

# 低炭素鋼疲労き裂の発生・進展に及ぼす材料組織の影響

北野 智靖\*・田川 哲哉\*<sup>2</sup>・栗飯原 周二\*<sup>3</sup>・宮田 隆司\*<sup>2</sup>

Influence of Microstructures on Fatigue Crack Initiation and Propagation in Low-carbon Steel

Tomoyasu KITANO, Tetsuya TAGAWA, Syuji AIHARA and Takashi MIYATA

**Synopsis :** The influence of microstructures on fatigue crack initiation and threshold behavior of crack growth in large fatigue crack was investigated using notched specimens and CT specimens. Three different microstructure of low carbon steels simulated heat affected zone of welds were prepared. The crack initiation behavior for each materials were also discussed from fractographic examination and *in situ* observation tests in SEM with notched fatigue specimens. Bainitic microstructures showed higher threshold stress intensity factor range for fatigue crack growth than ferritic microstructure. The difference in threshold level between microstructures tested would be mainly resulted from the crack closure, but the influence of microstructures on large fatigue crack growth could not be described only in terms of crack closure mechanism. On the other hand, the small crack region which occupied the most of fatigue life was affected by microstructures. Particularly, the effects of microstructure on the shape and growth of Stage I fatigue crack. The Stage I fatigue crack size is almost correspondent with the microstructural unit size, i.e grain size or lath packet size.

**Key words :** low carbon steel ; crack initiation ; crack growth ; threshold stress intensity factor range ; crack closure ; fatigue life ; Stage I fatigue crack ; Stage II fatigue crack.

## 1. 緒言

鋼構造物では鋼材の各種高張力化が進んできている。しかし、高張力化による静的強度の増加に比較して疲労強度の上昇量は小さいため、より一層の疲労強度の改善が望まれている。

一般に金属の疲労過程は、き裂発生までの過程とき裂の進展過程とに分けられる。材質的欠陥に敏感な高強度材や、応力集中が著しく高い場合を除けば、疲労き裂はすべり帯の形成による突き出し／入り込み部分の応力集中により生じ、数結晶にわたる結晶方位依存型の初期進展の後、き裂端の鈍化と再先鋭化を繰り返す巨視的き裂進展に移行するとされている<sup>1)</sup>。この巨視的き裂の進展過程は応力拡大係数  $K$  による記述が可能であり、材料組織に鈍感であるといわれている<sup>2)</sup>。しかし、進展の下限界においてはき裂開閉口挙動に及ぼす組織形態の影響に起因して材料組織の影響が現れてくる<sup>3-6)</sup>。また、微小き裂の特異な挙動に関して多くの研究がなされており結晶粒界や第二相の影響<sup>7-10)</sup>、あるいは微小き裂の開閉口挙動<sup>11-15)</sup>などに関して様々な知見が得られている。しかし、今日の鉄鋼材料にみられる各種組織形態が、き裂の生成段階も含めた疲労の各過程に及ぼす影響に

ついては体系的に明らかになっていない。

海洋構造物などの大型鋼構造における破壊事例は、脆性破壊も含めその原因は止端部やアンダーカットなどの応力集中部が存在する溶接部および熱影響部に生じた疲労き裂による場合が少なくない。溶接熱影響部には種々の組織が混在するため、そこでの疲労損傷を議論する場合には各過程における微視組織の影響を明らかにする必要がある。本研究では、溶接止端部程度の応力集中の下でのき裂の発生状況、巨視的疲労き裂の進展速度および進展下限界に及ぼす微視組織の影響を検討した。さらに電子顕微鏡観察下での疲労試験を行い、疲労の過程をその場観察した。

## 2. 供試材および実験方法

供試材は低炭素高張力鋼に準じた実験室溶解鋼でその化学成分を Table 1 に示す。鋼材は熱間圧延の後、1250°C で 1

Table 1. Chemical composition of steel tested.(wt%)

C	Si	Mn	P	S	Al
0.08	0.18	1.59	0.003	0.003	0.002

平成9年1月30日受付 平成9年3月7日受理 (Received on Jan. 30, 1997; Accepted on Mar. 7, 1997)

\* 名古屋大学大学院 (Graduate Student, Nagoya University, Furo-cho Chikusa-ku Nagoya 464-01)

\* 2 名古屋大学工学部 (Faculty of Engineering, Nagoya University)

\* 3 新日本製鐵(株)鉄鋼研究所 (現:名古屋技術研究部) (Steel Research Laboratories, now Nagoya R&D Lab., Nippon Steel Corp.)

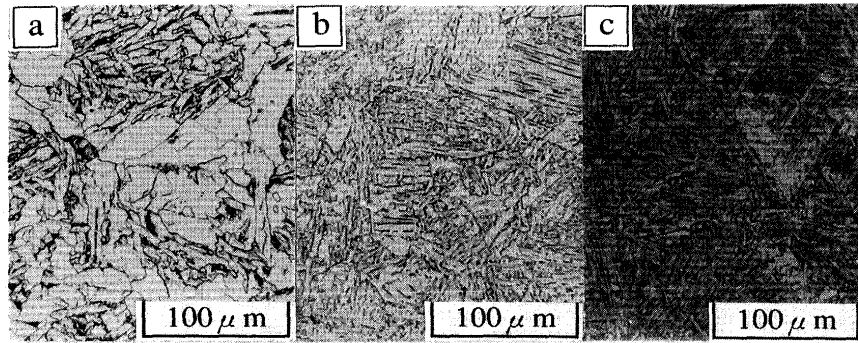


Fig. 1. Microstructures of steels tested.  
(a) Steel A. (b) Steel B. (c) Steel C.

Table 2. Mechanical properties of steels tested.

	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_u$ (MPa)	Hv
Steel A	371	522	170
Steel B	454	608	191
Steel C	544	749	272

時間加熱し、空冷、油冷、水冷の3種類の冷却方法により各種組織を有する鋼を得た。Fig. 1に各組織の組織写真を示す。空冷材が、フェライト・パーライト・アシキュラーフェライトの混合組織、油冷材が、フェライトサイドプレート・アシキュラーフェライト・上部ベイナイトの混合組織、水冷材が、上部ベイナイト・下部ベイナイト・マルテンサイトの混合組織となっている。Table 2に各組織の機械的性質を示す。強度、硬さともに冷却速度の増加に従い、上昇している。以下、空冷材をSteel A、油冷材をSteel B、水冷材をSteel Cとする。

巨視き裂の進展試験はASTM規格<sup>16)</sup>に準拠し板厚10mm、幅50.8mmのコンパクト形試験片を用いて行った。試験では荷重制御により応力比0.1、繰返し速度20Hzの正弦波を負荷した。き裂長さの測定は移動顕微鏡により行った。疲労予き裂導入後、 $\Delta K$ 漸減試験により $\Delta K_{th}$ を測定した後、荷重一定試験による $\Delta K$ 漸増試験を行い各組織の疲労き裂進展特性を調べた。き裂開口挙動は試験片の背面に接着した歪みゲージを用いて除荷弾性コンプライアンス法により測定した。さらにSteel A、Steel Cについてはき裂が完全に開口した状態での材料間の比較のため、応力比0.8での試験も行った。

各供試材のS-N特性はFig. 2 (a)に示す円周切欠引張試験片を用いて評価した。この切欠試験片の軸荷重下での弾性応力集中係数 $K_t$ は1.89である。切欠底は機械加工層を除去するため化学研磨により $20\mu\text{m}$ 程度除去し、バフ研磨により鏡面に仕上げた。さらに、破壊後の破壊発生点と組織の対応を検討するため、5%ナイトール液でエッチング後試験に供した。試験では曲げ応力の影響を極力除去するためにINSTRON社製自動調芯治具を用い、荷重制御により応力比0.1、繰返し速度20Hzの正弦波を負荷した。破断後の破面は走査型電子顕微鏡により観察し、各組織形態についてす

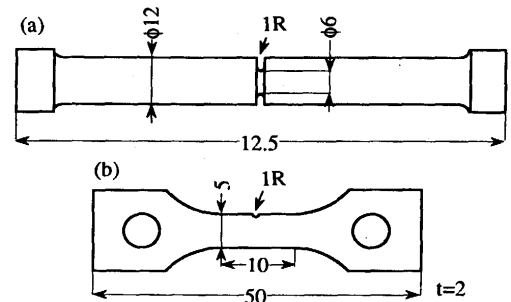


Fig. 2. Specimens (unit in mm).  
(a) 1mmR notched round bar specimen.  
(b) 1mmR semicircular single edge notched plate specimen.

べり型せん断き裂(以降Stage I き裂と呼ぶ)の発生する組織、Stage I き裂の形態を調べた。さらに、これらの疲労き裂発生箇所や形態と組織の対応を明確にするため、破面の中でStage I き裂を含む領域の試験片縦断面を観察した。観察に際し、切断面と破面角部のだれ防止のため破面にNiメッキを施した後、Stage I き裂を狙い切断し、切断面を研磨、腐食した後、走査型電子顕微鏡により観察した。破面上での切断線の位置関係は、あらかじめ観察したStage I き裂部近傍の切欠底組織と切断面で観察された組織の対応より判断した。

さらに疲労損傷の初期過程を連続的に観察するために、電子顕微鏡観察下での疲労試験を行った。用いた試験片形状をFig. 2 (b)に示す。観察部には切欠底半径1mmの片側半円切欠を設け、切欠底および試験片表面は化学研磨およびバフ研磨により鏡面に仕上げた後、10%ナイトールによりエッチングした。試験ではINSTRON社製電子顕微鏡内油圧サーボ試験装置を用い、荷重制御により応力比0.1、繰返し速度20Hzの正弦波を負荷し、適宜負荷を中断し、き裂の発生および初期進展の様子をその場観察した。

### 3. 試験結果と考察

#### 3・1 巨視き裂進展特性

Fig. 3 (a)に応力比 $R=0.1$ および $R=0.8$ におけるき裂進展速度 $da/dN$ と応力拡大係数範囲 $\Delta K$ の関係を示す。 $10^{-9}$

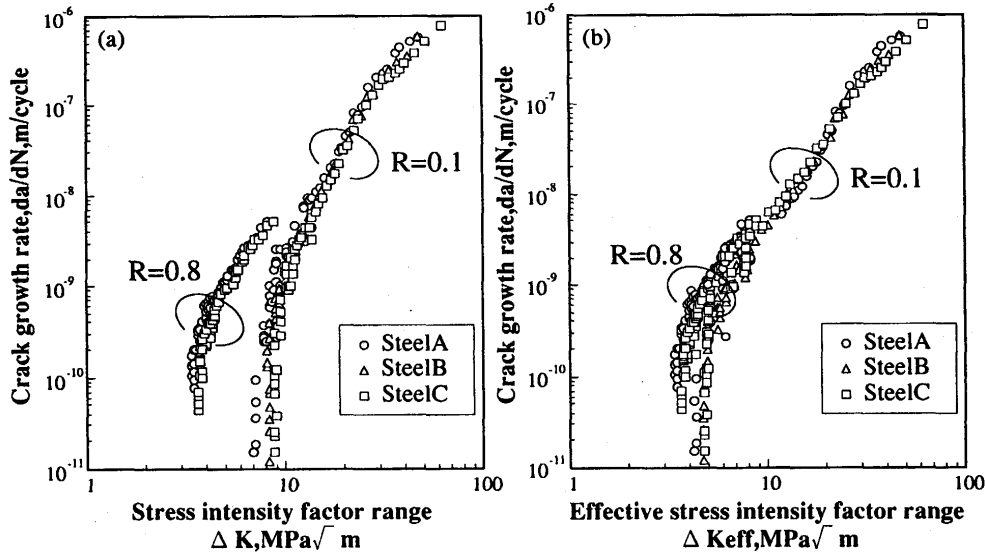


Fig. 3. Fatigue crack growth behavior at R=0.1 & 0.8.  
(a)  $da/dN-\Delta K$ . (b)  $da/dN-\Delta K_{eff}$ .

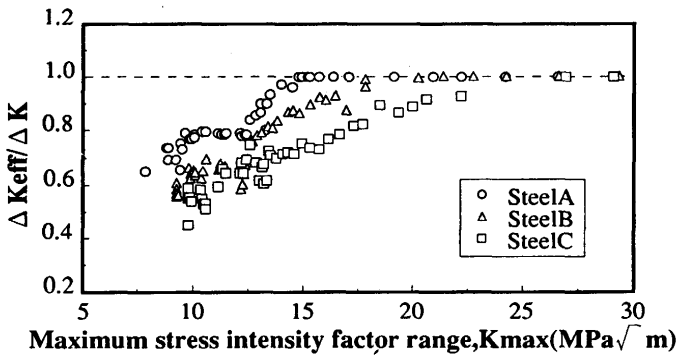


Fig. 4. Crack closure behavior at R=0.1.

m/cycle以上の進展速度では、き裂進展速度に材料間の顕著な差異はみられず、材料によらず $da/dN-\Delta K$ 関係はほぼ1つの直線となっていることがわかる。進展速度が $10^{-9}$ m/cycleより小さくなると、徐々に材料間に差異が現れるが、いずれの応力比においてもフェライト組織主体のSteel Aのき裂進展速度が最も高速側に位置し、Steel BがSteel AとSteel Cの中間の値を示す。材料間の差異はき裂進展下限界 $\Delta K_{th}$ 付近において大きくなるが、R=0.8の場合に比較してR=0.1の場合に顕著である。従って、この差異はき裂の開閉挙動に及ぼす影響が材料組織によって異なるためであると考えられる。背面除荷弾性コンプライアンス法により測定したき裂開口率( $U=\Delta K_{eff}/\Delta K$ )と $K_{max}$ の関係をFig. 4に示す。材料間ではSteel Cのき裂開口率が最も低く、ベイニティックな組織はき裂開口を起し易いことが明らかとなった。除荷弾性コンプライアンス法により測定した実質的にき裂開口に寄与している荷重振幅より算定した有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{eff}$ でき裂進展速度を整理した結果をFig. 3 (b)に示す。き裂閉口挙動が観察されなかった応力比0.8の実験結果と $\Delta K_{eff}$ で整理した結果はほぼ一致しており、応力比の巨視的な疲労き裂進展特性に及ぼす影響は従来から知られて

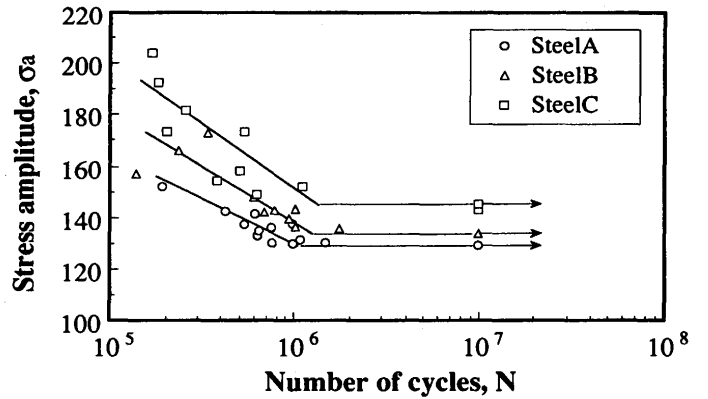


Fig. 5. S-N curve for 1mmR notched round bar specimens.

いるとおり主にき裂開閉挙動によるものであることがわかる<sup>5,17)</sup>。しかし、応力比R=0.8での試験では、き裂閉口挙動が観察されなかったにもかかわらず、常にSteel Aのき裂進展速度がやや高速側に位置しており、ベイニティックな組織のき裂進展下限界が高くなる傾向がみられる。

### 3・2 S-N特性および破面形態

Fig. 5に各供試材の切欠丸棒疲労試験における負荷応力振幅 $\sigma_a$ と破断繰返し数の関係を示す。 $\sigma_a$ は実断面の公称値で示している。いずれの材料も破断寿命が約 $10^6$ 回を越えると疲労限を示した。疲労限( $\sigma_w$ )は静的強度の高い順に高いが引張強さ( $\sigma_u$ )に対する比( $\sigma_w/\sigma_u$ )はSteel Aが0.25, Steel Bが0.22, Steel Cが0.19となり静的強度に対する比率で見るとベイニティックな組織ほど疲労限は低くなった。

Fig. 6に各組織における疲労き裂発生部付近の破面写真を示す。いずれの組織においても疲労き裂の発生部には引張軸から傾いた比較的平坦な面で構成された破面がみられ、初期のき裂進展とその後のき裂進展による破面は明確に区別することができる。この平坦な破面には平行な稜線模様

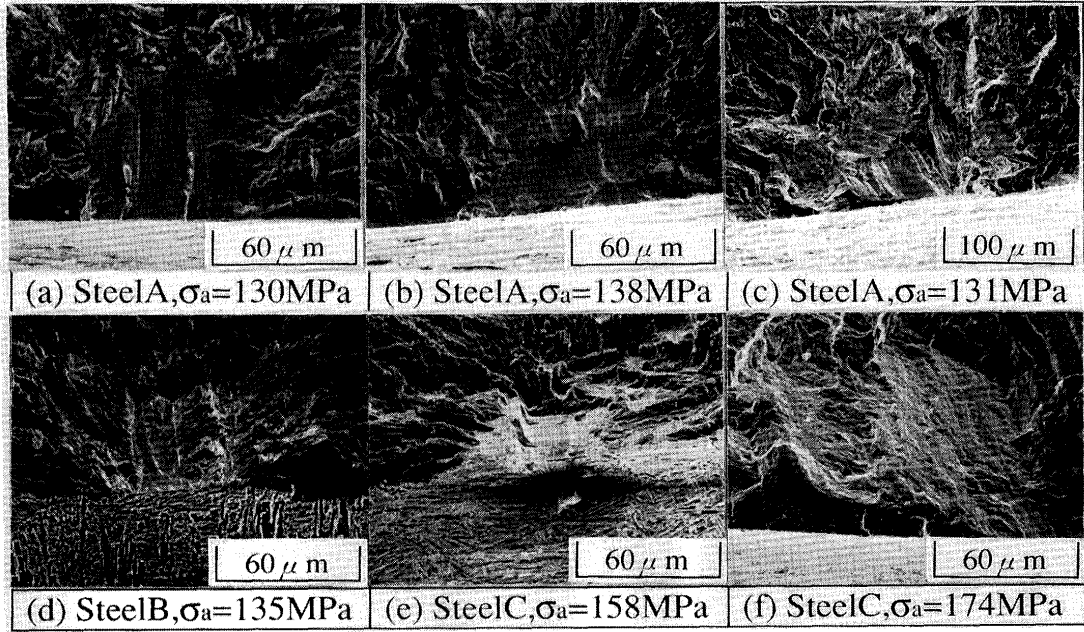


Fig. 6. Fractographs of fatigue crack initiation in 1mmR notched round bar specimens.

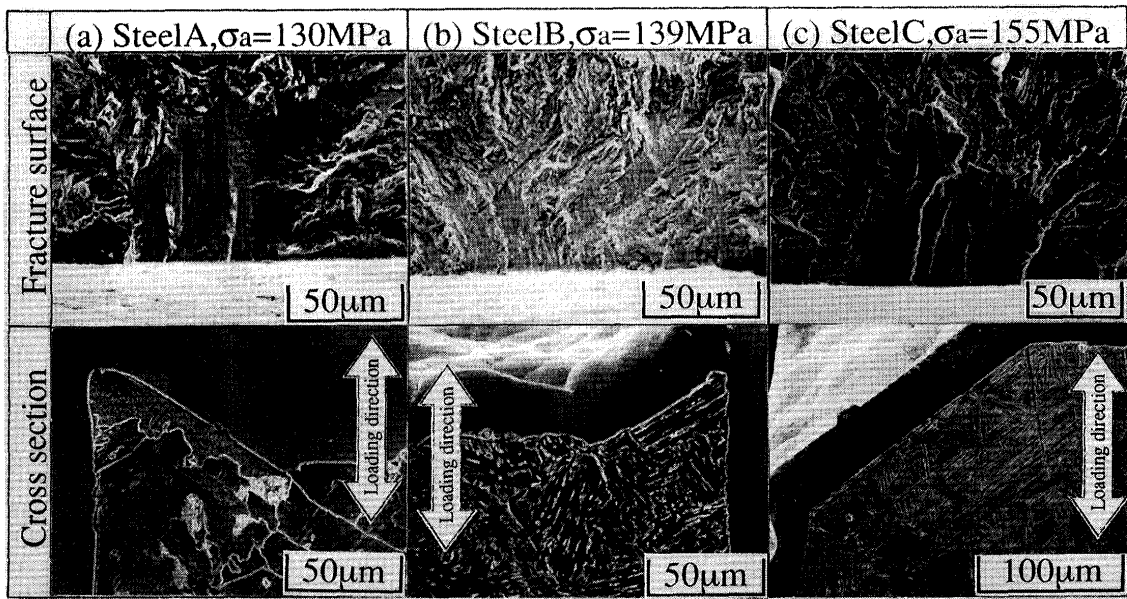


Fig. 7. Cross sectional views of Stage I fatigue cracks.

がみられるが、これに類似した破面が低合金鋼や低炭素鋼について観察されており、それらの稜線の方向はすべりの方向に沿っていることが示されている<sup>9,18)</sup>。従って、これらの破面はせん断型の進展をしたStage I き裂と考えてよいものと思われる。このせん断型のStage I き裂の形態や大きさは各供試材により異なっており、組織の影響を強く受けているようである。フェライト組織が主体のSteel Aでは、フェライト組織の形態を反映した半円形や正方形のものが多い。Steel AにおけるStage I き裂はFig. 6 (b), (c)に示すように負荷レベルによってはすべりの方向を変えながら連続的に2~3結晶粒にわたって進展したものもみられる。フェライト・ベイナイト混合組織のSteel BではFig. 6 (d)に

示すようにラス状組織あるいは針状フェライトに沿って発生したと思われるStage I き裂が観察された。ベイナイト主体のSteel CにおいてもSteel Bと類似した破面が観察された(Fig. 6 (e))。ベイナイトを含む材料に生じたStage I き裂はフェライト組織主体の材料と比較して針状のラス組織の形態を反映した細長いものが多い傾向にある。

Fig. 7にStage I き裂の縦断面観察写真を示す。いずれの材料もStage I き裂は引張軸に対して約45度に傾いており、せん断力に起因したき裂であることがわかる。Steel Aではフェライト粒中をすべりき裂が進展していることがわかる。一方、Steel B, Steel CではStage I き裂直下の組織は最大せん断応力の方向に方向性を示しており、最大せん断力の

方向とラス方位が一致した結晶で優先的にき裂が発生したものと考えられる。また、ベイナイト主体のSteel CではStage I き裂の大きさ(深さ)が他に比較して大きく、このことがSteel Cの疲労限の静的強度比率の低い一因であると考えられる。

Fig. 8に各試験片の破面上で観察されたStage I き裂の最大寸法と負荷応力振幅の関係を示す。Stage I き裂寸法としてStage I き裂進展領域の深さを最大主応力面への投影長さとして計測した。Stage I き裂寸法はSteel B, Steel Cでは負荷荷重により大きくは変化しないのに対して、フェライト主体のSteel Aでは荷重増加にともなう最大Stage I き裂寸法の減少がみられる。Steel AのStage I き裂進展は組織単位寸法との対応より、高荷重時には1結晶に限られるのに対して、負荷レベルが低い場合には2から3結晶粒にわたってせん断型進展した後、巨視的なき裂進展を開始するためであると考えられる。戸椋ら<sup>14)</sup>もフェライト組織主体の材料においてせん断型の領域が一結晶にとどまらず数結晶に及ぶ場合があることを報告している。一方、Steel BやSteel CではStage I き裂がすべりの方向を変えて連続的に複数の結晶を進展したものは観察されない。従って、Steel B, Steel Cといったベイニティックな組織におけるStage I き裂進展は1組織単位に限られていることが示唆される。これらのことから、ベイニティックな組織はフェライト組織と比較

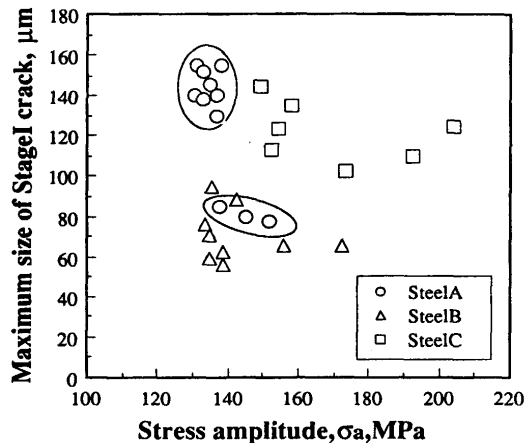


Fig. 8. Effect of stress level on maximum size of Stage I fatigue crack.

して結晶粒界でのStage I き裂進展に対する抵抗が高くStage I き裂が複数の結晶にわたって進展することがないため、結晶粒界で起こるせん断型から開口型へというき裂進展機構の変化に対する抵抗力が疲労強度を決めていると考えられる。

### 3・3 電顕内負荷によるき裂発生および初期進展観察

Steel Aに対して行った走査型電子顕微鏡内繰返し負荷による切欠底の状態変化をFig. 9に示す。疲労寿命の極初期にFig. 9 (a)に示すような細いすべり線がフェライト粒内に観察される。すべり線の方向は結晶ごとに異なり、1結晶分を貫く形で観察される。その後は、このような繰返しによる損傷を受けた部分が切欠底全体に拡大した後、いくつかの結晶でFig. 9 (b)のような開口型のき裂へと移行する。その後もこれらの開口型のき裂が直ちに進展するのではなく切欠底表面全体の損傷の程度がき裂成長に十分な程に拡大した後、開口型のき裂が急速に進展を開始し、いくつかのき裂が成長・合体することにより破断に至る。Steel B, Steel Cにおいてはき裂がラス状組織に沿って生成し、破断に至る過程はSteel Aと同様で、開口型き裂の進展寿命が全疲労寿命に占める割合は少ない。

Fig.10に切欠底から発生したき裂が板厚を貫通した後、試験片側面からき裂の進展と組織の対応を観察した結果を示す。Fig.10(a)はSteel A, Fig.10(b)はSteel Cの結果である。フェライト組織のSteel Aではき裂先端にすべり線を伴いながらき裂が進展し、き裂先端に生じているすべり線の方向に沿ってき裂は蛇行する傾向にあり、この観察例では前方にあるパーライトを迂回するようにき裂が進展している様子がわかる。一方、ベイナイト主体の組織であるSteel Cではラス組織の方向と最大主応力の方向が一致していない部分においてはき裂は針状の炭化物を迂回しながら蛇行を繰返して進展しているが、ラス組織と主応力の方向がほぼ一致した部分ではき裂は直線的に組織方向に沿って進展していることがわかる。組織形態に依存する不規則な進展は、き裂が微小でき裂進展速度の小さい領域で顕著になる。

4・1節で示したように、巨視き裂の進展挙動における材料組織の影響は小さい。しかし応力集中係数がそれ程高くない状況での繰返し負荷によるき裂の発生および初期進展

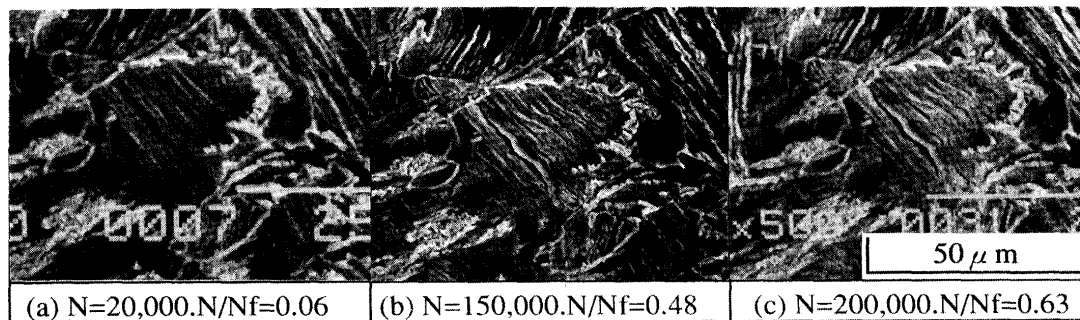


Fig. 9. Change in the surface states of notch root at about 1.1 times the fatigue limit stress. Steel A,  $\sigma_a = 142\text{MPa}$ ,  $N_f = 3.14 \times 10^5$ .

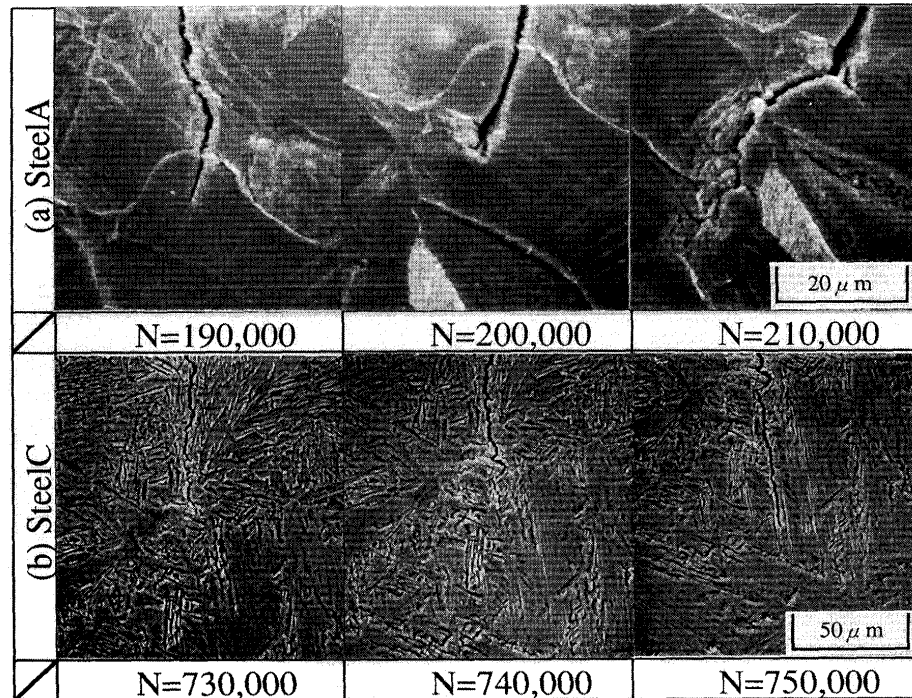


Fig. 10. Observation of small fatigue crack growth.

過程は、全寿命に対する割合が非常に大きく、かつ組織の影響を強く受けるようである。実構造物においても応力集中が嚴重に管理される場合には、巨視的なき裂の進展過程よりもむしろき裂の発生過程や初期進展の過程が重要になる。従って組織形態の適切な選択により疲労特性の改善が図られる可能性がある。疲労限とStage I き裂の進展特性、巨視き裂の進展下限界特性との関係については、次報以降で検討する。

#### 4. 結言

溶接部及び熱影響部にみられる典型的な組織を対象として、材料組織の影響が大きいとされるき裂の生成過程および進展下限界を調査した。両過程においてみられた微視組織の影響を以下にまとめる。

(1) 巨視き裂の進展下限界においてベイニティックな組織のき裂進展抵抗はフェライト組織と比較して高い。これは主にはき裂開閉口挙動によるものである。

(2) き裂閉口が起こらない高応力比での試験においてもベイニティックな組織のき裂進展抵抗はフェライト組織と比較して若干高い。

(3) 応力集中係数1.89の試験片においては、本供試材の範囲では、いずれの組織においても疲労き裂発生部にはStage I き裂がみられる。

(4) フェライト・パーライト組織におけるStage I き裂寸法は荷重依存性を示し、高応力時には1結晶、低応力時には2～3結晶に渡って進展する場合がある。

(5) 初析フェライト・ベイナイトの混合組織ではフェライト組織でStage I き裂が生成し、ベイナイト・マルテンサイト混合組織ではベイナイトのラス組織においてStage I き裂が生成し、その進展は一組織単位に限られる。

(6) ベイニティックな組織では比較的大きいStage I き裂が生成するため、静的強度の上昇量と比較して疲労強度の上昇が小さい。

#### 文 献

- 1) P.J.E.Forsyth: Acta Metall., **11** (1963), 703.
- 2) 城野政弘: 材料, **43** (1994), 587.
- 3) J.Masounabe and J.P.Bailon: Scripta Met., **10** (1976), 165.
- 4) Y.Nakai, K.Tanaka and T.Nakanishi: Eng. Fract. Mech., **15** (1981), 291.
- 5) 菊川 真, 城野政弘, 近藤良之: 材料, **30** (1981), 276.
- 6) 中井善一, 田中啓介, 山下道雄: 材料, **31** (1982), 69.
- 7) D.Taylor and J.F.Knott: Fatigue Eng. Mater. Struct., **4** (1981), 147.
- 8) 戸梶恵郎, 小川武史, 原田行雄, 安藤善司: 材料, **34** (1985), 34.
- 9) 戸梶恵郎, 小川武史, 大迫修二: 日本機械学会論文集, **54** (1988), 884.
- 10) 黒木 孝, 山田邦博: 日本機械学会論文集, **60** (1994), 1498.
- 11) K.Tanaka, Y.Nakai and M.Yamashita: International Journal of Fracture., **17** (1981), 519.
- 12) 戸梶恵郎, 小川武史, 大迫修二: 日本機械学会論文集, **53** (1987), 200.
- 13) 秋庭義明, 原田昭治, 宮田恭介, 山下貴幸: 日本機械学会論文集, **59** (1993), 245.
- 14) 戸梶恵郎, 小川武史, 原田行雄: 材料, **35** (1986), 66.
- 15) 戸梶恵郎, 小川武史, 青木哲哉: 材料, **37** (1988), 72.
- 16) ASTM Standards E647-88.
- 17) 大塚昭夫, 森 要, 宮田隆司, 山本 暁: 日本機械学会論文集, **42** (1976), 1313.
- 18) 浅見克敏, 寺沢正男: 材料, **30** (1981), 49.