

鉄鋼材料の疲労破壊の機構と力学

田中 啓介*・中井 善一*²・秋庭 義明*³

Mechanisms and Mechanics of Fatigue Fracture of Steels

Keisuke TANAKA, Yoshikazu NAKAI and Yoshiaki AKINIWA

Key words : fatigue ; steels ; fracture mechanics ; crack propagation ; small crack ; notch ; inclusion ; grain size ; residual stress ; environmental effect.

1. はじめに

繰返荷重下での材料の破壊は疲労破壊と称され、実機の破損原因の80%以上を占めると言われており¹⁾、機械機器、構造物の長期安全性を保証するためには疲労破損の防止が不可欠である。設計段階での疲労強度や寿命の評価ばかりでなく、すでに使用中のものについても余寿命予知や延命法の確立が望まれている。近年、機械構造物の各分野で軽量化あるいは高速化、高経済性が目指されており、従来材料とは異なった材料が新しく使用されつつある。例えば、自動車、橋梁、船舶などの材料として、従来の軟鋼に代わって高張力鋼の使用が開始されている。このため、従来の経験のみでは対処できず、疲労機構に立脚した合理的な強度評価法の開発が望まれる。ここでは、鉄鋼材料の疲労を取り扱う。まず、疲労のミクロ過程をまとめた後、疲労き裂伝ばの力学的アプローチの基礎と、それをもとにした材料組織、欠陥、残留応力、環境の疲労強度に及ぼす影響について解説する。

2. 疲労過程

金属の疲労過程は、通常、き裂発生とき裂伝ば過程とに分けられる。このうち疲労き裂の発生は不可逆的な塑性変形によって引き起こされるが、き裂の発生箇所は材料や負荷応力によって異なる。フェライト鋼の低応力下では純金属と同様にすべり帯である。すべり帯き裂発生過程では、すべりがある面に集中的に生じ、この疲労すべり帯は電解研磨によっても消失しないことから、固執すべり帯 (PSB: Persistent slip bands) と称される。軟鋼や銅、ニッケルなどにおけるPSBの転位構造ははしご状 (Ladder structure)

で、転位が非常に動き易い構造となっており、すべりの集中をもたらす²⁾。集中したすべり帯の表面では凹凸が蓄積され、ついにはき裂となり成長を開始する。このき裂と凹凸の区別は1~2 μm にあるようである³⁾。

負荷応力振幅が大きい場合、結晶粒が全体的に変形し、食い違いの蓄積する粒界がき裂発生箇所となる。

高強度鋼や高強度アルミ合金では、切欠き感度が高く材料中の介在物が疲労き裂の発生箇所となる場合が多い。このとき、介在物、母材、界面の強度の大小により、次の三つの形態をとる⁴⁾。(1)すでに界面はく離あるいは割れた介在物の応力集中によってできたすべり帯にき裂が入る、(2)介在物がすべり帯を阻止しその応力集中によって介在物が割れる、(3)割れていない介在物での応力集中によってできたすべり帯にき裂が入る。

すべり面や粒界に発生したき裂は初めすべり面や粒界にそった結晶学的な伝ばをする。ついで、き裂は粒界を超え隣の結晶粒に入り成長を続けながら徐々に方向を変え、ついには主応力軸に垂直方向に進展する。き裂がさらに長くなると、断面が外力を支えられなくなり不安定破壊する。ここで、き裂の初期の結晶学的な伝ばをステージI、応力軸に垂直な伝ばをステージIIと称する⁵⁾。き裂のステージIIの伝ばの主な機構は、き裂先端での塑性鈍化と鋭化にともなうすべり分離で、破面にはストライエーションが形成される。このときの裂先端での塑性変形の程度は大きく通常非結晶学的である。この他粒界破面、へき開破面、デインプルなどが疲労破面に認められる。

実機の疲労寿命のマクロ推定において、例えば切欠き底でのき裂発生寿命は、そこに微小な平滑試験片を考えその破断寿命に等しいとして、S-N曲線やCoffin-Manson則⁶⁾⁷⁾を使用する。ついで、切欠き応力集中部を抜けたき裂は、

平成4年12月1日受付 平成5年3月5日受理 (Received on Dec. 1, 1992; Accepted on Mar. 5, 1993) (依頼解説)

* 名古屋大学工学部教授 (Faculty of Engineering, Nagoya University, Furo-cho Chikusa-ku Nagoya 464-01)

*² 神戸大学工学部助教授 (Faculty of Engineering, Kobe University)

*³ 名古屋大学工学部助教授 (Faculty of Engineering, Nagoya University)

次に示すように線形破壊力学にもとづきき裂伝ば速度が応力拡大係数 (SIF: Stress intensity factor) の関数として得られ、それを積分することからき裂伝ば寿命を定める⁸⁾。マクロには平滑材の疲労寿命はき裂発生寿命とみなされるが、実際には上述のごとく微小なき裂の伝ば過程が平滑材寿命の大部分を占めており、Coffin-Manson則自体微小き裂の伝ば速度を積分することから導き出されている。この他、微小き裂の挙動が疲労特性を支配している場合が多く、最近の10年間の疲労分野の最大の研究テーマの一つとなっている。

3. 疲労き裂伝ばの力学

3・1 疲労き裂伝ば速度と応力拡大係数との関係

Fig. 1 は伝ば速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を示す⁹⁾。この関係は三領域に分けられ、中間領域 (B領域) ではParis則が成立する。

$$da/dN = C(\Delta K)^m \dots\dots\dots (1)$$

ここでParis¹⁰⁾は $m = 4$ を提案したが、その後のデータでは必ずしも4ではなく2~4をとることが多い¹¹⁾。 ΔK が小さくなると da/dN は急激に減少し、下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} 以下では、実際的にき裂が伝ばしないとみなされる (A領域)。一方、 ΔK が大きくなると da/dN は増加し、ついには不安定破壊にいたる (C領域)。不安定破壊の条件は、 K_{max} が一定となる条件で決まり、この K_{max} 値は疲労破壊靱性値と称される。き裂伝ばに及ぼす諸因子の影響の程度は図中に示すように各領域によって異なる。

3・2 き裂の開閉口

伝ば中の疲労き裂は負荷荷重が引張であるのに、き裂が閉口することがある¹²⁾。このとき有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff}

がき裂伝ば速度を支配するパラメータとなる。

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 K_{op} はき裂開口時の K である。疲労き裂の閉口的主要原因は、残留塑性伸び (Plasticity-induced closure)¹²⁾、破面の凹凸 (Roughness-induced closure)¹³⁾ および酸化物 (Oxide-induced closure)¹⁴⁾ の3つである。この他、変態 (Transformation-induced closure) や環境が水溶液のときの流体 (Fluid-induced closure) が特殊原因として指摘されている¹⁵⁾。

き裂閉口は下限界近傍 (A領域) において顕著であり、平均応力や材料組織が伝ば速度に及ぼす影響の原因となっている¹⁶⁾¹⁷⁾。Fig. 2¹⁶⁾ は種々の前オーステナイト粒径および焼き戻し温度の低合金鋼 (SNCM439) に対する結果であるが、同一 ΔK では粒径が小さくなるほど、焼き戻し温度が低いほど da/dN が速くなる。この場合も、 ΔK_{eff} で整理するとほぼ単一の関係となる。

3・3 微小き裂の伝ばと停留

3種の結晶粒径の軟鋼 (フェライト・パーライト鋼) 平滑材の S-N 曲線を Fig. 3 に示す¹⁸⁾。図中には通常の破断寿命 N_f の他、疲労すべり帯の発生 N_s および粒界を超えき裂伝ばの開始繰返し数 N_c を示す。 N_s に対して粒径効果はないが、 N_c 、 N_f ともに同一応力振幅では粒径が大きいほうが小さい。 N_c は N_f の約40~50%である。疲労限度 σ_{wo} にも粒径効果があり、 σ_{wo} が d の平方根の逆数に線形的に増大するPetch型の関係が成り立つ。

き裂伝ば初期ではき裂寸法が粒径オーダーであり、微視組織の影響を受け、き裂は不規則に伝ばするが、これを微視組織的微小き裂 (Microstructurally small crack) と称する。Fig. 4 と 5 は戸梶ら¹⁹⁾²⁰⁾の低合金鋼 (SCM435, 600°C 焼き戻し材) に関するき裂の伝ば挙動と、そのときのき裂

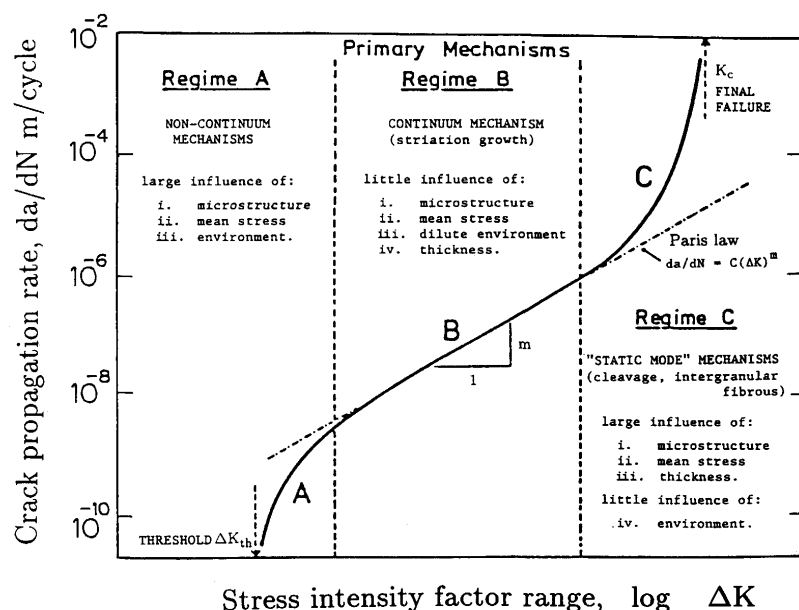


Fig. 1. Relation between crack propagation rate and stress intensity range.

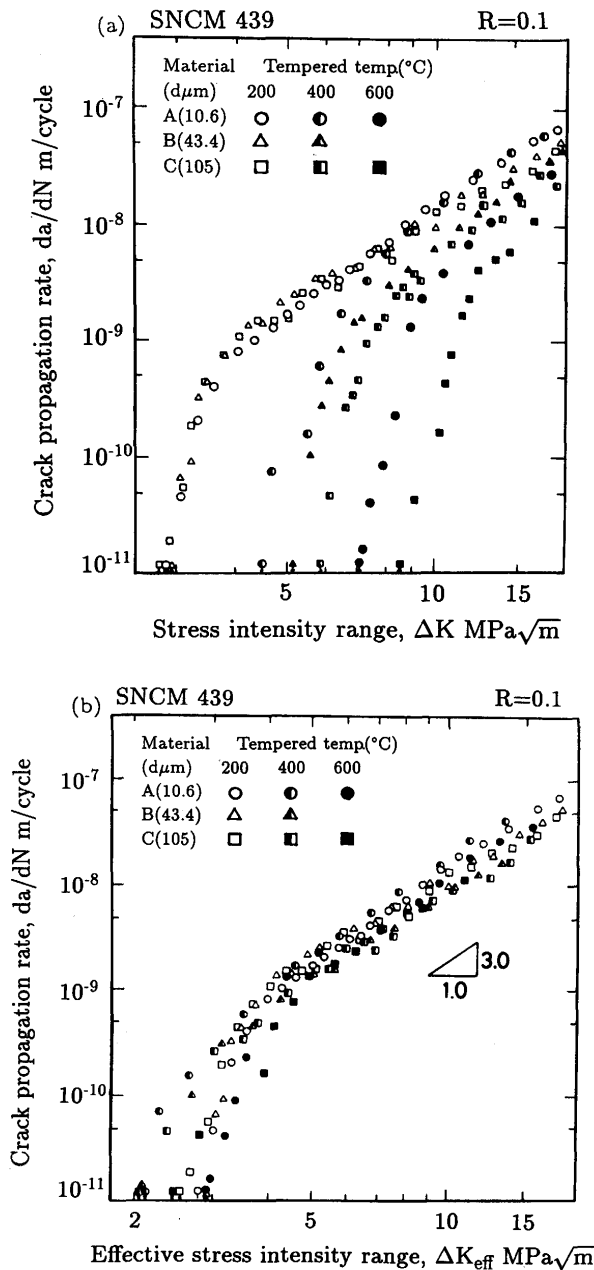


Fig. 2. Relation between crack propagation rate and stress intensity range for low-alloy steel (SNCM439) under $R=0.1$.
(a) da/dN vs. ΔK (b) da/dN vs. ΔK_{eff}

伝ば速度 da/dN と ΔK との関係である。き裂が短い間は、前オーステナイト粒界に当たると一時的に遅滞し、不規則な伝ばをしている。 da/dN と ΔK との関係はばらついていて、いずれも長いき裂の関係より加速側にある。この不規則な伝ばはき裂長さが前オーステナイト粒径 d の4倍くらいまでで、それ以上では微視組織の影響をあまり受けずにはほぼ一般的な伝ばを示すがやはり、長いき裂の da/dN - ΔK 関係より加速側となる。これは、き裂閉口が十分に形成されておらず、同一の ΔK でも短いき裂の方が ΔK_{eff} が大きいので、 ΔK_{eff} で整理すると長いき裂の法則と一致する。この種のき裂は力学的微小き裂 (Mechanically small crack)

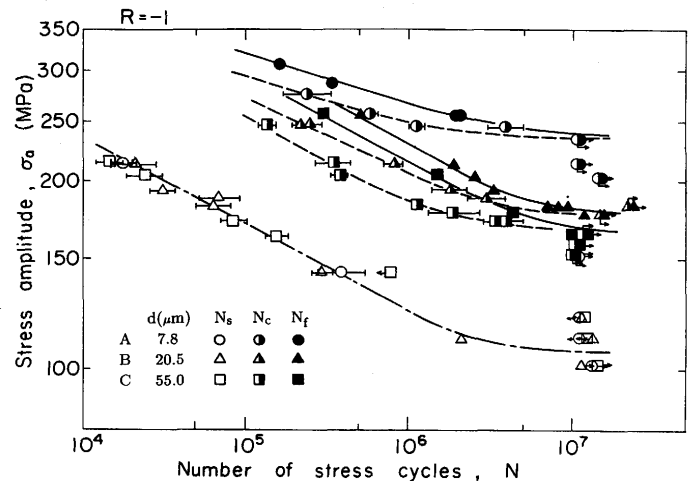


Fig. 3. S-N curves for low-carbon steel with various grain sizes.

と称される²¹⁾。なお、短いき裂の加速現象は巨視的な弾塑性効果によっても引き起こされる。平滑材の低サイクル疲労等がその典型的な例で、このき裂伝ば速度は ΔK_{eff} で整理しても応力振幅依存性が現れるのに対して、J積分範囲 ΔJ ないしはき裂先端開口変位範囲 $\Delta CTOD$ がき裂伝ば速度の支配力学パラメータとなる²²⁾²³⁾。

微視組織的微小き裂の粒界との相互作用は田中らによって、阻止すべり帯としてモデル化されている²⁴⁾。Fig. 6 中の図(c)に示すように、き裂先端のすべり帯が粒界に到達しないときは平衡すべり帯であるが、粒界に到達すると図(a)(b)と同様に阻止された状態となる。この状態は連続分布転位理論で解析でき、開口変位、転位分布、応力分布が求まる。このモデルによって、粒界との相互作用をしながら不規則な伝ばをするき裂の状態をよく表現でき、モンテカルロシミュレーションによりその統計的な性質が検討されている²⁵⁾。

鉄鋼材料の平滑材の疲労限度では、微視組織的微小き裂はすでに発生しており、それが進展する限界の応力が疲労限度に対応する。疲労限度での停留き裂の寸法は、転位の平均自由行程に関係しており、軟鋼ではフェライト粒径程度であるのに対して、焼入焼戻鋼ではマルテンサイトのパケット寸法あるいは前オーステナイト粒径となる。先のモデルでは、疲労限度は粒界で阻止されたすべり帯が隣の結晶粒に進展する条件で決まるが、この条件は、阻止すべり帯先端での微視的応力拡大係数の限界値 K_m で与えられる。疲労限度ではFig. 6 (a)に示すようにステージIの停留き裂の場合が多いが、(b)のようにステージIIの場合もある。ステージIIの停留き裂ではき裂閉口の役割も大きい。Fig. 7²⁶⁾は予き裂(ステージIIのき裂)を軟鋼試験片に導入し焼鈍した後に両振繰返し応力($R=-1$)を加えてその伝ば特性を調べた結果である。横軸には、き裂の形状の相違を考慮して等価き裂長さ采用了。図中丸印が平滑材中の非貫通予き裂、三角印が貫通予き裂である。また黒印は進展しない

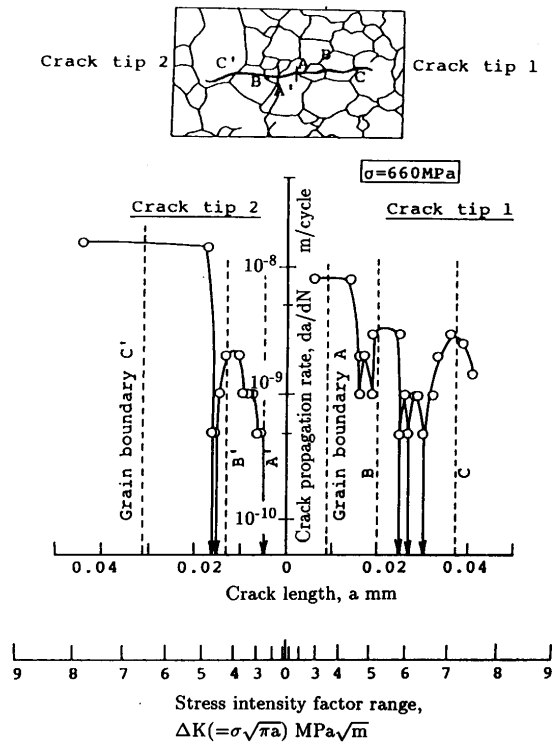


Fig. 4. Propagation behavior of small cracks in low-alloy steel (SCM435).

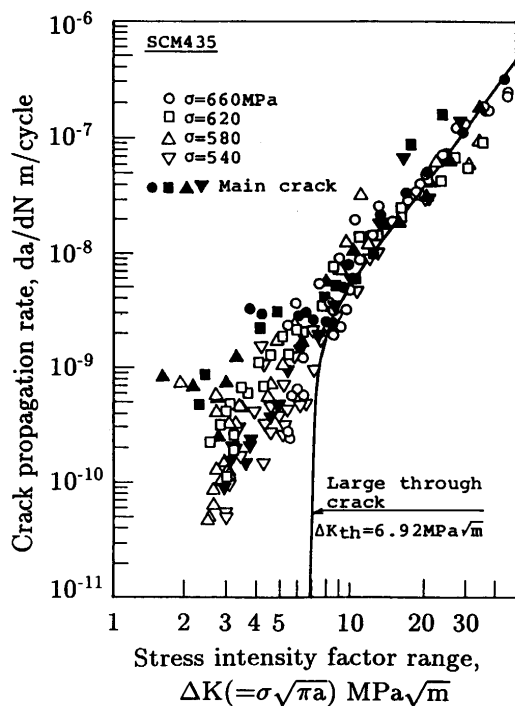


Fig. 5. Relation between crack propagation rate and stress intensity range for low-alloy steel (SCM435).

場合、半黒印は少し進展し停留した場合、白印は連続進展した場合である。 K_{max} が ΔK_{effth} 以上で進展を開始するがき裂閉口のためやがて停留する。 K_{max} がある値以上で連続進展し、試験片の破断をもたらす。この K_{max} はき裂が長く

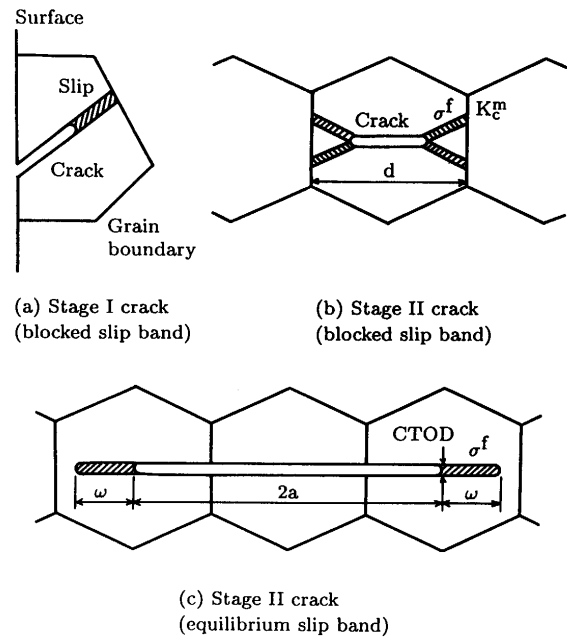


Fig. 6. Crack-tip slip band model interacting with grain boundary.

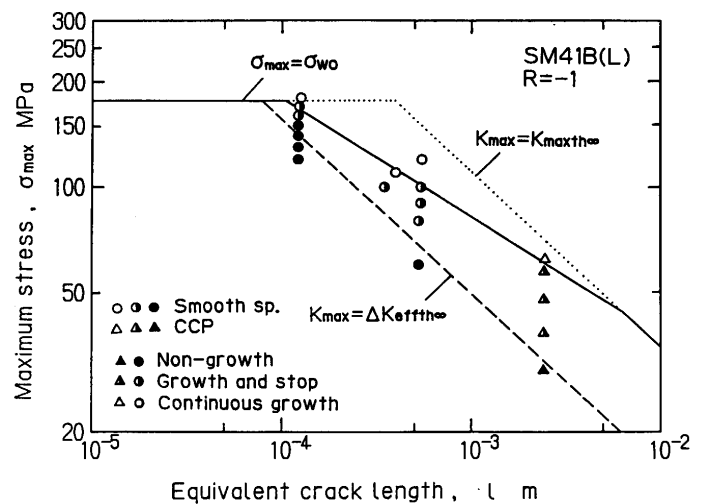


Fig. 7. Relation between threshold stresses and crack length for low-carbon steel.

なると長いき裂の下限界最大応力拡大係数 $K_{maxth\infty}$ に一致するが、き裂が短いときにはこれ以下でも伝ばする。

4. 疲労強度に影響する因子

4・1 材料組織の影響

疲労現象が本質的に塑性変形によるものであるため、材料の微視組織が疲労に大きな影響を与えることは容易に理解できる。平滑材の疲労限度 σ_{wo} も材料の降伏応力 σ_y 、ないしは引張強さ σ_B 、硬さ H_v の増大とともに上昇する。引張降伏応力の代わりに繰返し応力ひずみ関係の繰返し降伏応力がとられることもある。鉄鋼材料の回転曲げ疲労限度と

σ_B (MPa), H_v (kgf/mm²) との関係として次式が得られている²⁷⁾。

$$\sigma_{w0} = 0.50 \sigma_B \quad (\sigma_B < 1470 \text{ MPa}) \quad \cdots \cdots (3)$$
$$\sigma_{w0} = 1.52 H_v \quad (H_v < 400) \quad \cdots \cdots (4)$$

また、引張圧縮疲労限度はこれより低く、

$$\sigma_{w0} = 0.48 \sigma_B \quad (\sigma_B < 981 \text{ MPa}) \quad \cdots \cdots (5)$$
$$\sigma_{w0} = 1.46 H_v \quad (H_v < 300) \quad \cdots \cdots (6)$$

となる。しかし、強度が強くなるとこれらの比例関係は成立せず、Fig. 8²⁸⁾に示すように σ_{w0} は頭打ちとなる。この原因は、高強度になると材料中の介在物に敏感になりその応力集中によって疲労限度が低下するためである。従って、介在物が小さくなると上の比例関係はより高強度まで成立する。

平滑材疲労限度 σ_{w0} は材料の結晶粒径 d が小さくなると Fig. 3 に示したように上昇する。両者は次のPetch式で関係する¹⁸⁾。

$$\sigma_{w0} = \sigma_0 + k_f / \sqrt{d} \quad \cdots \cdots (7)$$

この関係は、阻止すべり帯モデル (Fig. 6 (b)) で、疲労限度における停留き裂長さを a として次式で与えられる。

$$\sigma_{w0} = (2 \sigma_f / \pi) \cos^{-1} (d / 2 a) + K_m / \sqrt{\pi a} \quad \cdots \cdots (8)$$

ここで a が d に比例するとするとPetch式となる。式(7)で σ_0 は疲労すべり帯中の転位の運動に対する摩擦力 σ_f に対応し、 k_f は粒界のすべり阻止の強さである。疲労強度を向上させるためには、粒径 d を小さく、 σ_0 および k_f を大きくすればよい。Fig. 9 は横幕ら²⁹⁾による鋼の d と σ_{w0} の関係である。フェライト・パーライト鋼のりんによる固溶強化は摩擦力、つまり σ_0 の上昇をもたらす。なお、式(8)において重

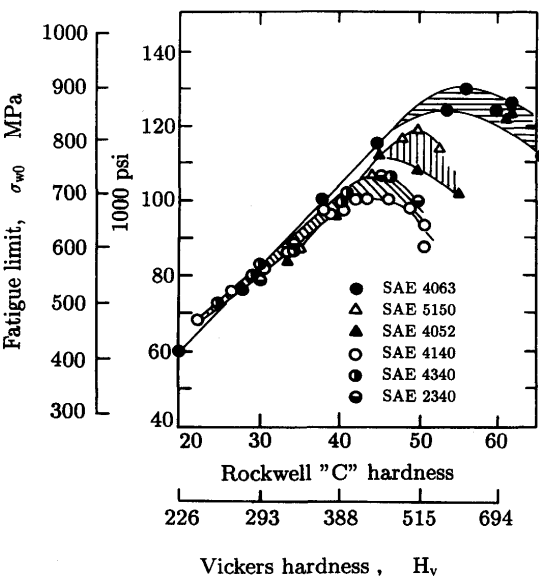


Fig. 8. Relation between fatigue limit and hardness.

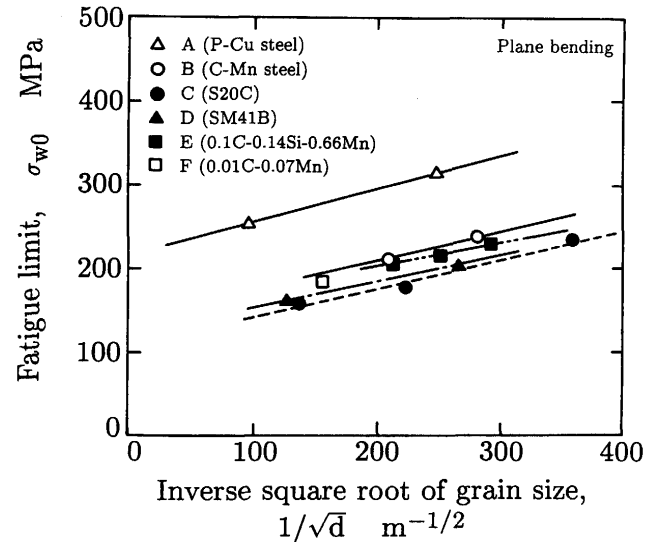


Fig. 9. Relation between fatigue limit and inverse square root of grain size for steels.

要なことは、障害物間隔が小さくかつ強い障害であることが疲労限度の上昇をもたらす点である。き裂の障害となる組織として、フェライト粒界の他、フェライト・パーライト鋼ではパーライトコロニー³⁰⁾、またフェライト・マルテンサイト2相鋼ではマルテンサイト境界等の第2相境界がある。なお、後者の第2相境界は強い障害物で k_f を大きく上昇させる。しかも、マルテンサイト相が分散した状態でなく、フェライト粒を取り囲む構造の方が有効な障害となり、疲労強度の上昇も著しい³¹⁾。実際の各種材料における微視組織と、疲労限度における停留き裂長さとの関係については十分に明確にはなっていない。

式(8)中の転位の運動に対する摩擦力 σ_f は、単調引張りでの転位運動に対する摩擦力とは異なり、繰返し変形に対する抵抗である。そのため、固溶強化、析出強化、転位強化等の強化機構によってその繰返し応力下での安定性が異

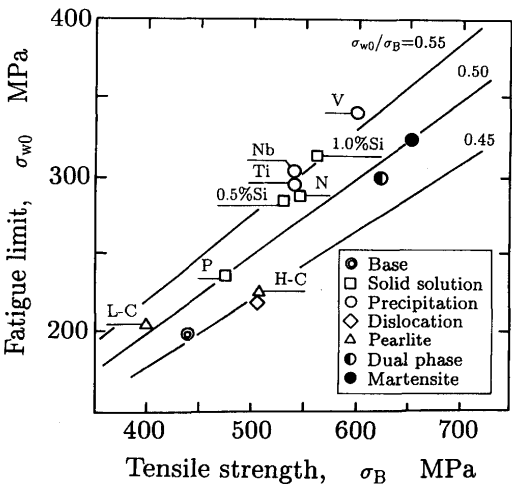


Fig. 10. Relation between fatigue limit and tensile strength for steels.

なり、従って疲労に対する効果が異なる。Fig.10は外山ら³²⁾による σ_{w0} と σ_B の関係であるが、V, Nb, Ti による析出強化あるいは Si, P, N による固溶強化は σ_B を上昇させるとともに疲労強度も大きく増加させる。一方、転位強化やパーライト強化は σ_{w0} の上昇が小さく、マルテンサイト強化や2相強化はその中間である。阿部ら³³⁾は、低・中炭素鋼の静的強化機構と疲労強度上昇との関係を広範囲に検討し、平滑材の回転曲げ疲労強度 σ_{w0} を次式で表した。

$$\sigma_{w0} (\text{kgf/mm}^2) = 8.4 + 0.92\sigma_{ss} + 0.70\sigma_{ppt} + 0.53\sigma_{prlt} + 0.43\sigma_{gr} + 0.23\sigma_{dis} \quad \dots\dots\dots (9)$$

ここで

σ_{ss} : 固溶強化量

σ_{ppt} : 析出強化量

σ_{prlt} : パーライト強化量

σ_{gr} : 細粒強化量

σ_{dis} : 転位強化量

で、各機構による降伏応力の上昇量を示す。これに対して、水井ら³⁴⁾は、 σ_{w0} が繰返し降伏応力 σ_{yc} とより密接な関係にあるとしている。Fig.11がその結果で、 σ_{w0} は σ_{yc} とともに上昇する。詳しくは、鋼の強化機構によって異なりいわゆる析出強化鋼やフェライト・ベイナイト変態強化鋼に比較して2相鋼や残留オーステナイトを含む複合組織鋼等が優れている。なお、長江ら³⁵⁾は高強度薄鋼板の疲労限度を引張り強さ、降伏比、伸び、板厚の関数として求めている。

長いき裂の伝ば挙動に関して、下限界近傍(A領域)で材料組織の影響が大きい。Fig.12¹⁸⁾に各種鉄鋼材料の ΔK_{th} と R との関係を示す。 ΔK_{th} は R とともに直線的に減少し、ほぼ R が 0.8 以上では一定となる。 σ_y の大きい材料では、R 依存性は小さい。Fig.13¹⁸⁾には R = 0 と 0.8 における ΔK_{th} の σ_y による変化を示す。R = 0 の ΔK_{th} は材料種類によって異なる。

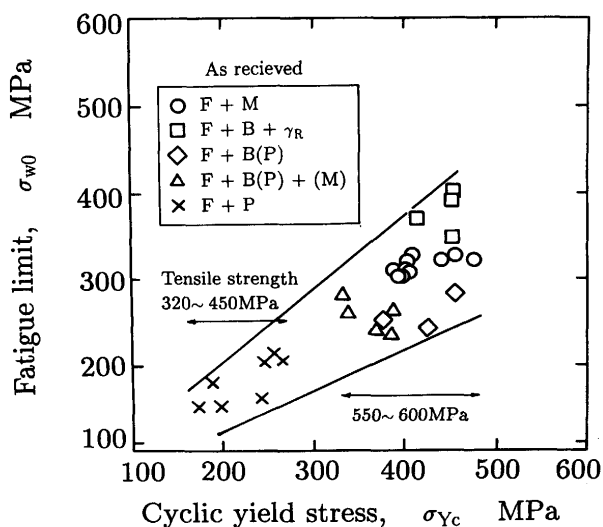


Fig. 11. Relation between fatigue limit and cyclic yield stress for steels.

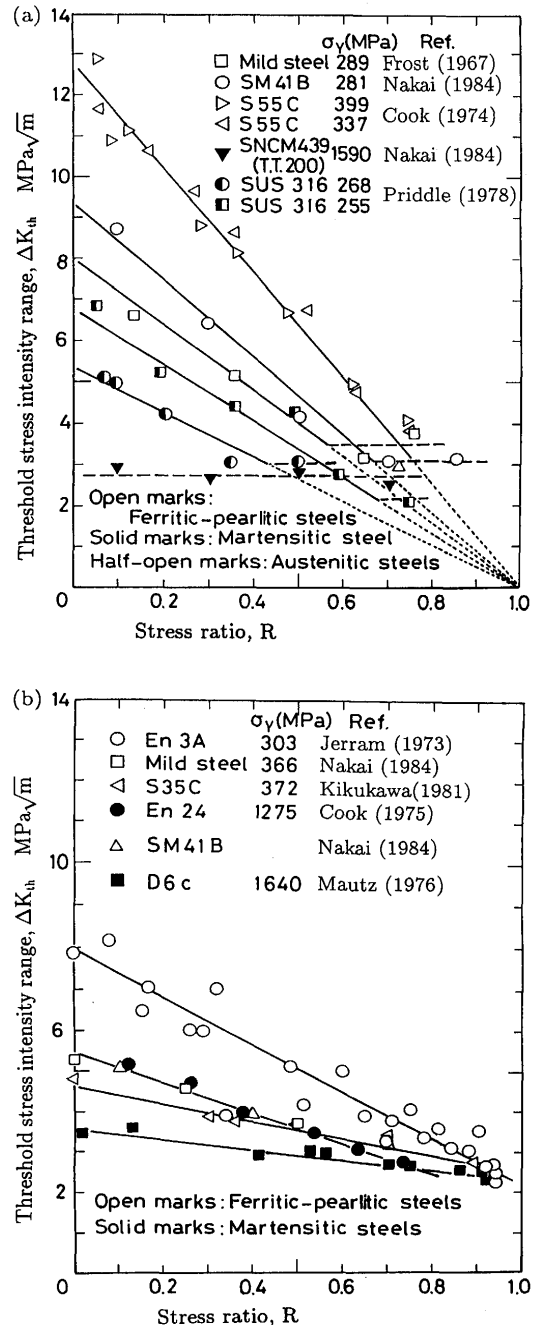


Fig. 12. Effect of stress ratio on threshold stress intensity range for steels.

るが、マルテンサイト鋼では σ_y の増大に対して ΔK_{th} は小さくなる。R = 0.8 ではき裂閉口は認められず、組織や σ_y によらずほぼ一定の $2 \sim 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の値をとる。なお、下限界における有効応力拡大係数 ΔK_{effth} は R や材料によらず $2 \sim 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の値である。つまり、下限界は真のき裂抵抗である ΔK_{effth} と き裂閉口による抵抗 ΔK_{clth} の和として与えられる。

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{effth} + \Delta K_{clth} \quad \dots\dots\dots (10)$$

R や材料組織はき裂閉口 ΔK_{clth} に効果を持ち、真の抵抗 ΔK_{effth} は余り変化しない。長いき裂の ΔK_{th} は Fig.14²⁹⁾ に示

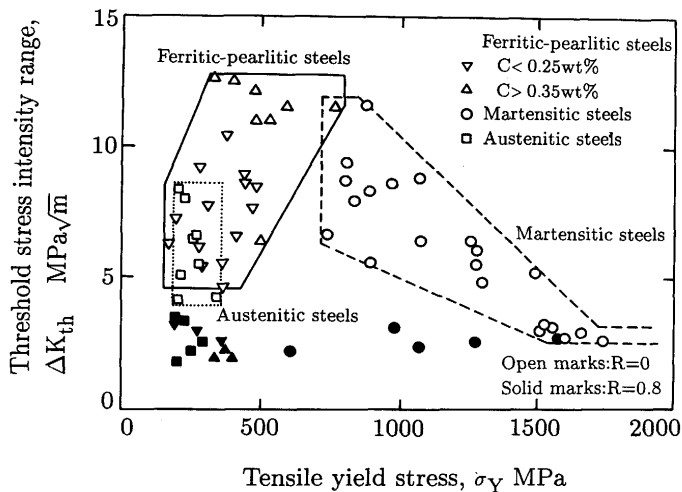


Fig. 13. Relation between threshold stress intensity range and yield strength for steels.

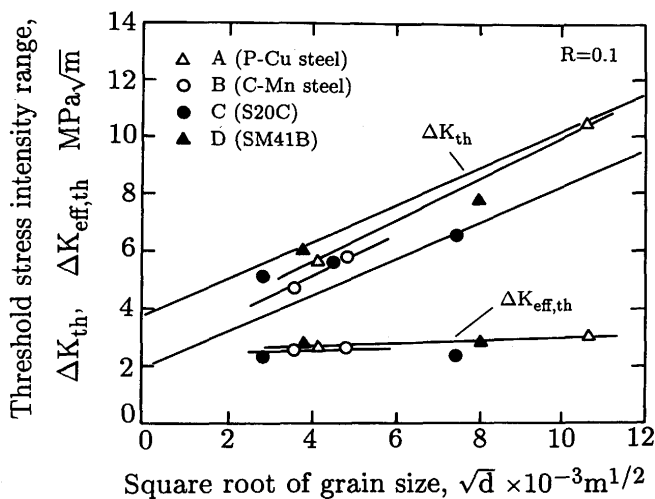


Fig. 14. Relation between threshold stress intensity range and square root of grain size.

すように粒径 d の平方根に比例して増大する。

$$\Delta K_{th} = K_0 + \alpha \sqrt{d} \quad \dots\dots\dots (11)$$

粒径が大きくなると破面の凹凸が増加し、そのため ΔK_{clth} が増すことが上式の主因である。 ΔK_{effth} も d に対してわずかに増大するがその程度は小さい。

4・2 切欠き、微小欠陥、介在物の影響

疲労破壊は通常何らかの応力集中を起点としている。応力集中源としてキー溝や段付き部等のマクロなもの、他、鑄巣などの鑄造欠陥や介在物等のミクロなものがある。切欠き材の強度は平滑材の疲労限度 σ_{w0} を切欠き材の疲労限度 σ_w で除した切欠き係数 K_t を用いて評価される³⁶⁾。 K_t の値は通常弾性応力集中率 K_t よりも小さく、 K_t が K_t に近い材料ほど切欠き感度が高い。この切欠き寸法効果の原因の一つは、破壊にき裂先端のある大きさを持つ領域が関与しているため、工学的には主に次の3つの手法で取り扱わ

れてきた。

- (1) 点応力モデル (Point stress model)
- (2) 平均応力モデル (Mean stress model)
- (3) 仮想き裂モデル (Fictitious crack model)

(1) はき裂の進展が、先端よりある距離離れた点の応力で決ましているとするモデルである。(2) はき裂先端からある寸法の領域の平均的な応力で破壊が決ましているとするモデルで Neuber³⁷⁾ によって提案された。(3) は実際のき裂長さにあるき裂長さを加えた仮想き裂長さに対して、長いき裂の破壊力学を適用するものである。いずれのモデルもほぼ等しく実験結果と一致する。しかし、これらの工学的アプローチの物理的意味は明確でなく、微小き裂からの検討が必要である。

先端半径が小さく鋭い切欠きの底に発生するき裂は初め速い速度で伝播するが、次第に減速し、低応力では停留にいたる。一方、切欠き底き裂の K はき裂長さとともに単調に増大するため、上の停留き裂の挙動は ΔK をもとに考えると特異な挙動となる。この原因はき裂の開閉挙動をもとに説明される。Fig.15³⁸⁾ には軟鋼切欠き材(切欠き半径 $\rho=0.16$ mm, $K_t=8.48$) に対する da/dN と ΔK および ΔK_{eff} との関係のプロットした。 ΔK で整理したときの特異な挙動は、 da/dN と ΔK_{eff} との関係には認められず、ほぼ一価的な関係となり、かつこの関係は長いき裂の関係に一致する。切欠き底の停留き裂に対する K_{maxth} および ΔK_{effth} とき裂長さ c_{np} の関係を Fig.16³⁹⁾ に示す。 ΔK_{effth} はき裂長さによらずほぼ一定値 $\Delta K_{effth\infty}$ であり、 K_{maxth} はき裂長さとともに増大し、ある長さ以上で一定値となる。またこの曲線は切欠き形状などには依存しない。 K_{maxth} と c_{np} の関係は疲労き裂の進展に対する抵抗曲線とみなされ、き裂進展性の予測に R 曲線法が使用できる。

Fig.17 は R 曲線法を示すが、負荷応力による K_{max} が K_{maxth} 以上のときにき裂は進展する。き裂長さが c_1 で $K_{maxth} = \Delta K_{effth\infty}$ で、 c_2 で長いき裂の $K_{maxth\infty}$ に一致する。 σ_{w1} がき裂発生応力、 σ_{w2} が破断応力である。この両者の中間の応力で停留き裂ができる。切欠き形状や荷重荷形式は、負荷の K_{max} への影響として取り入れられる。疲労き裂発生条件は切欠き底に形成した c_1 のき裂の応力拡大係数が $\Delta K_{effth\infty}$ に等しい条件で与えられ、また c_1 は近似的に次式で定まる。

$$c_1 = (\Delta K_{effth\infty} / \sigma_{w0})^2 / \pi \quad \dots\dots\dots (12)$$

Fig.18³⁹⁾ は R 曲線法を使用して求めた軟鋼中央切欠き平板の疲労限度と K_t との関係である。予測は実験結果と良く一致している。なお、西谷らは切欠き材の強度が、切欠き先端半径と弾性的な切欠き底最大応力によって決ましているとする線形切欠き力学を提唱している⁴⁰⁾。

R 曲線法は切欠きが小さくなった場合や、き裂状欠陥となった場合にも適用できると考えられるが、き裂閉口の形成

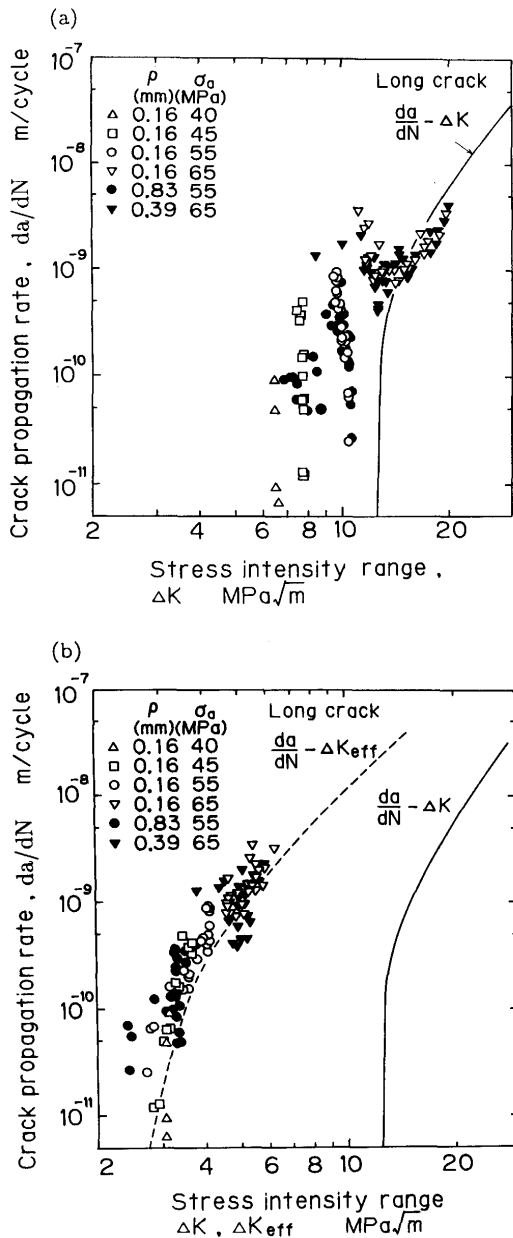


Fig. 15. Relation of crack propagation rate against ΔK and ΔK_{eff} for notch-tip crack in low-carbon steel.

(a) da/dN vs. ΔK (b) da/dN vs. ΔK_{eff}

の定量化は充分には進んでいない。き裂状欠陥に対する限界応力振幅と予き裂長さの関係についてはFig. 7 に一例を示したが、多くの金属に対する結果をまとめたのがFig.19⁴¹⁾である。図において縦軸は、予き裂材の破断の限界応力 σ_{th} と平滑材の疲労限界 σ_{w0} の比で、横軸は予き裂長さ l と次式で求まる l_0 の比である。

$$l_0 = (\Delta K_{th0} / \sigma_{w0})^2 / \pi \quad (13)$$

いずれの材料でも、 l/l_0 の小さい範囲で $\sigma_{th} = \sigma_{w0}$ (一定)、大きい範囲で $\Delta K_{th} = \Delta K_{th0}$ (一定) となる。Fig.19中の実線は仮想き裂のモデルによる予測で、予き裂長さ l に l_0 を加えた仮想き裂の下限界応力拡大係数が一定であるとして求

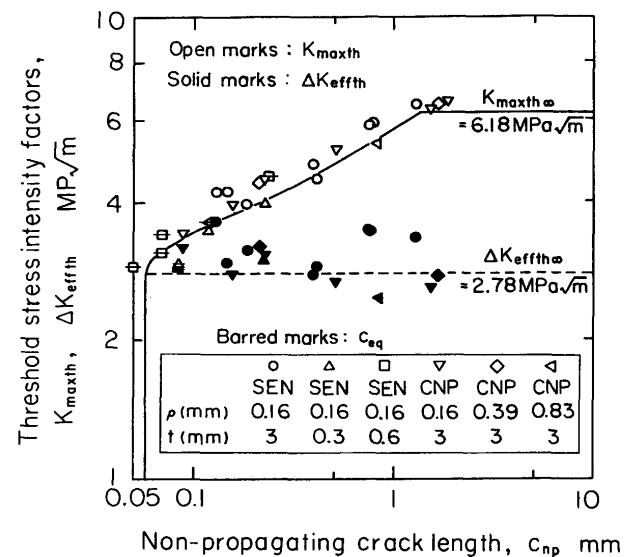


Fig. 16. Change of threshold stress intensity range with non-propagating crack length for low-carbon steel.

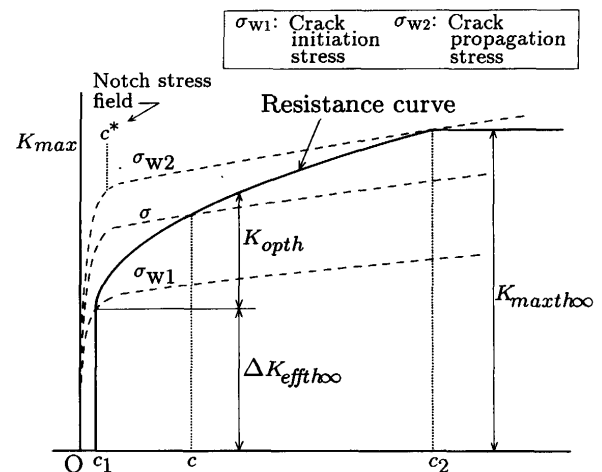


Fig. 17. R-curve method for fatigue crack propagation.

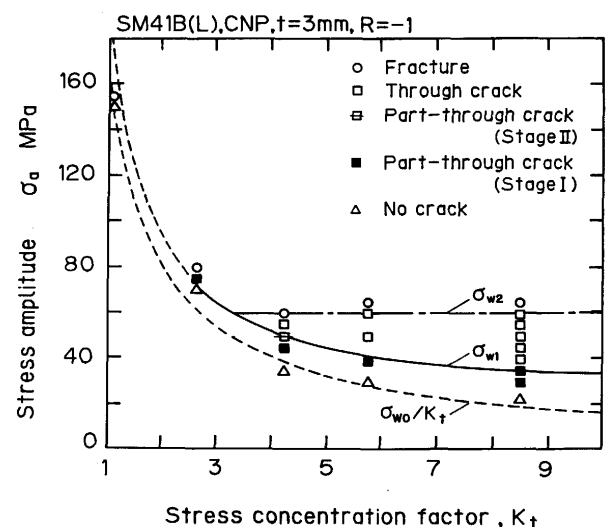


Fig. 18. Fatigue strength reduction due to notch for low-carbon steels.

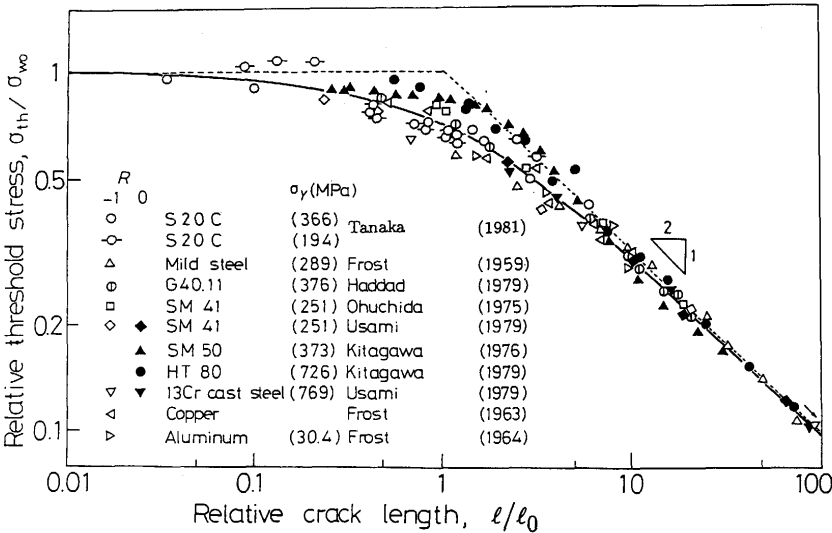


Fig. 19. Relation between threshold stress and crack length for metals.

まる次式の関係である⁴²⁾。

$$\frac{\sigma_{th}}{\sigma_{wo}} = [\ell_0 / (\ell + \ell_0)]^{1/2} \dots\dots\dots (14)$$

上式は実験結果の下限値の関係を与えている。式(13)で求まる ℓ_0 は力学的微小き裂と長いき裂の遷移き裂長さの指標となり、 ℓ_0 が小さいほど切欠き感度が高い。 σ_Y より

$$\sigma_Y = 72.6 + 0.62 \sqrt{\lambda} \dots\dots\dots (15)$$

で求めた平均自由行程 λ ⁴³⁾ と ℓ_0 の関係を Fig.20⁴¹⁾ に示す。 λ が小さい範囲で、 ℓ_0 は λ に比例して大きい。また応力比 R が大きいほど小さくなる。材料の引張強度特性を向上させる粒径の微細化は、 σ_{wo} を上昇させるが ΔK_{th} および λ を低下させるので、内在欠陥の大きさにより効果が逆転し、欠陥に対してより敏感となるため注意が必要である。

ミクロ欠陥を含む材料の疲労限度は、欠陥寸法が小さいときには低下しない⁴⁴⁾。欠陥材の疲労限度は欠陥から発生したき裂の進展限界で決まっているため、初期欠陥の微細な

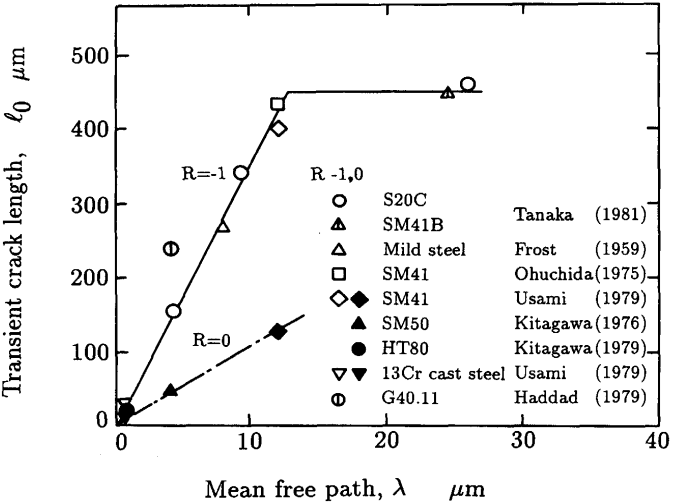


Fig. 20. Relation between transition crack length and mean free path for steels.

形状には余り左右されない。村上ら⁴⁵⁾は多くの金属材料 (Table 1 参照) に対して、 σ_{th} (MPa) あるいは ΔK_{th} (MPa $\sqrt{m}$) が欠陥面積の平方根 $\sqrt{area}$ (μm) とビッカース硬さ Hv (kgf/mm²) に関係することを報告している。

$$\sigma_{th} = 1.43 (Hv + 120) / (\sqrt{area})^{1/6} \dots\dots\dots (16)$$

$$\Delta K_{th} = 3.3 \times 10^{-3} (Hv + 120) / (\sqrt{area})^{1/3} \dots\dots\dots (17)$$

Table 1. Description of materials for symbols in Fig. 21. Number is Hv value.

A : S10C (annealed) 120	Notch	I-1 : S50C (quenched and tempered) 378	Notch
B : S30C (annealed) 153	Hole	I-2 : S50C (quenched and tempered) 375	Notch
C : S35C (annealed) 160	Notch	J : 70/30 brass 70	Notch
D-1 : S45C (annealed) 180	Notch	K : Aluminum alloy (2017-T4) 114	Hole
D-2 : S45C (annealed) 170	Hole	L : Stainless steel (SUS 603) 355	Hole
E : S50C (annealed) 177	Notch	M : Stainless steel (YUS 170) 244	Hole
F : S45C (quenched and tempered) 650	Hole	N : Maraging steel 720	Vickers hardness indentation, hole and notch
G : S45C (quenched and tempered) 520	Hole		
H : S50C (quenched and tempered) 319	Notch		

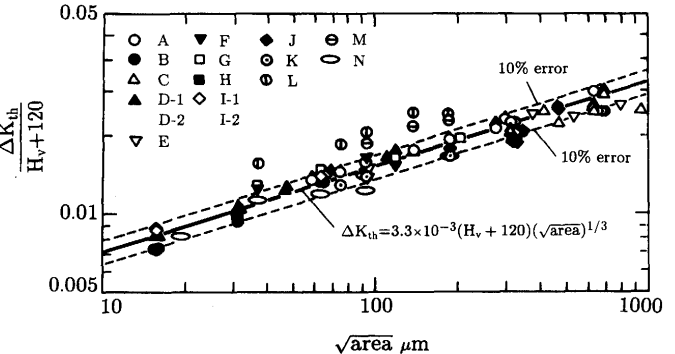


Fig. 21. Threshold stress intensity range as a function of $\sqrt{area}$ for metals.

Fig.21には ΔK_{th} と $\sqrt{\text{area}}$ の関係を示すが実験データは式(17)で良く近似される。これらの実験式はき裂の小さい $\sigma_{th} = \sigma_{w0}$ (一定) 範囲と、大きい $\Delta K_{th} = \Delta K_{th\infty}$ (一定) 範囲の遷移領域にあてはまる関係である。式(4)や(6)で表される疲労限度と、式(16)の欠陥材の限界応力が一致する欠陥寸法以下では平滑材の疲労限度の方が低くなる。つまり、この寸法以下の欠陥は、疲労限度の低下に影響をおよぼさない非損傷欠陥になる。

仮想き裂モデルおよび $\sqrt{\text{area}}$ モデルはともに、実在欠陥への適用のしやすさを主眼とした工学的モデルで近似的なものであるが、実用性は高い。

4・3 残留応力の効果

材料中の残留応力は、繰返し応力によって減衰する場合のあることを除けば本質的には平均応力とみなされる。繰返し応力による残留応力の減衰は負荷応力と降伏応力との大小関係によって決まる。高強度鋼において、通常疲労限度は降伏応力よりも低く、高サイクル疲労では残留応力の減衰はほとんど生じない⁴⁶⁾⁴⁷⁾。このため、ショットピーニングや浸炭、窒化、表面焼き入れ等による表面圧縮応力の効果が特に大きい。ただし、表面硬化材では軟らかい芯部の塑性変形により、結果として表面の残留応力が変化することがある⁴⁸⁾。残留応力の疲労限度への効果は、平均応力と同様耐久限度線図をもとに評価される。Fig.22⁴⁸⁾は、高周波焼き入れした鋼(S45C)の丸棒の引張圧縮耐久限度線図である。中実材では芯部の変形のため、初期残留応力(−814MPa)は疲労後−490MPa程度に減衰するが、線図上でその分だけ平均応力を移動させると残留応力のほとんどない中空材の耐久限度線図上にのる。

き裂伝ばに対しても同様に平均応力として残留応力の効果が評価できる。多軸の残留応力場中のき裂の伝ばでは、伝ば方向は負荷応力の繰返し成分で決まり⁴⁹⁾、残留応力は主

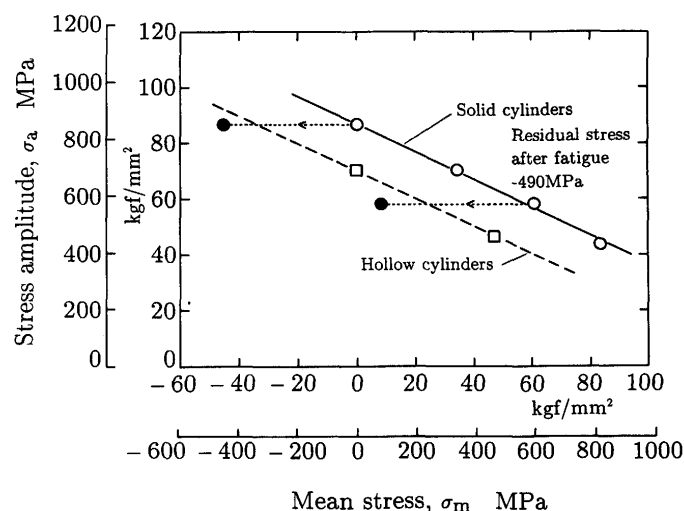


Fig. 22. Effect of residual stress on fatigue limit of induction hardened 0.47% carbon steel cylinders.

にき裂閉口に影響する。

4・4 環境の影響

腐食環境と繰返し荷重が同時に作用したとき、乾燥大気における疲労に比べて強度が低下することが多く、腐食疲労と呼ばれる。水溶液環境中での、結晶すべりの新生面は電気化学的に極めてアクティブである。そのため、新生すべり面でのアノード溶解が生じ、腐食ピットが形成される。一サイクルごとに同様のことが繰り返され、ピットがある大きさになったとき、ピットからき裂が発生する。従って、腐食疲労においては、乾燥大気中に比べて、かなり早期にき裂が発生し、全寿命に占めるき裂発生寿命の割合は小さい。高強度鋼では水素感受性が高く、き裂新生面でのアノード溶解に伴う水素発生がき裂伝ばを加速する場合が多い。

高強度鋼の、水溶液環境中での繰返し応力下におけるき裂伝ば速度は次式で表される⁵⁰⁾。

$$(da/dN)_s = (da/dN)_r + (da/dN)_{cf} + (da/dN)_{scc} \cdots (18)$$

ここで、 $(da/dN)_r$ は純粹の疲労によるき裂伝ば速度成分、 $(da/dN)_{cf}$ は腐食環境と疲労の相互作用によるき裂伝ば速度成分で、いずれも繰返し数依存であり、 ΔK ないしは ΔK_{eff} の関数である。一方、 $(da/dN)_{scc}$ は応力腐食割れによるき裂伝ば速度成分で、時間依存であり、最大応力拡大係数 K_{max} の関数である。Fig.23に示すように、高強度低合金鋼(SNCM439, 200°C焼き戻し材)のき裂伝ばは、 ΔK の小さい領域では繰返し数依存であり、 ΔK の大きい領域では時間依存で K_{max} 支配である⁵¹⁾。これは、式(17)右辺第3項の時間依存成分が、 $K_{max} > K_{ISCC}$ (本材料の場合 $11 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$) の領域で寄与し始め、 $\Delta K > 15 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ の領域で支配的となったためである。またFig.24に示すように応力比の影響についても同様で、0.1Hzにおいては、 $K_{max} > K_{ISCC}$ の領域で、き裂伝ば速度は K_{max} によってほぼ規定されている。なお、繰返し荷重下の K_{ISCC} が静荷重に対する値よりも大幅に低いという報告もある⁵²⁾。

下限界近傍の低 ΔK 領域においては、腐食生成物によるき裂閉口が顕著となることによって、大気中よりもき裂伝ば速度が低下する場合もあれば、アノード溶解によってき裂伝ば速度が増加する場合もある⁵³⁾。アノード溶解によるき裂伝ばは、カソード防食によって阻止することができるが、 $K_{max} > K_{ISCC}$ の領域では、カソード防食によってき裂伝ば速度が増加する⁵¹⁾。これは、水素が発生することによって、水素ぜい化割れが促進されるためである。

大気中において、微小なき裂の伝ば挙動が長いき裂と異なることはすでに述べたが、腐食環境中においては、さらに化学的な因子によって、長いき裂と短いき裂の伝ば挙動が異なることがある。その例をFig.25⁵¹⁾⁵⁴⁾に示す。材料はFig.23と同一で、表面き裂(表面き裂半長0.2~3mm)の表面方向(SUR)と内部方向(DEP)の伝ば速度を示す。図中の実線および一点鎖線は、応力比 $R=0.1$ および 0.5 に対する

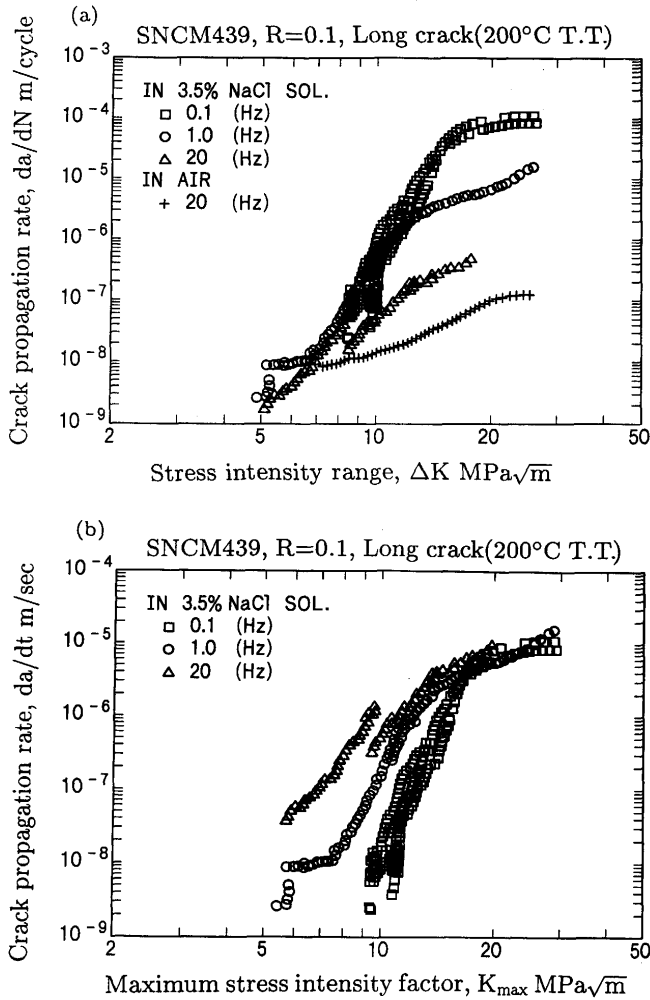


Fig. 23. Relation between crack propagation rate and stress intensity for SNCM439 in NaCl solution.
(a) da/dN vs. ΔK (b) da/dt vs. K_{max}

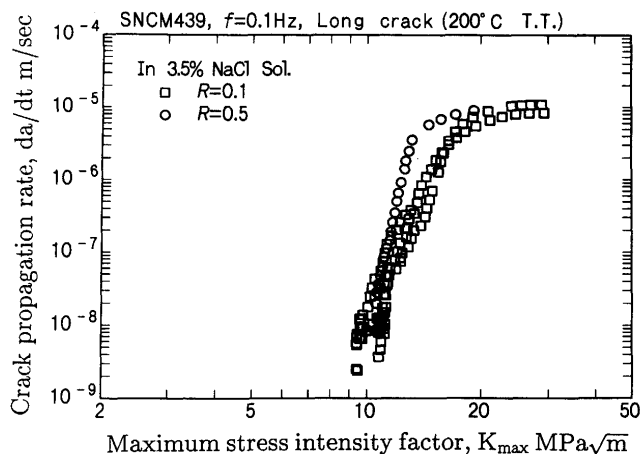


Fig. 24. Effect of stress ratio on relation between crack propagation rate and stress intensity for SNCM439 in NaCl solution.

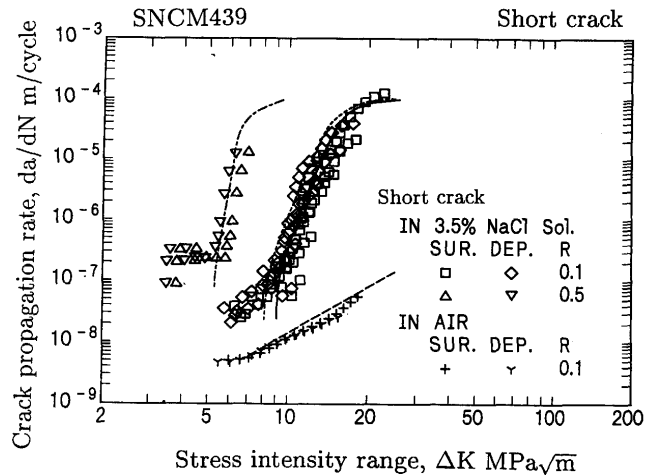


Fig. 25. Relation between crack propagation rate and stress intensity for short cracks for SNCM439 in NaCl solution.

よりも大きい。なお、この同じき裂長さの領域で空中での伝ば速度には差はない。 $R=0.1$ の場合、 $\Delta K < 9 MPa\sqrt{m}$ ($K_{max} < K_{ISCC}$)の領域において、短いき裂の $da/dN - \Delta K$ 関係は、図中点線で示した長いき裂の $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係よりも左方に位置している。また、 $R=0.5$ の場合、 $\Delta K < 5 MPa\sqrt{m}$ の領域で加速する。これらの短いき裂の伝ば速度が長いき裂よりも速い原因は、き裂開閉口の相違のみによって説明することはできない。き裂先端近傍の環境が ΔK または ΔK_{eff} によっては規定されず、き裂長さによって異なることが原因であると考えられる。このような要因によって、長いき裂とは異なる伝ば挙動をする微小なき裂のことを化学的微小なき裂 (Chemically short crack)⁵⁵⁾と呼んでいる。その上限長さは、力学的微小なき裂よりもかなり長く、数mm以上に及ぶことがある⁵⁶⁾。

5. おわりに

鉄鋼材料に限らず金属材料の疲労強度評価は、従来平滑材の破断寿命則であるS-N曲線あるいはCoffin-Manson則をもとに行ってきた。また疲労限度の向上のために種々の強化法が検討されてきたが、どちらかという経験的手法にたよっていた。一方、マクロな欠陥の避けられない大型構造物では疲労き裂の破壊力学的取り扱いをもとに、損傷許容設計を行ってきた。

最近の10年近くの疲労研究で、平滑材の疲労寿命の大部分が長さが1 mm程度以下の微小なき裂の伝ばによって占められているとの認識が広がり、疲労に関する古典的な実験法則において微小なき裂の挙動が重要な役割を果たしていることが明らかになりつつある。例えば、Coffin-Manson則ないしはS-N関係の物理的基礎が微小なき裂の伝ばに帰されている。平滑材や切欠き材の疲労限度は微小なき裂の伝ば限界で決まっている。さらにこれらの微小なき裂の伝ば挙動は

腐食環境中の長いき裂の $da/dN - \Delta K$ 関係であり、鎖線は $R=0.1$ の空中での長いき裂の関係である。き裂長さが短い領域(約0.6mm以下)で微小なき裂の伝ば速度は長いき裂

材料微視組織の影響を直接的に受けるため、この影響の検討より材料開発の指針を得ることができる。材料の疲労寿命の統計的なばらつきも、その大部分が微小き裂の伝ば挙動に起因するとみなされる。この他、材料中のマイクロ欠陥の強度に対する影響は、直接的に微小き裂の挙動をもとに定量的に評価される。これらの微小き裂の挙動をもとにした疲労の解析は新しい手法であり、本報で述べたように、疲労問題に対する新しい切り口を与える。現在、その学問的基礎が確立しつつあり、大いに発展が期待できる。

文 献

- 1) 西田新一：機械機器破損の原因と対策，(1986)，p.4 [日刊工業新聞社]
- 2) C. Laird：Fatigue and Microstructure，(1979)，p.149 [ASM]
- 3) P. Neumann and A. Tonnessen：Small Fatigue Cracks，ed. by R.O. Ritchie and J. Lankford，(1986)，p.41 [AIME]
- 4) K. Tanaka and T. Mura：Metall. Trans.，A，**13**(1982)，p.117
- 5) P.J.E. Forsyth：Proc. Cranfield Symp. Crack Propagation，(1962)，p.76 [Cranfield College of Aeronautics]
- 6) L.F. Coffin：Trans. ASME，**76** (1954)，p.931
- 7) S.S. Manson：NACA Rep.，(1954) 2933，p.1
- 8) L.F. Coffin：Fatigue and Microstructure，ed. by M. Meshii，(1979)，p.1 [ASM]
- 9) R.O. Ritchie：Met. Sci.，**11** (1977)，p.368
- 10) P.C. Paris and F. Erdogan：Trans. ASME，J. Basic Eng.，**85** (1963)，p.528
- 11) 田中啓介：疲労強度学 (西谷弘信編)，(1985)，p.151 [オーム社]
- 12) W. Elber：ASTM STP No. 486 (1971)，p.230
- 13) K. Minagawa and A.J. McEvily, Jr.：Scripta Met.，**15** (1981)，p.633
- 14) R.O. Ritchie, S. Suresh and C.M. Moss：Trans. ASME，J. Eng. Mater. Technol.，**102** (1980)，p.294
- 15) S. Suresh and R.O. Ritchie：Fatigue Crack Growth Threshold Concepts，ed. by D. Davidson and S. Suresh，(1984)，p.227 [ASM]
- 16) 中井善一，田中啓介，山下道雄：材料，**31** (1982)，p.1121
- 17) 中井善一，田中啓介，川島理生司：材料，**33** (1984)，p.1045
- 18) S. Taira, K. Tanaka and M. Hoshina：ASTM STP No. 675，(1979)，p.135
- 19) K. Tokaji, T. Ogawa, Y. Harada and Z. Ando：Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.，**9** (1986)，p.1
- 20) K. Tokaji and T. Ogawa：Short Fatigue Cracks，ed. by K.J. Miller and E.R. de los Rios，(1992)，p.85 [Mech. Eng. Publ. Ltd.]
- 21) K. Tanaka：JSME Inter. J.，**35** (1987)，p.1
- 22) K. Tanaka, T. Hoshida, A. Yamamoto and S. Taira：Fatigue Eng. Mater. Struct.，**2** (1979)，p.181
- 23) 星出敏彦，田中啓介，仲田摩智：材料，**31** (1982)，p.566
- 24) K. Tanaka, Y. Akiniwa, Y. Nakai and R.P. Wei：Eng. Fract. Mech.，**24** (1986)，p.803
- 25) K. Tanaka, M. Kinefuchi and T. Yokomaku：Short Fatigue Cracks，ed. by K.J. Miller and E.R. de los Rios，(1992)，p.351 [Mech. Eng. Publ. Ltd.]
- 26) 田中啓介，秋庭義明，中尾真也，杵渕雅男：日本機械学会論文集 (A編)，**56** (1990)，p.715
- 27) 中沢 一，本間寛臣：金属の疲労強度，(1982)，p.23 [養賢堂]
- 28) M.F. Garwood：Interpretations of Tests and Correlation with Service，Correlation of Laboratory Tests and Service Performance，Amer. Soci. Mat.，(1951)，p.1
- 29) 横幕俊典，杵渕雅男，養方康郎：材料，**40** (1991)，p.1415
- 30) S. Kawachi, K. Yamada and T. Kunio：Short Fatigue Cracks，ed. by K.J. Miller and E.R. de los Rios，(1992)，p.440 [Mech. Eng. Publ. Ltd.]
- 31) 山田邦博，國尾 武：日本機械学会論文集 (A編)，**45** (1989)，p.440
- 32) 外山和男，栗田真人：日本材料学会第211回疲労部門委員会研究討論会資料，(1992)，p.1
- 33) 阿部 隆，三瓶哲也，大鈴弘忠，小指軍夫：鉄と鋼，**70** (1984)，p.1459
- 34) 水井正也，高橋 学：材料とプロセス，**5** (1992)，p.1867
- 35) 長江守康，加藤昭彦，香川裕之，栗原正好，岩崎紀夫，稲垣裕輔：鉄と鋼，**68** (1982)，p.1430
- 36) M.R. Michell：Fatigue and Microstructure，ed. by M. Meshii，(1979)，p.385 [ASM]
- 37) H. Neuber：Kerb spannungs lehre，(1958)，p.164 [Springer]
- 38) 秋庭義明，田中啓介：日本機械学会論文集 (A編)，**53** (1987)，p.393
- 39) K. Tanaka and Y. Akiniwa：Eng. Fract. Mech.，**30** (1988)，p.863
- 40) 西谷弘信：日本機械学会論文集 (A編)，**45** (1983)，p.1353
- 41) K. Tanaka, Y. Nakai and M. Yamasita：Int. J. Fract.，**17** (1981)，p.519
- 42) M.H. Haddad, K.N. Smith and T.H. Topper：Trans. ASME，J. Eng. Mater. Tech.，**101** (1979)，p.42
- 43) J. Gurland：ASTM STP No. 504，(1972)，p.108
- 44) Y. Murakami and T. Endo：INT. J. Fatigue，**2** (1980)，p.23
- 45) 村上敬宜，遠藤正浩：材料，**35** (1986)，p.911
- 46) S. Aoyama, H. Namikawa, M. Ito and S. Iwanaga：X-Ray Study on Strength and Deformation of Metals，(1971)，p.59 [日本材料学会]
- 47) 材料強度部門委員会：材料，**25** (1976)，p.1010
- 48) 早山 徹：日本機械学会論文集 (A編)，**41** (1975)，p.721
- 49) K. Ohji：Residual Stresses-III，ed. by H. Fujiwara, T. Abe and K. Tanaka，(1992)，p.447 [Elsevier]
- 50) R.P. Wei and G.W. Simmons：Int. J. Fract.，**17** (1981)，p.235
- 51) 中井善一，大路清嗣：日本材料学会第20回疲労シンポジウム前刷集，(1990)，p.246
- 52) K. Endo, K. Komai and K. Minoshima：Proc. Fatigue，'81，(1981)，p.77
- 53) 駒井謙治郎，喜多禎人，遠藤吉郎：日本機械学会論文集 (A編)，**49** (1983)，p.1029
- 54) 中井善一，赤木秀成，北村靖彦，大路清嗣：日本機械学会論文集 (A編)，**55** (1989)，p.1724
- 55) R.P. Gangloff：Res Mechanics Letters，**1** (1981)，p.299
- 56) Y. Nakai, K. Tanaka and R.P. Wei：Eng. Fract. Mech.，**24** (1986)，p.433