

低炭素鋼切欠材の疲労強度に及ぼす材料組織の影響

北野 智靖*・田川 哲哉*²・粟飯原 周二*³
M. D. Chapetti*²・宮田 隆司*²

Influence of Microstructures on Non-propagating Behavior of
Fatigue Crack in Notched Specimens of Low-carbon Steel

Tomoyasu KITANO, Tetsuya TAGAWA, Syuji AIHARA, Mirco Daniel CHAPETTI and Takashi MIYATA

Synopsis : The influence of microstructure on non-propagating behavior of fatigue crack below the fatigue limit was investigated using low carbon steels with three different microstructures simulated heat affected zone of welds. Notched round bar specimens with different stress concentration factors were fatigued under axial loading at the stress ratios $R = -1$ (tension-compression). Fractographic and metallographic observations of non-propagating cracks at the stress level below fatigue limit were examined, and correlation between non-propagating crack and microstructures was investigated. Non-propagating cracks could be classified as Stage I or Stage II, depending on the microstructure and notch root radius. In the case of dull-notched specimens, where the notch factor in fatigue is proportional to stress concentration factor, the non-propagating crack is Stage I type regardless the microstructure, although Stage II type cracks were observed in sharp notched specimens for particular materials. The criteria for both Stage I and Stage II type non-propagating crack were discussed on the basis of the point stress model and fracture mechanics.

Key words : low carbon steel ; non-propagating crack ; notch ; stress concentration factor ; fatigue limit ; Stage I fatigue crack ; Stage II fatigue crack ; point stress model ; fracture mechanics.

1. 緒言

鋼構造物の破壊事例は、溶接部などに生じた応力集中部から発生した疲労き裂が起点となる場合が少なくない。大型構造物における疲労損傷防止の観点から見ると、溶接部に生じた種々の組織形態と材料の疲労特性との関係を知ることが重要である。

金属材料の疲労強度(平滑材)に関しては、疲労限 σ_{w0} と結晶粒径 d の間に次式に示すPetch型の関係が成立することが知られており、転位の平均自由行程に関係する結晶粒径 d またはその他の材料組織パラメータが停留き裂寸法と関係づけられる場合が多い¹⁾。

$$\sigma_{w0} = \sigma_f + k_f \cdot d^{-1/2}$$

固溶強化、析出強化といった強化法や結晶を細粒化することによる疲労強度の改善は上式中の材料パラメータ σ_f , k_f の向上に対応すると考えられている¹⁻⁴⁾。一方、鉄鋼材料の疲労限では多くの場合、微視的な疲労き裂は既に生成しており、それらのき裂の進展限界が疲労限に対応すると言われている⁵⁾。しかし、疲労限で停留するき裂は、応力集中係

数あるいは切欠の曲率半径の影響を強く受け、その形態に差異が生じることが切欠試験片の結果から示されている⁵⁻⁸⁾。応力集中係数の高い切欠試験片の疲労限では、試験片の破断に対応する限界応力 σ_{w2} とStage IIき裂の生成限界に対応する限界応力 σ_{w1} が定義されており、一般に数百ミクロンのStage IIき裂の停留が疲労限を決定しているとされている。一方、フェライト組織で平滑試験片の場合、1結晶程度のStage Iき裂の停留が疲労限を決定しているとする報告もある⁹⁾。疲労における切欠感度の尺度となる鋭い切欠と鈍い切欠の遷移点は応力集中係数の分岐点⁹⁾と呼ばれており、材料組織に依存するとされているが、そのクライテリアを含め系統的に明らかにした例は少ない^{6,10-12)}。また応力集中の程度により疲労限を決定している停留き裂の形態が異なるため、平滑材の疲労強度向上が必ずしも切欠材での疲労特性向上につながらない可能性がある。

溶接部に限らず、TMCPの発達に伴い各種組織を有する材料が増えてきているが、疲労限におけるき裂停留挙動と材料組織の関係は十分明確になっていない。そこで本研究では溶接熱影響部組織を再現した鋼の平滑および切欠試験片の疲労限を調べ、疲労限以下の応力での停留き裂の観察

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.)

を行い、疲労限、停留き裂の形態変化に及ぼす材料組織の影響を検討した。

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および構造用鋼JIS SS400でその化学成分をTable 1に示す。実験室溶解鋼は熱間圧延の後、1250°Cで1時間加熱し、油冷および水冷の2種類の冷却方法によりFig. 1に示す組織を有する鋼を得た。JIS SS400は一般的な球状フェライトとパーライトの混合組織である。また前報¹³⁾と同様、油冷材はフェライトサイドプレート・アシキュラーフェライト・上部ベイナイト混合組織、水冷材が、上部・下部ベイナイト・マルテンサイト混合組織となっている。各組織の機械的性質をTable 2に示す。Table 2には前報¹³⁾で報告した化学成分、組織がほぼ同じ油冷材、水冷材の巨視き裂進展下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} と下限界有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{eff,th}$ についてASTM-648¹⁴⁾に基づいて調べた結果を参考として示す。以下、油冷材をSteel B、水冷材をSteel C、JIS SS400をSS400と呼ぶ。

使用した試験片はいずれも丸棒試験片でFig. 2にその形状を示す。切欠試験片では切欠底半径1mm(応力集中係数 $K_t=1.94$)および2mm($K_t=1.46$)の半円円周切欠を付した。また、平滑試験片としてFig. 2(c)の砂時計型試験片を用いた。切欠底表面は加工の後、フッ化水素による化学研磨及び機械研磨により表面の機械加工層を20 μ m程度除去した。試験に際しては、さらにバフ研磨により鏡面に仕上げ、3%ナイトル液でエッチングを施した。疲労試験には電気油圧サーボ式疲労試験機を用い、球座を設けた取付けジグを用いて曲げ応力を除去した。試験は室温大気中で、繰返

し速度は20~40Hzの荷重制御で完全両振りの軸方向引張圧縮負荷(応力比 $R=-1$)とした。また、 10^7 回強度を疲労限とした。

疲労試験は疲労寿命を求める通常の試験の他、疲労限以下の応力について負荷を行い、停留き裂の観察を行った。疲労限より5~10MPa刻みに低い応力を 10^7 回負荷し、き裂の生成する組織、停留き裂寸法等をSEMにより調査した。さらに一部の試験片においては、停留き裂の試験片内部方向への進展状況を観察するため、試験片を液体窒素温度下でへき開破壊させ破面観察を行った。また停留き裂が組織寸法程度の微小なものである場合には、停留き裂を含む断

Table 2. Mechanical properties of steels tested.

	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	Hv	ΔK_{th} (MPa \sqrt{m})	$\Delta K_{eff,th}$ (MPa \sqrt{m})
Steel B	400	552	181	8.2*	4.3*
Steel C	532	740	288	9*	4.3*
SS400	285	438	127	-	-

note: *, results of steels tested in previous work ^[13]

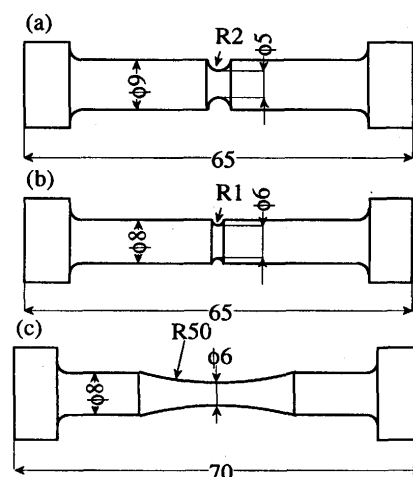


Fig. 2. Specimens. (unit in mm)
 (a) 2mmR notched round bar specimen.
 (b) 1mmR notched round bar specimen.
 (c) Smooth round bar specimen.

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

	C	Si	Mn	P	S	Al
Steel B & C	0.08	0.21	1.50	0.004	0.003	0.031
JIS SS400	0.18	0.23	0.41	0.035	0.021	0.008

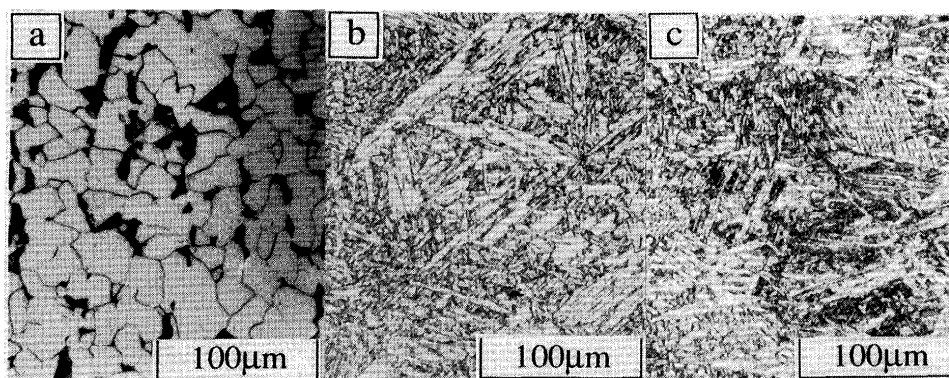


Fig. 1. Microstructures of steels tested.
 (a) SS400. (b) Steel B. (c) Steel C.

面で試験片を切断し、停留き裂と材料組織の関係を試験片内部において調査した。

3. 実験結果および考察

3.1 S-N特性

Fig. 3 に全疲労試験の結果を、Table 3 に疲労限と疲労強度比(疲労限/引張強さ)についての実験結果をまとめて示す。Fig. 3 の応力振幅は実断面公称応力で示してあるが、Table 3 の疲労限および切欠材の疲労強度比に関しては応力集中係数より得られる切欠底表面の値で整理している。平滑材疲労限と材料の引張強さ σ_u には良い相関があることが知られており、引張圧縮負荷における疲労限は $0.5\sigma_u$ 程度となることが報告されている¹⁵⁾。本供試材の結果でもこの関係より大きく異なっていないが、ベイナイト組織主体のSteel Cでは疲労強度比が若干低くなっている。平滑試験片および切欠試験片とも疲労強度比は強度が高くなるほど低い値を示している。

3.2 停留き裂

3.2.1 応力集中係数 $K_t=1.46$ における停留き裂

Fig. 4 に応力集中係数 $K_t=1.46$ の場合に観察された各組織の停留き裂のSEM写真を示す。いずれの組織においても疲労限以下の応力で停留き裂が観察された。SS400では疲労き裂がフェライト結晶粒内で生成しており、多くの場合き裂は粒界もしくはパーライト組織により進展を阻止されている。表面からの観察では隣接する結晶にき裂が進展し、

粒内でき裂が停留したものも見られた。Steel Bでは前オーステナイト粒界に見られる初析フェライト粒において停留き裂が観察され、き裂寸法はき裂の生成した初析フェライトの寸法にほぼ対応している。Steel Cではラス組織に沿っ

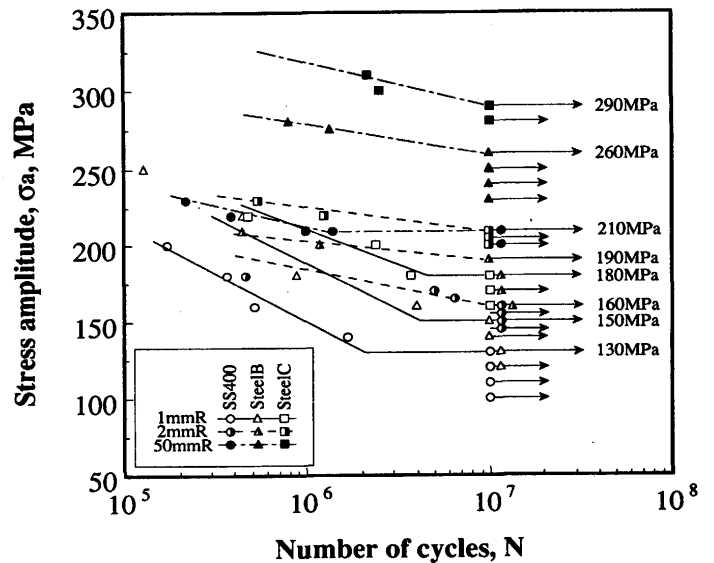


Fig. 3. S-N diagram.

Table 3. Fatigue limit ($K_t\sigma_w$) & Fatigue strength ratio ($K_t\sigma_w/\sigma_{UTS}$).

	50R(Smooth)	2R($K_t=1.46$)	1R($K_t=1.94$)
SS400	210(0.479)	234(0.533)	252(0.576)
SteelB	260(0.503)	277(0.503)	291(0.527)
SteelC	290(0.392)	307(0.414)	349(0.472)

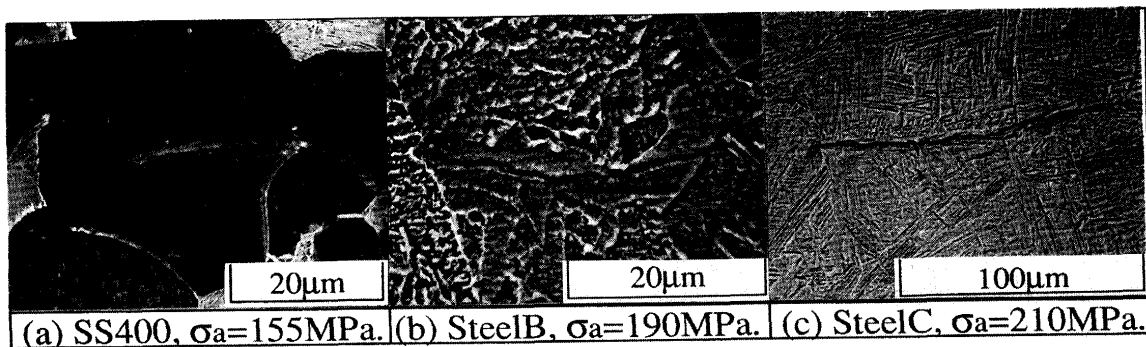


Fig. 4. Non-propagating crack in 2mmR notched round bar specimens.

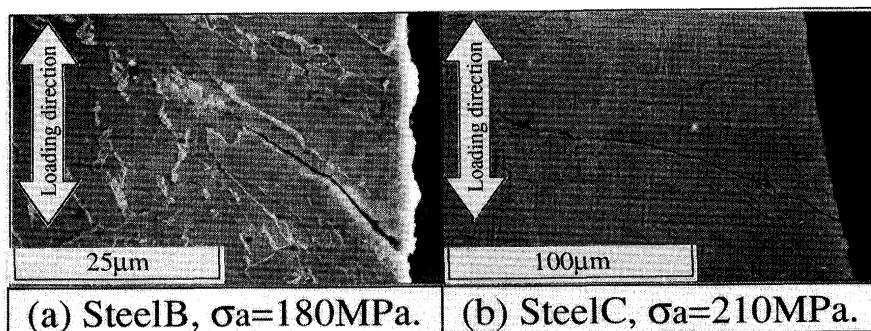


Fig. 5. Cross sectional views of non-propagating crack in 2mmR notched round bar specimens.

てき裂が生成し、ベイナイトラスのサイズが停留き裂の寸法となっている。Fig. 5 に停留き裂の断面組織写真の一例を示す。き裂は荷重軸方向に対して約45度の角度を有しており、これらのき裂が最大せん断応力方向へのすべりに起因したStage I き裂¹⁶⁾であることが示唆される。ベイニティックな組織においては針状のフェライト組織やベイナイトラスに沿ってStage I き裂が進展することが分かる。また、表面からの観察でき裂が隣接する結晶粒に進展し、粒内で停留していた場合でも、内部ではStage I き裂の進展が粒界またはパーライト組織により阻止されていた。従って、 $K_t=1.46$ の場合の停留き裂はStage I のき裂であり、生成したStage I き裂がStage II き裂へ移行する段階で粒界や炭化物といった障壁によって進展を阻止されたものであると考えられる。

3.2.2 応力集中係数 $K_t=1.94$ における停留き裂

Fig. 6 に応力集中係数 $K_t=1.94$ の場合の停留き裂のSEM写真を示す。 $K_t=1.94$ の場合にも低い負荷応力においては $K_t=1.46$ の場合と同様の停留き裂が観察された。しかし、SS400, Steel Cにおいて疲労限直下の応力では巨視的な停留き裂が観察された(Fig. 7)。Fig. 7は試験片を液体窒素温度でへき開破壊させて得られた破面で、写真中に記入した矢印が、へき開破面と疲労破面の境界に対応している。これら巨視的な停留き裂は試験片内部方向に約250 μ m進展した後停留しており、き裂前縁は切欠底に沿って円周状に拡がっている。これは、切欠による応力勾配の影響とき裂開口の誘起により停留したき裂と考えられる。つまり、一般

的に鋭い切欠を有する試験片で観察される停留き裂と同様の機構⁹⁾によりき裂進展に対する駆動力が低下し停留したき裂と考えられる。従って、SS400及びSteel Cでは $K_t=1.94$ の場合にはStage II き裂の進展停止が疲労限を決定していることになる。一方、Steel Bにおいては $K_t=1.94$ の場合でも巨視的に成長した停留き裂は観察されず、 $K_t=1.46$ の場合と同様に組織寸法オーダーのき裂(Stage I き裂)が停留しており、Stage II のき裂へ移行する限界の応力が疲労限を決定している。

3.3 分岐点に及ぼす微視組織の影響

前節までの結果より、本供試材における分岐点(鈍い切欠と鋭い切欠)の曲率半径 ρ_0 ¹⁰⁾に対応する応力集中係数 K_{t0} は、SS400, Steel Cでは1.94以下であるのに対してSteel Bでは1.94以上であることになる。分岐点に関する一般的な傾向としては、強度の高い材料ほど分岐点の切欠半径は小さくなり、切欠に対して敏感になると言われている⁹⁾。しかし、組織形態の影響が大きく、組織形態が異なる本供試材においてはこの傾向は成り立たない。

切欠材の破断に対する疲労限 σ_{wk} は、応力集中により、平滑材の疲労限 σ_{w0} よりも低下する。この低下の程度は、切欠係数 $K_f = \sigma_{w0} / \sigma_{wk}$ により表される。一般に K_f は応力集中係数 K_t より小さく、切欠による疲労限の低下率は応力集中率ほど大きくはない。切欠の鈍い範囲では K_f は K_t にほぼ比例するが、切欠が鋭くなると K_f はほぼ一定の値をとる傾向を示す。Table 3 に示した本実験結果もこの傾向と一致している。これは主に、切欠材の疲労限が切欠底の最大応力のみでは

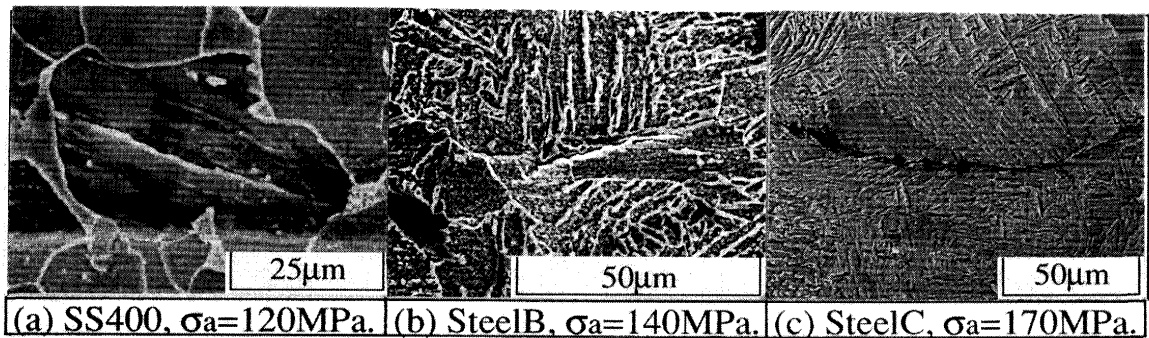


Fig. 6. Microstructurally small non-propagating crack in 1mmR notched round bar specimens.

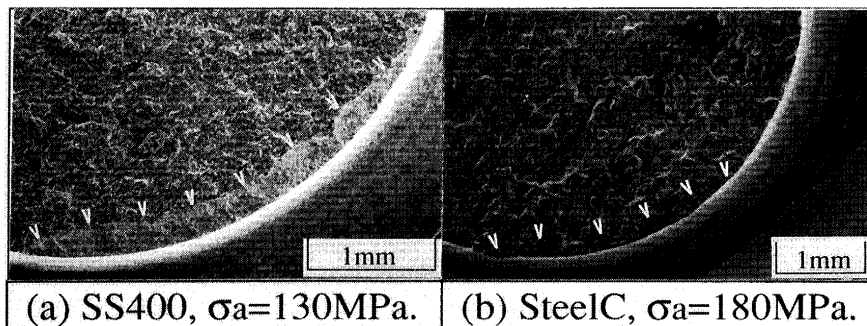


Fig. 7. Circumferential non-propagating crack in 1mmR notched round bar specimens.

なく、材料の組織寸法に依存するある領域(材料組織寸法パラメータ)にわたる応力の状態が重要となるため、材料組織に依存する組織寸法パラメータと応力勾配の相対関係が切欠材の疲労限を決定する重要な要素となる。石橋⁹⁾は、切欠材の疲労限では切欠底からある距離 ϵ_0 離れた点の応力 σ_0 が平滑材の疲労限 σ_{w0} と一致するという点応力モデル(Point stress model)を提案した。このモデルでは分岐点挙動に関する十分な考察がなされておらず、得られる σ_{wk} がどのような形態の停留き裂に対応するのか明らかでない。田中らは切欠底に長さ c_0 の潜在き裂を考え、そのき裂の応力拡大係数が一定値を越えることが疲労限であるとするモデルを提案した¹⁷⁾。さらに田中らはき裂進展抵抗曲線法によりき裂の発生あるいは停留挙動を説明している¹⁸⁾。切欠材の疲労限に関するモデルに共通するのは、材料の切欠に対する特性は、き裂進展に対する微視組織的抵抗の高さとその位置に依存するという点である。

前節までの検討結果から疲労き裂進展過程における主な障壁としては以下のものが考えられる。(1)疲労き裂発生抵抗(σ_{w1})。(2)Stage I き裂からStage II き裂への移行段階での抵抗(σ_{w1})。(3)Stage II き裂進展限界(σ_{w2})。そこで本供試材における各々の障壁レベルについて考察する。

Fig. 8 に各組織の疲労限となる応力を負荷した場合に有要素法により算定される1 mmR及び2 mmR両試験片の切欠底内部の弾性応力分布を示す。図中には各試験片の疲労限で観察された停留き裂の寸法(深さ)を併せて示している。ここでSS400, Steel Cの $K_t=1.94$ の試験片では前節に述べたように巨視的なき裂(Stage II)の停留が疲労限を決定している。一方、Steel Bの $K_t=1.46$, $K_t=1.94$ 両試験片およびSS400, Steel Cの $K_t=1.46$ の場合に観察された停留き裂はいずれも結晶粒径程度のStage I き裂であった。

切欠底よりStage I き裂寸法相当内部の応力は $K_t=1.94$ と $K_t=1.46$ の両試験片でSteel Bの結果は等しくなっており、その応力は平滑試験片の疲労限260MPaと一致している。このことは、Steel Bでは停留き裂が $K_t=1.94$ と $K_t=1.46$ のいずれの試験片においてもStage I き裂であったこととよく対応している。つまりSteel BのStage I き裂からStage II き裂への移行抵抗は260MPa程度と考えられる。一方、SS400では $K_t=1.46$ の試験片ではStage I き裂からStage II き裂への移行障壁のレベルが疲労限を決定しているのに対して、 $K_t=1.94$ の試験片では250 μ m程度のき裂の進展限界が疲労限に対応している。つまり(102 μ m, 220MPa), (250 μ m, 175MPa)というき裂長さと応力の組合せがそれぞれ $K_t=1.46$ と $K_t=1.94$ の疲労限となる。同様にSteel Cでは(120 μ m, 290MPa), (250 μ m, 225MPa)がそれぞれ $K_t=1.46$ と $K_t=1.94$ の疲労限に対応する。いずれの組織においてもStage I き裂からStage II き裂への移行障壁の応力は各組織の平滑試験片の疲労限とほぼ一致している。このことから本供試材の平滑材疲労限においてもStage I のき裂は既に生成して

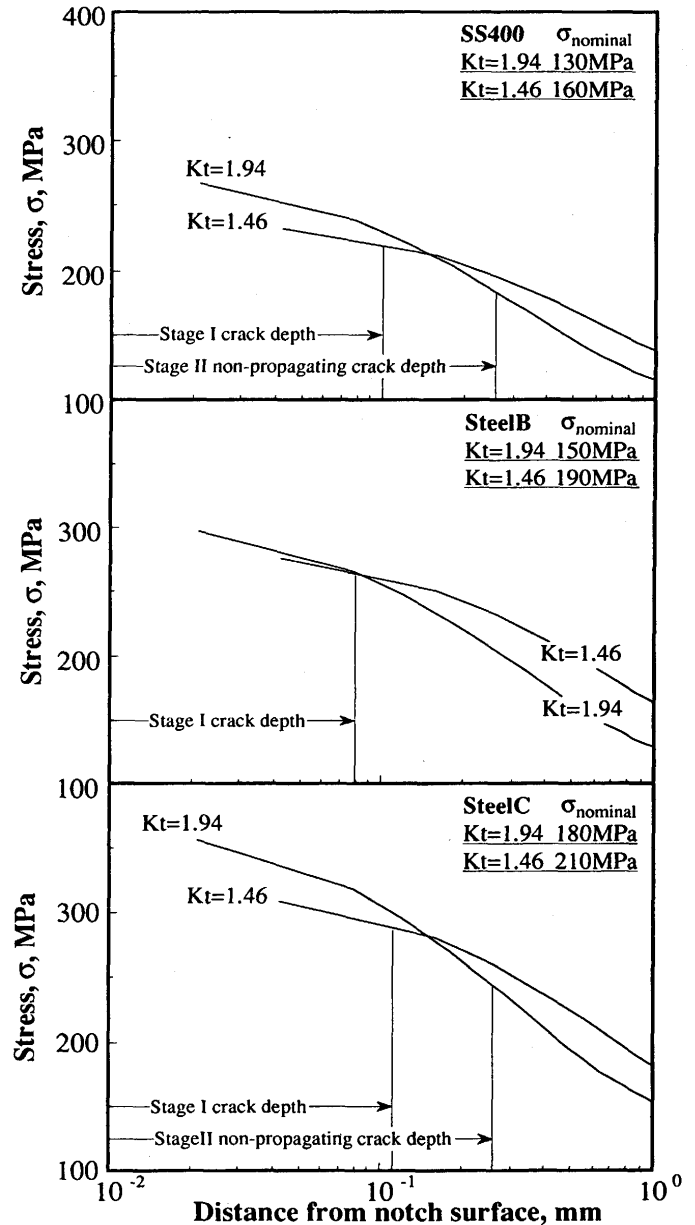


Fig. 8. Stress distribution at fatigue limit and non-propagating crack depth.

おり、Stage II き裂への移行限界が疲労限に対応していると考えられる。これまでの検討より推定される各材料の障壁の位置とその高さ、およびき裂生成応力を疲労限における応力分布と併せてFig. 9 に示す。白抜き記号で示した表面における応力は疲労き裂の生成応力である。き裂の生成応力としては、各組織の $K_t=1.46$, $K_t=1.94$ 両試験片において 10^7 回の繰返しにおいても疲労き裂が観察されなくなる応力に応力集中係数を掛けた値とした。この図は各供試材の疲労き裂進展に対する組織学的な障壁の位置とその高さを示している。Steel CやSS400ではStage I き裂からStage II き裂への移行限界とき裂生成限界との差異が小さい。それに対して、Steel Bでは、Stage I き裂からStage II き裂への移行が切欠底表面に近い所で起こり、またその抵抗がき裂生成限界やStage II き裂の進展限界と比較して相対的に

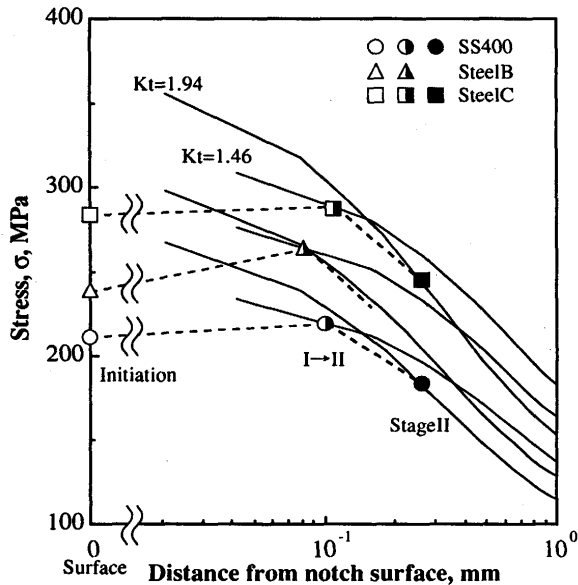


Fig. 9. Microstructural resistance.

高い。その結果、 $K_t=1.46$ と $K_t=1.94$ のいずれの応力分布に対してもStage Iき裂からStage IIき裂への移行段階が最大の障壁となり、試験片の疲労限を律則するため分岐点の応力集中係数 K_{t0} が他の2組織と比較して高くなったものと考えられる。Steel BにおいてStage IIき裂への移行限界が相対的に高い値となるのは、き裂生成は初析フェライトにおいて比較的容易に起こるのに対して、Stage IIき裂への移行は強度の高いベイニティックな組織に阻止されるためであると考えられる。

SS400, Steel Cの $K_t=1.94$ の試験片で観察されたStage II型の停留き裂の進展限界に関しては破壊力学的考察が必要と考えられる。切欠底に生成した環状き裂の応力拡大係数は次式で与えられる¹⁹⁾。

$$F_I^* = \frac{K_I}{\sigma_0 \sqrt{\pi(t+a)}}$$

ここで、 F_I^* は試験片形状とき裂長さに対して決まる形状係数、応力 σ_0 は切欠底最小断面での公称値、 t は切欠の深さ、 a はき裂の深さである。 $F_I^*=1.315^{19)}$ とするとStage IIの停留き裂の応力拡大係数 ΔK はSS400の場合が $10.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、Steel Cの場合が $14.8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ となる。この場合の ΔK は正の応力範囲に対する応力拡大係数の範囲とした。これらの値はTable 2に示したCTタイプの試験片で得られた巨視き裂に対する ΔK_{th} と比較してやや高い。切欠底の微小き裂の開閉挙動については測定を行っていないが、試験片形状、負荷形式、応力比等の違いにより本実験の場合のき裂閉口レベルが上昇し有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} が低下したため

と思われる。

以上、切欠材における停留き裂の形態に及ぼす組織の影響について調べたが、今後は各段階でのき裂停留障壁の程度と各種冶金的因子の影響を把握し、疲労強度改善の方策を検討していくことが必要である。

4. 結言

各種組織形態を有する低炭素鋼の切欠材疲労限における停留き裂観察を行い材料組織の影響を検討した。以下に本供試材の範囲で得られた主要な結果を示す。

(1) 疲労限に関して $K_f \propto K_t$ となるような限界の切欠曲率半径を ρ_0 とすると、 ρ_0 以上の鈍い切欠を有する試験片においても停留き裂が存在し、その場合の停留き裂は材料に関わらずStage I型き裂である。

(2) 各組織の分岐点の曲率半径 ρ_0 は、切欠底の応力勾配とき裂の生成限界、Stage Iき裂からStage IIき裂への移行限界及びStage IIき裂の進展限界との相対的なバランスにより決まる。

(3) 初析フェライト組織が存在するベイニティックな組織では分岐点の曲率半径 ρ_0 は小さくなる、すなわち、切欠に敏感となる。これは切欠材の破断に対する疲労限 σ_2 が低くなるためではなく、Stage Iき裂からStage IIき裂への移行段階の障壁すなわちStage IIき裂の生成限界に対する疲労限 σ_1 が σ_2 と比較して相対的に高くなるためである。

文 献

- 1) S.Taira, K.Tanaka and M.Hoshina: ASTM STP No.675, (1979), 135.
- 2) 横幕俊典, 杵淵雅男, 養方康郎: 材料, **40** (1991), 1415.
- 3) 阿部 隆, 三瓶哲也, 大鈴弘忠, 小指軍夫: 鉄と鋼, **70** (1984), 1459.
- 4) 長江守康, 加藤昭彦, 香川裕之, 栗原正好, 岩崎紀夫, 稲垣祐輔: 鉄と鋼, **68** (1982), 1430.
- 5) 中沢 一, 小林英男, 森田明弘, 飯倉省一, 宮内和人, 石井良男: 日本機械学会論文集, **40** (1974), 9.
- 6) 西谷弘信, 千代一郎: 日本機械学会論文集, **40** (1974), 41.
- 7) 李宗 炯, 小林英男: 日本機械学会論文集, **52** (1986), 1209.
- 8) 秋庭義明, 田中啓介: 日本機械学会論文集, **53** (1987), 393.
- 9) 石橋 正: 金属の疲労と破壊の防止, 養賢堂, (1967), 54.
- 10) 西谷弘信: 日本機械学会論文集, **34** (1968), 371.
- 11) 野田尚昭, 西谷弘信, 原田昭治, 高瀬 康: 日本機械学会論文集, **60** (1994), 1517.
- 12) 福原照明: 日本機械学会論文集, **38** (1972), 1647.
- 13) 北野智晴, 田川哲哉, 栗飯原周二, 宮田隆司: 鉄と鋼, **83** (1996).
- 14) ASTM Standards E647-88.
- 15) 中沢 一, 本間寛臣: 金属の疲労強度, 養賢堂, (1982), 23.
- 16) P.J.E.Forsyth: Acta Met., **11**, 703 (1963), 703.
- 17) K.Tanaka and Y.Nakai: J.Engng.Mater.Tech., Trans.ASME, **106** (1984), 192.
- 18) K.Tanaka and Y.Akino: Engng.Fract.Mech., **30** (1988), 863.
- 19) Y.Murakami: Stress Intensity Factors Handbook Vol.1, Pergamon Press, (1987).