

フェライト，オーステナイトおよびマルテンサイト鋼 の疲労き裂の進展

小林光征* 佐々木三郎** 高見沢司郎***

(昭和56年5月30日受理)

Fatigue Crack Propagations of Ferritic, Austenitic and Martensitic Steels

Mitsuyuki KOBAYASHI, Sabrho SASAKI and Shiro TAKAMISAWA

An experiment on the fatigue crack propagation was carried out by means of the rotary bending test, an observation on fracture surface with the SEM, and a combination of the tensile and the cyclic plastic bending test useful to furnish information on plastic deformation characteristics. The rate of fatigue crack growth, dependent on the kinds of steel, decreases with increasing yield stress; at the same level of yield stress imposed, the rate increases in the order: austenitic < ferritic < martensitic. The data obtained by the rotary bending test may conform to the Paris equation $dl/dN=C(\Delta K)^m$ where l is the length of the surface crack and $\Delta K=\sigma\sqrt{\pi l}$ (σ : bending stress at specimen surface). An overall examination of all the data obtained has disclosed that the higher the yield stress or the work hardening coefficient, the lower the rate of fatigue crack growth. On the basis of the information obtained a discussion is made of a possibility of improving the resistivity against the fatigue crack propagation.

1 緒 言

疲労き裂の進展速度は、き部が存在する部材の疲労寿命を決めるのに不可欠な因子であり、これについて多くの研究がなされてきている。とくに Paris¹⁾がこのき裂の進展速度 dl/dN と応力拡大係数の振巾 ΔK との間に $dl/dN=C(\Delta K)^4$ なる関係があることを提案して以来、疲労き裂の進展に関する破壊力学的研究は大きな発展をみせてきている。この式をみると、 dl/dN はき裂先端付近の弾性応力振巾に関係する ΔK に大きく依存していることは明らかで、多数の実験が $dl/dN=C(\Delta K)^m$ を支持している。

一方、疲労き裂の進展機構²⁾ などから推定されるようにき裂の進展はその先端の塑性域の大きさやその領域での塑性変形特性によっても影響を受けると考えられる。巨視的には

* 機械工学教室 助教授

** 機械工学教室 教授 (昭和56年4月1日退官)

*** 大学院修士課程 (現松下電送株式会社)

降伏応力(または耐力), 伸び, 絞りや加工硬化特性などの塑性変形特性が dl/dN に影響を与えているということになるであろう。

しかしながら, 疲労き裂の進展速度におよぼす静的強度や加工硬化性などの影響に関する研究は比較的少なく, 不明な点が多いのが現状である。たとえば降伏応力に代表される静的強度レベルの影響をとりあげても, 降伏応力の増加とともに疲労き裂の進展速度が減少するという報告³⁾ や逆に増加するという報告⁴⁾ さらにはそれ程の影響はないという報告⁵⁾ もあり, かなりの混乱を呈している。この混乱は静的強度レベルを変化させる処理により, 組織が変化することなどに起因していると推測される。したがってこれらの点に注意をはらいつつ dl/dN への塑性変形特性の影響を明らかにすることはき裂進展機構を解明したり, 熱処理によって疲労き裂の進展抵抗を改善するために必要なことであると考えられる。

本研究は, 多量に実用されている各種鉄鋼材料から塑性変形特性が大きく異っている試料を供試材とするために, これら鉄鋼材料を結晶構造によって分類した後, 最も簡単な組織をもつ材料を供試材としてそれぞれの結晶構造から選び, 回転曲げ疲労試験によって疲労き裂の進展を調べ, き裂進展速度におよぼす塑性変形特性の影響を, 引張試験や SEM による破面観察結果から明らかにしようとしたものである。

2 供試材ならびに実験方法

2・1 供試材とその熱処理

実用に供されている鉄鋼材料は多種多様であるが, これらを結晶構造別に分類してみると主としてフェライト系, オーステナイト系, マルテンサイト系およびこれらの混合系の四つに分類されるにすぎない。本研究では上記の目的を達成するため, 出来る限り1相からなる組織を有する2種の鋼をそれぞれの結晶構造を有する系から選定した。すなわちフェライト系からは市販の純鉄および S35C, オーステナイト系から SUS310S ならびに SUH38, マルテンサイト系から SUS410 および 18Ni マルエージング鋼をそれぞれ選び供試材とした。オーステナイト鋼とマルテンサイト鋼の化学成分を表1に示す。これらの鋼に対し表2に示すような熱処理を行った。SUH38 ならびに 18Ni マルエージング鋼は析出硬化型であるが本研究の目的にそうよう時効処理はせず, 溶体化処理のまま試験に供した。

表2ではフェライト鋼, オーステナイト鋼およびマルテンサイト鋼をそれぞれ F, A, M と表わしてある。

Table 1 Chemical composition of austenitic and martensitic steels used

Steels	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	Ti	Co	Fe
SUS 310S	0.01	0.35	1.19	0.25	0.02	19.55	24.22	—	—	—	—	bal.
SUH 38	0.31	0.37	0.96	0.20	—	10.51	19.55	1.98	—	—	—	bal.
SUS 410	0.15	0.28	0.37	0.024	0.017	0.60	12.14	—	—	—	—	bal.
18Ni Mar. Steel	0.01	0.05	0.02	0.06	0.10	18.34	—	4.78	0.06	0.51	8.93	bal.

2・2 実験方法

これらの供試材に表2に示す所定の熱処理を施し、組織観察や引張試験を行った後回転曲げ疲労試験機にて疲労き裂進展の測定を行った。さらにSEMにより疲労破面の観察を行った。組織観察や引張試験等はごく一般的な方法で行ったのでここでは省略する。以下、疲労き裂の進展測定法を示す。

Table 2 Heat treatment conditions

Group	Steels	Heat Treatments
F	Pure Iron S35C	1000°C×1hr→FC 850°C×1hr→AC
A	SUS 310S SUH 38	1100°C×1hr→WQ 1200°C×1hr→WQ
M	SUS 410 18Ni Mar. Steel	1000°C×1hr→OQ 820°C×1hr→WQ

(1) 試験片の作成 各鋼にそれぞれ所定の熱処理を施した後、図1に示す全長120mm、平行部 $\phi 8 \times 16l$ の平滑試験片を機械加工によって作成し、平行部の中央に直径0.5mmの小孔をあけた。その後、き裂の発生と測定を容易にするため、電解研磨により小孔の周辺を含む平滑部の加工層を除去し試験に供した。

(2) 負荷応力 比較的高応力で小孔の直径をも含めて約1.5mmの予き裂を発生させた後、主として $\sigma=196\text{MPa}$ および 294MPa にてき裂を進展させた。

(3) き裂進展の測定法 各試験応力でき裂を適当に進展させた後試験機の運転を停止しアセチルセルロース膜で表面き裂付近のレプリカを作成し、顕微鏡に取付けた接眼移動測微計によってこのレプリカの表面き裂の長さを測定した。

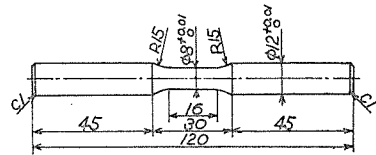


Fig. 1 Geometry of specimen

回転曲げ疲労の場合、表面き裂長さとも内部へ向かうき裂深さが問題となる。そこで各鋼から適当な鋼を選びき裂の表面長さとも深さの関係を探った。その結果を図2に示す。これより表面き裂長さともき裂深さは比例関係にあることは明らかで、き裂の進展を表面き裂長さによって表わしてもよいことが明らかとなった。したがってき裂長さはすべてき裂の表面長さで統一した。また、この表面き裂長さには小孔の直径が含まれている。

3 実験結果と考察

3・1 光学顕微鏡組織と機械的性質

所定の熱処理を施した各試料の組織を顕微鏡により観察した。純鉄はフェライト1相、S35Cはフェライト相にパーライト組織が混合した組織である。SUS310SおよびSUH38はともにオーステナイト1相、SUS410および18Niマルエージング鋼はともにマルテンサイト1相であることをそれぞれ確認した。

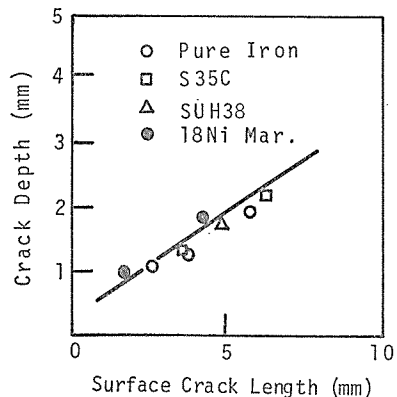


Fig. 2 Crack depth vs. surface crack length

Table 3 Results of tensile test

Group	Steels	σ_S (MP _a)	σ_B (MP _a)	δ (%)	ϕ (%)	n
F	Pure Iron	167	305	39.7	76.6	0.26
	S35C	418	625	28.4	58.6	0.18
A	SUS 310S	235	510	58.0	83.0	0.35
	SUH 38	333	733	72.8	63.6	0.54
M	SUS 410	1127	1510	4.2	13.8	0.06
	18Ni Mar. Steel	779	1069	5.0	41.7	0.05

つぎに各鋼の引張試験結果を表3に示す。 σ_S , σ_B は降伏応力(又は0.2%耐力), 引張強さ, δ , ϕ は伸び, 絞り, n は加工硬化指数をそれぞれ表わしている。まず, 強度についてみると, マルテンサイト鋼がきわだって高く, オーステナイト鋼, フェライト鋼は純鉄を除きそれほど差はない。また, 伸び, 絞りはともにオーステナイト鋼が最も大きくフェライト鋼, マルテンサイト鋼の順に小さくなる。同様の傾向が加工硬化指数 n についてもみられるが, マルテンサイト鋼の加工硬化指数が特に小さいのが注目すべき点である。

3・2 疲労き裂の進展

図3に $\sigma=196\text{MP}_a$ および 294MP_a における各供試材のき裂の進展曲線を示す。純鈍とSUS310Sは $\sigma=294\text{MP}_a$ において発熱が著しく, 試験が不可能となったので図にはこれらの曲線は示されていない。この図よりオーステナイト鋼のSUH38が最もき裂の進展が遅く, マルテンサイト系のSUS410がこれについている。強度の比較的高い18Niマルエージング鋼のき裂の進展速度が想像以上に速いのが注目すべき点である。この図は強度が大巾に異なる試料を同一の応力で試験したものであるから, 静的強度レベルのき裂進展への影響がわかりにくい。

そこで横軸に降伏応力(又は0.2%耐力)をとり, き裂長さ3mmおよび5mmのときのき裂の進展速度への降伏応力の影響を示したのが図4である。一見静的強度の影響ははっ

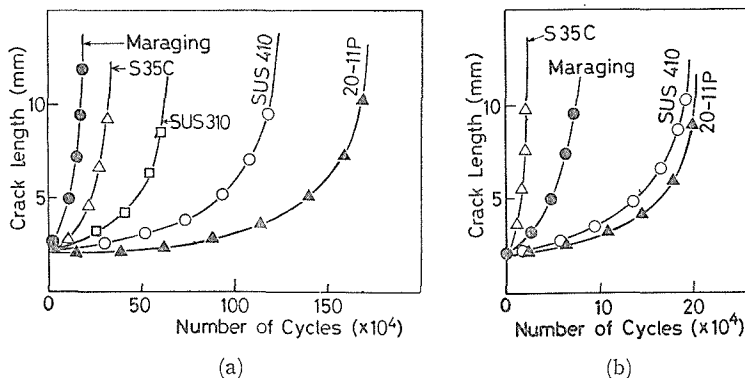


Fig. 3 Fatigue crack growth curves (a) $\sigma=196\text{MP}_a$, (b) $\sigma=294\text{MP}_a$

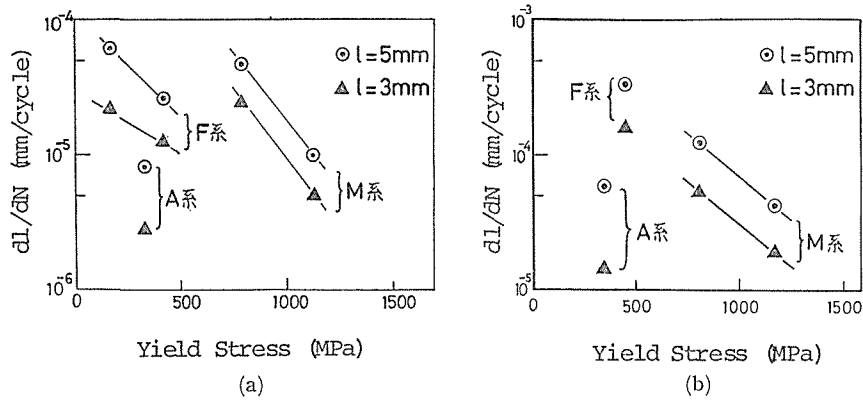


Fig. 4 Effect of yield stress on fatigue crack growth rates (a) $\sigma=196\text{MP}_a$, (b) $\sigma=294\text{MP}_a$

きりと現われていないようであるが、各鋼別にみるとつぎのような特徴がみられる。(1)各鋼別にみた場合、疲労き裂の進展速度は降伏応力の上昇とともに減少する傾向を示す。(2)降伏応力を基準とした場合、マルテンサイト鋼、フェライト鋼、オーステナイト鋼の順にき裂の進展速度が遅くなる。

3・3 疲労き裂の進展速度の破壊力学的表示

Paris が疲労き裂の進展速度 dl/dN と応力拡大係数の振巾 ΔK の間に $dl/dN=C(\Delta K)^m$ なる関係があることを示して以来、多くの研究によって工学的にこの式が成立することが確かめられている。本実験の場合、き裂先端の応力拡大係数が正確に求められていないので、厳密な意味において dl/dN と ΔK の関係は求められない。しかしながら、回転曲げ疲労の場合これと類似の関係を求めておくことは実用上重要な事であると考えられる。一般にき裂長さを l 、負荷応力振巾を $\Delta\sigma$ とすると、応力拡大係数の振巾 ΔK は $\Delta\sigma\sqrt{\pi l}$ に比例することが知られている。回転曲げの場合、き裂寸法 l として表面き裂長さを、応力振巾 $\Delta\sigma$ を最大曲げ

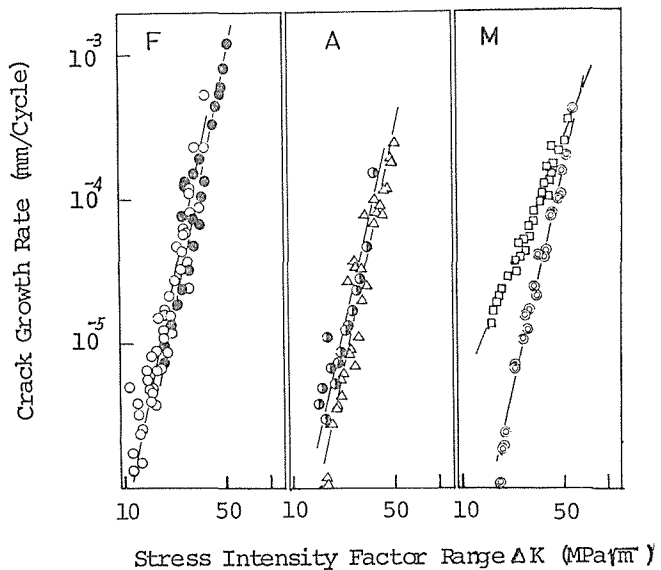


Fig. 5 Crack growth rate vs. stress intensity factor range

Table 4 m and C values
of test materials

Steels	m	C
Pure Iron	4.3	4.5×10^{-14}
S35C	4.9	6.4×10^{-15}
SUS 310S	4.5	8.0×10^{-15}
SUH 38	4.4	4.5×10^{-15}
SUS 410	4.1	2.0×10^{-14}
18Ni Mar. Steel	2.6	9.0×10^{-12}

は $m=4$ としており, m の値は一定していない. 全体に m の値は材料が少しでも異なると大きく変化する傾向を有しているが, ほぼ $m=2 \sim 7$ ⁷⁾ とされており, 本実験結果もこの範囲内に入っている. また, m と C の値の関係を図示すると図6のようになり, m の増加とともに C が急激に減少するという従来の結果とほぼ等しいことが明らかである.

これらの事から, 回転曲げ疲労のき裂の進展において, 表面き裂長さ l と最大曲げ応力 σ を用い, 見掛けの応力拡大係数の振幅 ΔK を $\Delta K = \sigma\sqrt{\pi l}$ とおいても, $dl/dN = C(\Delta K)^m$ が十分成立し実用上この式を利用出来る可能性のあることが明らかとなった.

3・4 破面観察

き裂進展を測定した試料について SEM による破面観察を行った. 疲労破面で最も特徴的な模様はストライエーションであるが, これは SUS310S および純鉄の1部分にみられ, その他の試料では最終破断面の直前にわずかにみられるのみであった. したがって, この破面観察よりき裂の進展に関する有力な情報は得られなかった. ただ, いずれの試料の破面も凹凸に富む破面で, 脆性的な破壊を示すリバーパターンや擬脆性破壊を示す平坦な破面はみられなかった.

このことより, き裂の進展機構は各試料ともほぼ同一であると推定される.

3・5 疲労き裂の進展におよぼす塑性変形特性の影響について

き裂長さ l を表面き裂長さとし, ΔK をこの長さを用いて $\sigma\sqrt{\pi l}$ とおけば, 回転曲げ疲労の場合にもほぼ $dl/dN = C(\Delta K)^m$ が成立することが明らかとなった. このように回転曲げ疲労の場合にもそのき裂進展速度が破壊力学的パラメーターを用いて表示出来る可能性を示唆したことは工学上大変有意義なことと考えられる.

本研究で疲労き裂の進展速度 dl/dN が上式のように表現されることが明らかになったので, dl/dN におよぼす塑性変形特性の影響を考える場合には m と C へ

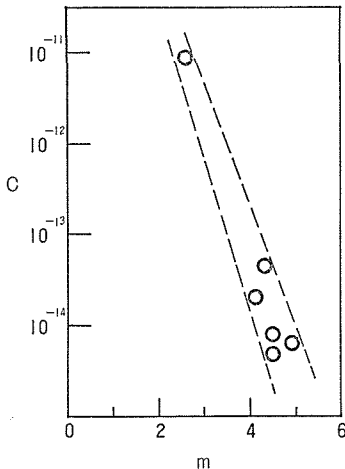


Fig. 6 C vs. m in $dl/dN = C(\Delta K)^m$

の影響を考えればよいことになる。しかしながら、 ΔK が正確でないためと両対数グラフ上で直線を引いて dI/dN と ΔK の関係を求めるときに、その引き方により m や C が大きく異なる⁷⁾ ために、これら定数に対する定量的な考察は不可能である。したがって m や C におよぼす塑性変形特性の影響を定性的に考察することにする。

まず、実験で得られた m の値と引張試験結果から得られた降伏応力 σ_s や伸び δ 、絞り φ 、加工硬化指数 n との関係を図7と図8に示す。これをみる限り、 m と引張試験結果から得られたこれらの数値間には何んら明確な関係は認められない。

疲労き裂の進展に関する理論的な研究によれば、 m の値は2または4のどちらかであるとされている⁷⁾ が、これでは現在までに報告されている実験結果を説明することは出来ず、また塑性変形特性の影響を説明するまでには至っていない。

結局現在のところ、 m に関しては明確な説明はなされておらず、本実験結果も同様である。

つぎに C と静的強度（降伏応力または耐力）の関係を図9に示す。この図をみると各鋼別に静的強度の増加にしたがって C は減少しており、静的強度の増加は dI/dN を抑制する効果をもっていることがわかる。

この C についてはかなり理論的にも調べられており⁸⁾、平均して $E\sigma_s K_{IC}$ に反比例する傾向をもつといわれている。本研究の場合、すべての試料が鉄鋼材料であるから、 E は一定と考えてよい。 K_{IC} は調べてないので不明であるが、図9は静的強度の影響が明確である。また、マルテンサイト鋼、フェライト鋼、オーステナイト鋼がそれぞれ別々の直線で示されていることは、 dI/dN への塑性変形特性の影響を論じる場合結晶

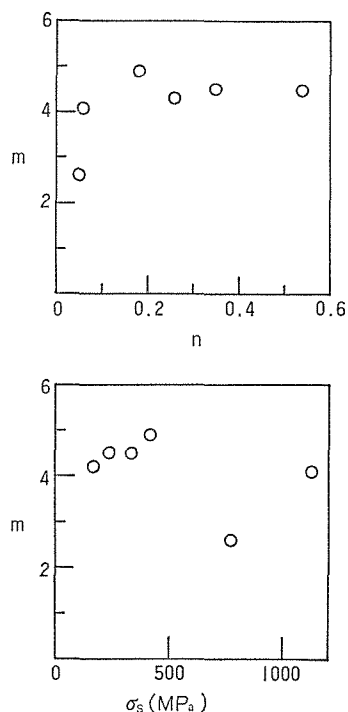


Fig. 7 Yield stress, work hardening coefficient vs. m

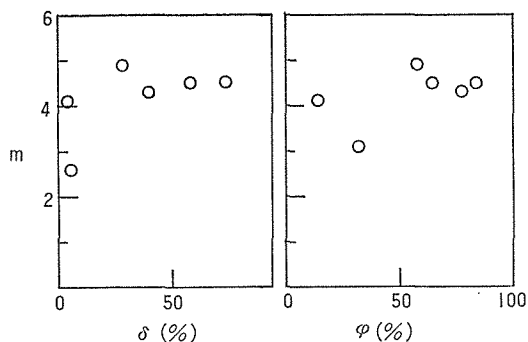


Fig. 8 Elongation, reduction in area vs. m

構造の違いを明らかにしておかねばならないことを示している。

dI/dN におよぼす結晶構造の影響は、き裂先端の繰返し歪を受ける領域の性質に最もよくあらわれると考えられる。き裂の進展はこの領域が繰返し塑性歪を受けた後破壊する過程であるので、繰返し塑性歪下で各材料がどのような挙動をするかを知ることが dI/dN への塑性変形特性の影響を明らかにする上で重要なこ

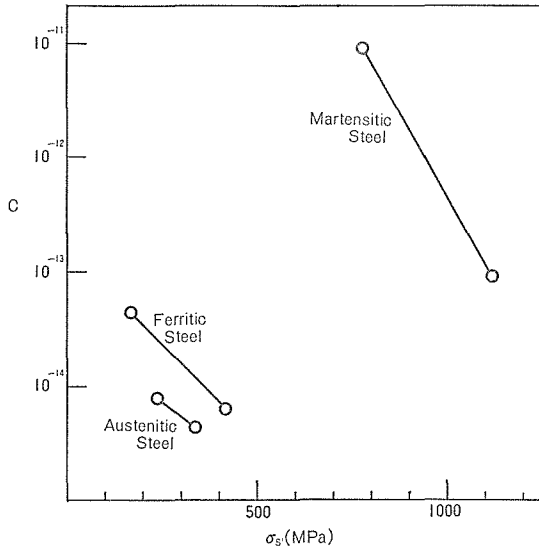


Fig. 9 Effect of yield stress on C

これを繰返し塑性歪下での加工硬化量の目安とした。このモーメント増加量と繰返数の関係を図11に示す。この図よりオーステナイト鋼，フェライト鋼，マルテンサイト鋼の順に増加量は減少し，18Ni マルエージング鋼は加工軟化を示している。この順は，まさしく降伏応力を基準としたときの疲労き裂の進展速度の遅い方からの順位にほぼ一致している。

このことから，同一の静的強度レベルで考えると繰返し塑性歪下での加工硬化性が大きい程疲労き裂の進展が遅いということが出来る。また，この曲げモーメントの最高増加量 ΔM_{max} と引張試験における加工硬化指数 n の関係を求めてみると図12のようになり， n が特に小さい18Ni マルエージング鋼を除きほぼ直線関係にある。このことより，繰返し塑性歪下での加工硬化性は引張試験にて求められる n により評価し得ることが明らかとなった。したがって， n が大きい程疲労き裂の進展に対する抵抗が大きいことを示しているといえる。

以上の考察より，疲労き裂の進展抵抗が大きい鉄鋼材料の性質としては，

- 1 静的強度レベルが高い

とである。しかしこのき裂先端の塑性変形挙動を実験的に調べることはかなり困難である。そこで簡単な均一曲げにより繰返し塑性曲げ試験を行ってき裂先端の塑性挙動を推定することにした。この曲げ試験装置の概略図とその試験片を図10に示す。試験機は電気油圧式サーボ試験機を使用し，ピストン変位±7mm一定，周期50秒でこの曲げ試験を行った。ピストン変位と荷重の関係をX-Yレコーダーで記録し，加工硬化の状況を観察した。

そこで各サイクルにおける最高荷重からそれぞれ最高曲げモーメントを計算し，第1サイクルの最高曲げモーメントに対する各サイクルにおけるモーメントの増加量を計算し，

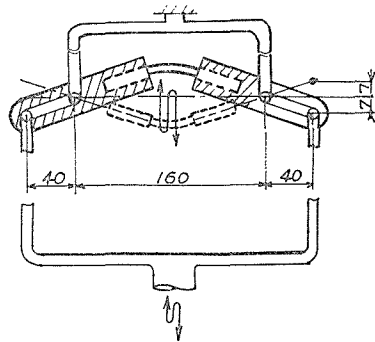
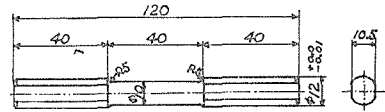


Fig. 10 Schematic drawing of cyclic plastic bending apparatus and corresponding specimen

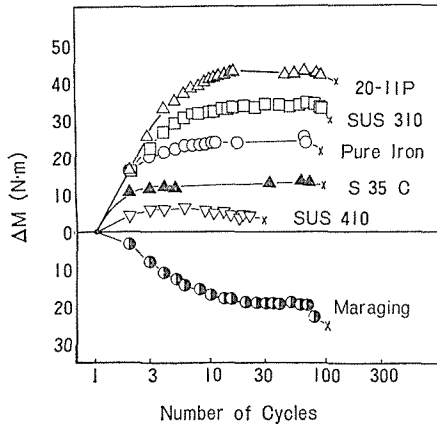


Fig. 11 Increase in bending moment in cyclic plastic bending test

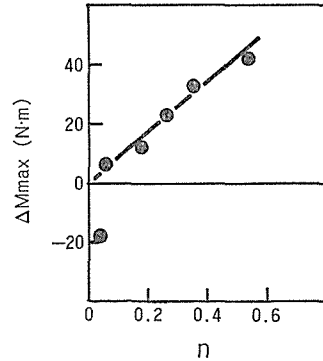


Fig. 12 Maximum increase in bending moment vs. work hardening coefficient

2 加工硬化指数が大きい

ことがあげられる。そこでこのことをより明確に示すため、本実験に用いられた試料の降伏応力 σ_s と加工硬化指数 n の関係を図13に示した。この図においてこれまでの実験結果から、最も疲労き裂の進展抵抗が高い SUH38 に注目すると、この材料のき裂進展抵抗を改善するための σ_s と n の値が存在する領域は SUH38 の点を含む右上の領域となるであろう。したがって、この図において等き裂進展抵抗線なるものを考えると、実線で示すような曲線になると考えられる。この等き裂進展抵抗線は図示のように他の試料についても描くことができる。

この等き裂進展抵抗線をもとにして疲労き裂の進展を抑制するために σ_s や n の塑性変形特性をどのように変えるべきかを考えてみる。図14にその模様を示す。今、ある試料が

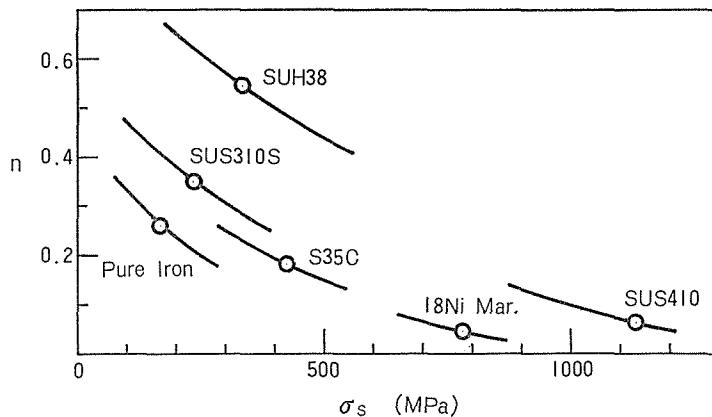


Fig. 13 Equi-resistance curves for fatigue crack growth of test materials

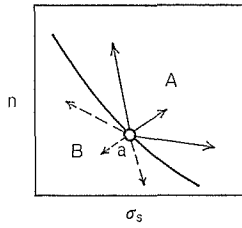


Fig. 14 Schematic representation for improvement in resistance to crack growth using equi-resistance curve

点 a の位置で示される σ_s と n の値を持っているとする。等き裂進展曲線は点 a を通る図のような曲線となり、 σ_s - n 平面がこれによって A と B の領域に分けられる。点 a で示される材料において、A がき裂進展抵抗が改善される範囲、B が逆に減少する範囲となる。したがって、塑性変形特性を変化させることにより材料の σ_s と n が点 a から実線で示されている矢印の位置に移動したとすれば、この変化は疲労き裂の進展抵抗を改善することを示し、点線の矢印のような変化は逆にき裂の進展抵抗の減少を意味する。また、点 a からこの曲線上の他の点へ移動するような変化は、当然のことながらき裂進展抵抗には変化がないことを示す。ただ、実際上の問題としてこのような鉄鋼材料の場合、 σ_s を増加させれば一般に n は減少し、 n を増加させれば σ_s は減少する傾向があるので、き裂進展抵抗の改善はかなり困難な課題といえるで

あろう。

4 結 言

市販のフェライト鋼、オーステナイト鋼およびマルテンサイト鋼の疲労き裂の進展状況を回転曲げ疲労によって調べた。得られた結果はつぎの通りである。

- (1) 疲労き裂の進展速度は各鋼別にみると、降伏応力（または0.2%耐力）の増加に従い減少する傾向をもつ。
- (2) 降伏応力を基準にすれば、き裂の進展速度はマルテンサイト鋼、フェライト鋼、オーステナイト鋼の順に小さくなり、オーステナイト鋼が最も大きなき裂の進展抵抗を有する。
- (3) SEM による破面観察の結果、SUS310S および純鉄の一部にストライエーションがみられた。他の試料の破面はすべて凹凸に富んでおり、破壊する以前にかなりの塑性変形があったことが示唆された。
- (4) 表面き裂長さを l 、表面の曲げ応力を σ とし、 $\Delta K = \sigma\sqrt{\pi l}$ とおけば表面き裂の進展速度 dl/dN は Paris の式と同様 $dl/dN = C(\Delta K)^m$ で表わされる。
- (5) m や C におよぼす引張試験や繰返し塑性曲げ試験から得られた塑性変形特性の影響を考察し、降伏応力が高い方が、また加工硬化指数が大きい方が疲労き裂の進展速度 dl/dN は小さくなることを示した。さらに、これをもとに疲労き裂の進展抵抗を改善するための指針を検討した。

参 考 文 献

- 1) P. Paris and F. Erdogan : A Critical Analysis of Crack Propagation Laws, Trans. ASME, December (1963), 528.
- 2) C. Laird : The Influence of Metallurgical Structure on the Mechanisms of Fatigue Crack Propagation, ASTM, STP. 415 (1967), 131.
- 3) A. J. Brothers and S. Yukawa : Fatigue Crack Propagation in Low-Alloy Heat-

Treated Steels, Trans. ASME, March (1967), 20.

- 4) G. J. Petrak and J. P. Gallagher : Predictions of the Effect of Yield Strength on Fatigue Crack Growth Retardation in HP-9Ni-4Co-30C Steel, Trans, ASME, July (1975), 206.
- 5) 酒井, 藤谷, 田中 : 18Ni マルエージング鋼の疲労き裂進展に対する時効の影響, 日本機械学会論文集, 44, 383 (1978), 2175.
- 6) C. M. Carman and M. F. Schuler : Some Fractographic Observations of Fatigue-Crack Growth in Maraging Steel, JISI, May (1970), 463.
- 7) 北川 : 疲労き裂の成長速度に関する実験的法則とその関連理論, 材料, 21, 227 (1972), 1068.
- 8) 北川 : 疲れき裂への破壊力学の適用, 日本機械学会誌, 75, 642 (1972), 1068.