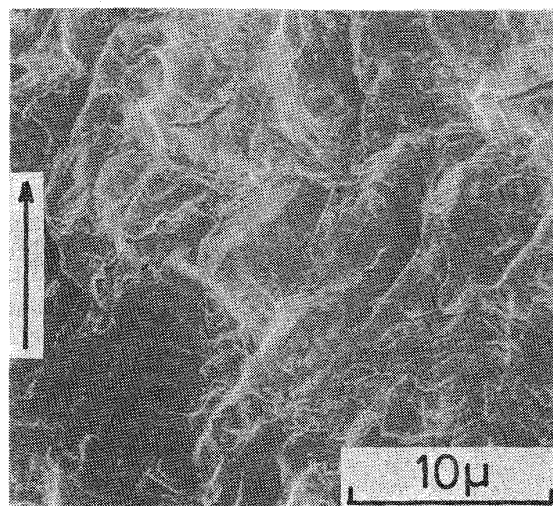


Photo. 7. Fatigue fractured surface of Fe-25Ni-16Cr (950) : $\Delta K = 47 \text{ kg/mm}^{3/2}$.

マルテンサイト量の変化の相互関係を明らかにしたのが Fig. 10 である。これは横軸にマルテンサイト生成速度 $dV_a/d(\log N)$ を、縦軸に塑性歪の変化速度(硬化速度) $d\varepsilon_p/d(\log N)$ をとり、ある繰返し数 N での両者の値をプロットしている。いずれの場合も右下のプロットが低繰返し数側、左上のプロット(原点に近い所)が高繰返し数側の値である。

もしマルテンサイトの生成と硬化現象が完全に相関関係にあれば、すなわちマルテンサイトが生成した分だけ常に硬くなっているとすれば、これらのプロットは原点を通る直線(一点鎖線で示した)になるはずである。この意味の硬化を以後 MH (martensite hardening) と呼ぶことにする。この直線からの変位(直線より上への変位は軟化、下への変位は硬化)はマルテンサイト生成以外に何らかの要因が繰返し塑性挙動に影響を与えていることを示唆するものである。しかしながらここで注意すべき点は、マルテンサイト生成以外の要因といつても、その中にはマルテンサイト生成が間接的におよぼす影響

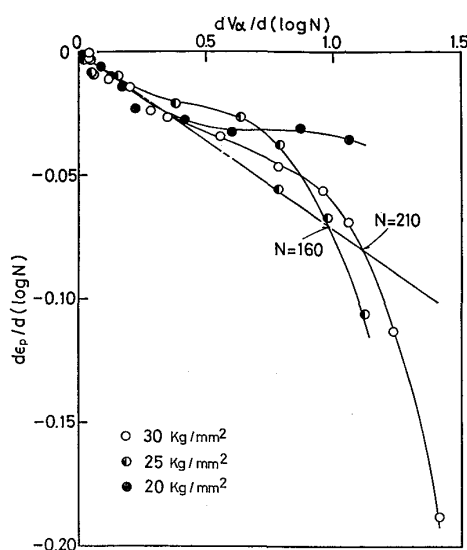


Fig. 10. Relationship between $dV_{\alpha}/d(\log N)$ and $d\epsilon_p/d(\log N)$: Fe-30Ni (900).

(例えば マルテンサイト変態によつてその周囲に歪場を形成し、それが軟化硬化の原因となる等) も含めて考える必要がある点である。

30Ni 鋼 (900) に 30 kg/mm² の応力を作用させた場合には、初期段階 ($N=210$ サイクルまで) に MH 以外の硬化が生じ、その後徐々に軟化が起こるが、 2×10^3 サイクル程度でその軟化も終了し、以後は MH による硬化のみが起こっているのがわかる。25 kg/mm² の応力を作用させた場合もその傾向は類似しているが、MH 以外の硬化から軟化へ移行する繰返し数が若干短くなり、軟化の程度も 30 kg/mm² の場合より大きいようである。応力振幅が 20 kg/mm² の場合には、初期段階から MH 以外の硬化は認められず、軟化が起こっていることが示唆される。

このように高応力振幅を作用した際の初期段階でマルテンサイト量の増加のみで説明できぬほど硬化した原因は、生成マルテンサイト内部もしくはその周辺の高密度転位の相互作用による加工硬化現象として理解されるべきものであろう。その後の軟化は導入された転位の再配列が起こっていると考えることにより理解されるが、それがオーステナイト中の転位の再配列なのか、それとも加工誘起されたマルテンサイト中の転位の再配列なのかはこれらの結果からは明らかでない。転位組織の観察結果 (Photo. 1 (a), (b)) から、加工誘起マルテンサイトが疲労過程で変化しているか否かは明確でないが、未変態オーステナイト中にはセル組織が認められる所があり、オーステナイト中の転位の再配列が軟化現象に寄与していることは十分考えられうることである。この点については再び 4.2 でもふれることにする。

4.2 安定オーステナイト (38 Ni 鋼) の疲労特性

38Ni 鋼においては、高応力振幅を作用させた場合に硬化するが、負荷応力振幅の減少とともに硬化から軟化へ移行する傾向が認められた。この応力振幅の高低による繰返し塑性挙動の差異は転位の導入、再配列過程の違いとして理解されよう。すなわち高応力負荷により初期の数サイクルの繰返しで多数の転位が導入されると fcc 合金ではその再配列が十分行なわれず、転位間の相互作用により硬化傾向を呈することになるが、負荷応力振幅が低い場合、比較的徐々に導入された転位は正負転位の合体消失をも含めた再配列過程をもつことが可能となり、フェライト系合金で観察されたような軟化傾向²⁸⁾がさほど顕著ではないが認められたものと考えられる。

このような 38Ni 鋼の繰返し塑性挙動は、30Ni 鋼の MH による硬化を除いた塑性挙動と極めて良く一致していることは注目に値する。これらの事実から 30Ni 鋼の軟化の要因として、マルテンサイト中の転位の再配列が関与しているか否かは未だ判然としないが、少なくとも未変態オーステナイト中の転位の再配列が関与しているであろうことは無理なく推察される。

Photo. 1 (c) は 38Ni 鋼の疲労後の転位組織であるが、かなりの領域でセル形成が認められる。なおその傾向は応力集中箇所である粒界部で顕著であつた。

4.3 積層欠陥エネルギーの影響

疲労挙動におよぼす積層欠陥エネルギー (S.F.E.) の影響についてはこれまでも若干の報告が見られる。McGrath ら³⁶⁾ は S.F.E. を変えた Cu-Zn 合金のすべり線を調べ、S.F.E. が高いほどすべり線は太く、Striation が著しく発達することを報告し、また辛島ら³⁷⁾³⁸⁾ は S.F.E. の異なる fcc 合金の疲労き裂近傍の下部組織を調べ、S.F.E. が高いほど下部組織はよく発達しており、また塑性域も大きいことを指摘している。また鉄鋼材料については、Ni と Mo 量により S.F.E. を変えたオーステナイト鋼での実験¹²⁾ や Mn により S.F.E. を変えた Ni-Mn 鋼での実験²⁷⁾ が見られるが、S.F.E. と疲労強度との関係は未だ明確でないようである。

本研究における 38Ni 鋼 (900) と 25Ni-16Cr 鋼 (950) とはオーステナイト粒径および引張強さがそれぞれ等しく、両者の疲労挙動の対比が S.F.E. の影響を明らかにすることになる。前述した塑性歪の変化曲線 (Fig. 7) から、低 S.F.E. 材は硬化傾向が顕著であり、き裂発生に至るまで巨視的軟化が観察されず、また Photo. 1 (d) の疲労後の組織写真からも明らかなように、セルはほとんど認められておらず、転位線は直線的であり、繰返し

過程での転位の再配列は極めて困難なようである。

25Ni-16Cr 鋼 (950) の耐力は 38Ni 鋼 (900) のそれより約 10 kg/mm^2 低く、これが 25Ni-16Cr 鋼に大きな塑性歪を生じさせているが、転位の再配列が起こりにくい低 S.F.E. 材が初期に高歪を受けることは、その材料にとって極めて大きな損傷となる。したがって両鋼種を比較した場合、すべり特性から考えて高応力振幅下では低 S.F.E. 材が劣るが、応力振幅が小さくなるにしたがい両鋼種の寿命の差が小さくなるであろうことは当然予測されるが、事実これらは S-N 曲線の結果とも一致する。しかしながら疲労強度はき裂発生形態とも密接な関係を有するため、4.4 で表面形態の観察結果を検討する。

4.4 表面き裂の発生

3.2.3 で述べたように 30Ni 鋼では負荷応力レベルによつて疲労き裂発生形態に大きな差を生じ、き裂発生箇所が応力振幅の低下とともに旧オーステナイト粒界主体からマルテンサイト/オーステナイト境界主体へと移行したが、この原因はつぎのように考えられる。高応力振幅下では繰返しの進行に伴い急速にマルテンサイトが形成され、き裂発生が起こる繰返し過程でのマルテンサイト生成は極めて少ない。したがってこの段階では加工誘起変態はほとんど関与せず、bundle が交差する比較的応力集中の大きい旧オーステナイト粒界にき裂が発生したものと考えられる。一方、低応力振幅下では結晶粒界よりむしろ初期に形成されたマルテンサイト bundle とオーステナイトの境界が応力集中を強く受け、き裂発生箇所となつたものと考えられる。この場合、マルテンサイト変態がゆるやかであるため徐々にその周辺にマルテンサイトが形成され、その領域を強化すると同時に隣接部の変形を助長するため、最終的にき裂発生はそこで起こるもののその時期は大きく遅延されることになる。したがって高応力振幅下では同一強度レベルの安定オーステナイト鋼よりも疲労寿命は短くなるが低応力振幅下では逆に疲労寿命は長くなる傾向を有するものと考えられる。

38Ni 鋼や 25Ni-16Cr 鋼でも高応力振幅下では粒界や双晶境界にき裂が発生するものが主体であつたが、これは粒界や双晶境界の応力集中効果に起因するものと考えられ、粒界部に著しく発達したセル組織が認められた事実 (Photo. 1 (c)) と対応する。一方、応力振幅が低い場合には主としてき裂はすべり線に沿つて発生していたが、これは繰返し過程で形成されるすべり帯の extrusion-intrusion が次第に強くなり、粒界や双晶境界よりも応力集中を受けやすくなるため主としてそこにき裂

が発生したものと考えられる。

4.5 疲労き裂伝播特性

Fig. 9 に示したように 30Ni 鋼の疲労き裂伝播特性は 38Ni 鋼のそれに比して低 ΔK レベルでは良好であるが高 ΔK レベルでは逆に悪くなる。この傾向は両鋼種の S-N 曲線における傾向とも類似しており、4.4 で述べた疲労き裂発生形態の差異のみならず、き裂伝播特性の差異も両鋼種の疲労寿命に影響を与えていることが示唆される。30Ni 鋼の疲労破面観察 (Photo. 5) によれば、低 ΔK レベルでは粒内破壊が主体であるのに対して、高 ΔK レベルでは粒界破壊が主体となつており、これが本鋼種の高 ΔK レベルでのき裂伝播特性の劣化の直接の原因と考えられる。このような ΔK の増加に伴う粒界破面の増加は前述した応力レベルに依存する表面き裂発生箇所の違いと極めて類似しており、き裂先端近傍でのマルテンサイト生成の速度や時期と関連を有するものであろう。すなわち低 ΔK レベルでは徐々に生成されるマルテンサイトの bundle に沿つてき裂が伝播することが多いが、高 ΔK レベルではき裂先端部でマルテンサイト変態がすみやかに完了してしまう結果、最も応力集中の大きい粒界がき裂伝播経路となつたものと考えられる。

38Ni 鋼の場合、破面形態は ΔK によらず粒界破壊が主体であつた (Photo. 6)。したがって低 ΔK レベルでは 30Ni 鋼よりき裂伝播速度が高い事実も破面形態の差異から理解出来、また高 ΔK レベルでは両鋼種とも粒界破壊が主体であるが、30Ni 鋼がマルテンサイト変態を起こしていることから、38Ni 鋼の方が伝播速度が低い事実も合理的と考えられる。

25Ni-16Cr 鋼は前記 2 鋼種よりも広い ΔK の領域にわたつてき裂伝播特性は良好であり、その疲労破面は極めて延性的であつた (Photo. 7)。破面上には striation が認められる所も存在し、また極めて高い ΔK 領域では dimple 破壊を呈していた。本鋼種のごとき低積層欠陥エネルギー材がかかる延性破壊を生じたことは一見奇異に思われるが、これは本鋼種の耐力がかなり低かつたために生じた現象であると理解すべきであろう。

5. 結 言

準安定オーステナイト 30Ni 鋼、安定オーステナイト 38Ni 鋼および積層欠陥エネルギーを下げるとともに 38Ni 鋼と安定度が等しくなるように設計した 25Ni-16Cr 鋼の 3 鋼種について疲労特性を検討した。

得られた主な結論は以下のものである。

(1) 3 鋼種の疲労寿命を比較した場合、低応力振幅側では準安定オーステナイト鋼が安定オーステナイト鋼

よりも良好であるが、負荷応力振幅が高くなると安定オーステナイト鋼よりも逆に悪くなる。

(2) この原因は 30Ni 鋼の疲労過程におけるマルテンサイトの生成の速度や時期と関連を有すると考えられた。

(3) 30Ni 鋼の繰返し塑性挙動を マルテンサイト変態との関係で整理した結果、マルテンサイト生成による硬化を差し引いた塑性挙動が明らかとなつた。

(4) この差し引かれた繰返し塑性挙動は安定オーステナイトである 38Ni 鋼の塑性挙動と類似しており、高応力振幅下では初期に大きな硬化を示すのに対して、低応力振幅下では軟化が顕著となる傾向を有していた。

(5) 低積層欠陥エネルギーの 25Ni-16Cr 鋼は繰返し過程での硬化現象が非常に顕著であり、この傾向は高応力負荷の場合ほど強かつた。

(6) 30Ni 鋼の疲労き裂は、高応力振幅下では旧オーステナイト粒界に、低応力振幅下では初期に形成されたマルテンサイト bundle とオーステナイトの境界にそれぞれ発生するものが主体であり、またき裂伝播も高 ΔK レベルでは結晶粒界を、低 ΔK レベルではマルテンサイト bundle に沿って粒内をそれぞれ径路とする傾向があるのが認められた。

(7) 38Ni 鋼および 25Ni-16Cr 鋼の疲労き裂は、高応力振幅下ではオーステナイト粒界もしくは双晶境界に発生するものが主体であるが、負荷応力振幅の減少とともにこれらの箇所から発生するき裂は激減し、すべり線に沿って発生しているものが主体となつていた。

(8) 38Ni 鋼の疲労き裂伝播は ΔK のレベルに依存せず粒界破壊によつて起こつており、また 25Ni-16Cr 鋼のき裂伝播は延性破壊によつて生じていた。

終わりに本研究の一部は日本鉄鋼協会石原・浅田研究助成金によつて行なわれたものであることを記し、感謝の意を表します。

文 献

- 1) H. J. FRENCH: Trans. ASTM, 21 (1933), p. 899
- 2) P. H. FRITH: Brit. Iron Steel Inst., Spec. Rep. No. 50 (1954)
- 3) H. E. FRANKEL, J. A. BENETT, and W. A. PENNINGTON: Trans. ASM, 52 (1960), p. 257
- 4) 今井勇之進, 熊谷真一郎: 材料, 20 (1971), p. 1285
- 5) 今井勇之進, 熊谷真一郎: 材料, 20 (1971), p. 1292
- 6) 矢島悦次郎, 宮崎 享, 杉山敏彦, 寺島博夫: 日本金属学会誌, 36 (1972), p. 711
- 7) B. PRENOSIL: Tech. Digest, 10 (1968), p. 222
- 8) R. H. RICHMAN and R. W. LANDGRAPH: Met. Trans., 6A (1975), p. 955
- 9) 幡中憲治, 川辺秀昭, 田中政夫: 材料, 19 (1970), p. 96
- 10) 幡中憲治, 川辺秀昭, 山田朝治: 材料, 20 (1971), p. 481
- 11) 幡中憲治, 川辺秀昭, 山田朝治, 田中政夫: 材料, 20 (1971), p. 1278
- 12) 小切間正彦, 平山俊成: 日本金属学会誌, 35 (1971), p. 573
- 13) 福島英二: 日本材料強度学会誌, 10 (1975), p. 20
- 14) 小田 明: 材料, 23 (1974), p. 279
- 15) 栗谷丈夫, 片桐一宗, 白石哲郎, 松山 正: 材料, 25 (1976), p. 151
- 16) C. BATHIAS and R. M. PELLOUX: Met. Trans., 4 (1973), p. 1265
- 17) A. G. PINEAU and R. M. PELLOUX: Met. Trans., 5 (1974), p. 1103
- 18) D. HENNESSY, G. STECKEL, and C. ALTSTETTER: Met. Trans., 7A (1976), p. 415
- 19) V. F. ZACKAY, E. R. PARKER, D. FAHR, and R. BUSCH: Trans. ASM, 60 (1967), p. 252
- 20) W. W. GERBERICH, P. L. HEMMINGS, V. F. ZACKAY and E. R. PARKER: Proc. of the Sec. Int. Conf. on Fracture, Brighton, (1969), p. 288
- 21) S. D. ANTOLOVICH and B. SINGH: Met. Trans., 1 (1970), p. 2153
- 22) R. A. MCCOY, W. W. GERBERICH, and V. F. ZACKAY: Met. Trans., 1 (1970), p. 2031
- 23) G. R. CHANANI, V. F. ZACKAY, and E. R. PARKER: Met. Trans., 2 (1971), p. 133
- 24) 藤田 達, 三沢博士, 堤 汪永: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1693
- 25) G. R. CHANANI, S. D. ANTOLOVICH, and W. W. GERBERICH: Met. Trans., 3 (1972), p. 2661
- 26) G. R. CHANANI and S. D. ANTOLOVICH: Met. Trans., 5 (1974), p. 217
- 27) 須藤 一, 加賀 寿: 日本金属学会誌, 37 (1973), p. 1158
- 28) 堀部 進, 佐川竜平, 藤田利夫, 荒木 透: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 268
- 29) R. L. MILLER: Trans. ASM, 57 (1964), p. 892
- 30) D. BHANDARKER, V. F. ZACKAY, and E. R. PARKER: Met. Trans., 3 (1972), p. 2619
- 31) J. F. BREEDIS and W. D. ROBERTSON: Acta Met., 10 (1962), p. 1077
- 32) J. F. BREEDIS and W. D. ROBERTSON: Acta Met., 11 (1963), p. 547
- 33) R. P. CARREKER and W. R. HIBBARD: Acta Met., 1 (1953), p. 654
- 34) G. W. GEIL and N. L. CARWILE: NBS Circular 500, Mechanical Properties of Metals at Low Temperatures, (1952), p. 67
- 35) B. GROSS and J. E. SRAWLEY: Technical Note, D-2603 NASA, Jan., (1965)
- 36) J. T. McGRATH and R. C. A. THURSTON: Trans. AIME, 227 (1963), p. 645
- 37) 辛島誠一, 及川 洪, 小倉次夫: 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 669
- 38) S. KARASHIMA, H. OIKAWA, and T. OGURA: Trans. JIM, 9 (1968), p. 205