

Nov. 1978

RIIS-RR-27-5

UDC 539.43.015 : 539.388.1

産業安全研究所研究報告

RESEARCH REPORT OF
THE RESEARCH INSTITUTE OF INDUSTRIAL SAFETY

RR-27-5

高炭素鋼の疲労き裂伝ば速度に及ぼす金属組織の影響

橋 内 良 雄

労働省産業安全研究所
MINISTRY OF LABOUR
THE RESEARCH INSTITUTE OF INDUSTRIAL SAFETY

高炭素鋼の疲労き裂伝ば速度に 及ぼす金属組織の影響

機械研究部 橋内良雄

Effect of Microstructure on Fatigue Crack Growth Rate in a High Carbon Steel

Yoshio KITSUNAI*

It is known that fatigue crack growth rate is related to the range of stress intensity, ΔK , by an equation of the form

$$dl/dn=C(\Delta K)^m$$

where C and m are constants.

Values of the exponent ' m ' have been found to lie mainly in the range 2~3, but values as high as 10 are obtained, particularly in high strength steels with low fracture toughness. Variation of values of exponent ' m ' may be associated with micromechanisms depending on microstructures of the material during fatigue crack growth. The fatigue fracture surface appearances of metals and alloys are important in determining fatigue crack growth mechanisms and post failure analysis. In this study, the influence of micromechanisms on fatigue crack propagation in a high carbon steel is investigated in conjunction with changes of metallurgical structures.

The material used during this study is an eutectoid steel with prior austenite grain size of 32.6 μm . The composition is given in Table 1. The roughly shaped specimens were cut from the as-received plate with 7 mm thick and these specimens were heat treated to give different microstructures. The heat treatments and static properties are summarized in Table 2.

A centrally slotted 4 mm thick sheet specimens were machined with the direction of loading parallel to the rolling direction. One side of specimen's surfaces is polished and lines scribed 0.5 mm apart to aid observation of the growing cracks.

Fatigue tests were performed using a Vibrophore test machine at a frequency about 148 Hz. The crack length was measured using a traveling microscope with 50 magnification and stroboscopic illumination. The crack growth rates were determined graphically by taking the slopes of the crack growth curves at various crack length. The results were expressed in terms of stress intensity factor range, ΔK . Two stage chromium shadowed carbon replicas were obtained from the fatigue fracture surfaces, and examined using a transmission electron microscope to characterize the fracture morphology. A scanning electron microscope was partially used too.

Considerably higher growth rates are obtained for lamellae pearlitic structure annealed at 850°C, as compared with mixed lamellae and spheroidized structure annealed at 700°C. Presence of micro-

* Mechanical Engineering Research Division

cleavage in addition to striations is observed on the fatigue fracture surfaces of the both structures. In this case, area percentage of micro-cleavage facets in the lamellae pearlitic is correlated with K_{max} , and the percentage in the mixed structure is dependent on ΔK . These relationships may be useful for the failure analysis, when striations can not be observed. From above the result, the higher rates in the lamellae pearlitic are achieved by occurrence of micro-cleavage dependent on K_{max} during striation growth. As revealed by precision matching, no lamellae or spheroidized cementite is found on the facets of micro-cleavage. Therefore, micro-cleavage is not produced by fracturing between cementite and ferrite but occurred by separation of ferrite in the micro range.

Changing of lamellae cementite spacings obtained by varying the cooling rates from 850°C is little influenced on the fatigue crack growth rates with the ranges from $\Delta K=40$ to 150 kgmm^{-3/2}. This result may be explained by the fact that fatigue crack growth in the lamellae cementite tends to propagate along the pearlite colonies, as shown in Fig. 7. No systematic change in the fatigue crack growth rates above the value of $\Delta K=40$ kgmm^{-3/2} is also observed with changes of spheroidised cementite spacings obtained by isothermal heating for 5 to 110 hours at 700°C. The growth rates in the lamellae cementite, however, are considerably higher than those of spheroidised cementite on account of the different fatigue crack growth mechanisms. In the spheroidised structure, subgrain crackings connected with fine cementite particles appear at values of ΔK below 46 kgmm^{-3/2}. The area percentage of the subgrain facets are increased with decreasing ΔK . The transition from structure sensitive to structure insensitive fatigue crack propagation in the spheroidised structure occurs when the ratio of cyclic plastic zone size to the subgrain size is approximately 10.

The fatigue crack propagation at ΔK ranging from 50 to 150 kgmm^{-3/2} in the materials tempered at 250°C, 400°C and 600°C, respectively, is predominant in striation formation mechanism. In this case, the area percentage of non-striation (micro-cleavage, intergranular, and void coalescence) is less than 40 percent. Therefore, the growth rates of the materials tempered are a little influenced by the microstructures or strength of the materials.

前報では¹⁾、軟鋼およびアルミ合金を用いて疲労試験後フラクトグラフィによる検討を行ない、疲労破面の微視的特徴であるストライエーションの間隔の統計結果から、き裂の巨視的伝ば速度や作用応力を推定できることを示した。しかし、実際に機械材料として使用される炭素鋼や合金鋼では軟鋼などと異なり用途に応じた熱処理が施されるのが普通であって、複雑な金属組織となっている。このため、疲労破壊を起こした機械類の破面は、金属組織を反映した複雑な様相を呈する場合が多く、組織によってはストライエーション以外の破面形態が支配的となる場合も少なくない。破面形態は、破壊以前のき裂先端の力学的条件と金属組織に依存する破壊機構（き裂の伝ばの仕方）を反映して作られた幾何学模様であるから、破面形態の差異やそれらが占める面積率は、巨視的き裂伝ば速度と何らかの相関が予想される。

疲労き裂の巨視的伝ば速度 dl/dn はその下限界値 (ΔK_{th})、あるいは上限界値 (K_c) に近い領域を除けば、 C, m を定数として応力拡大係数の変化幅 ΔK との間に(1)式で示す関係にあることが知られている。

$$dl/dn = C(\Delta K)^m \quad (1)$$

ここで、べき数 m の値としては $m=2\sim 4$ 程度の場合が多いが^{2), 3)}、材料によっては $m=10$ に達する結果⁴⁾ も示されている。このようなべき数 m の変化は、前記のように、き裂伝ば過程における破壊機構が金属組織によって変るためと考えられる。すなわち、疲労き裂の伝ばは単にストライエーション形成によってだけなされるとは限らず、他の破壊機構（ディンプル、へき開、粒界割れなど）が介在する場合も見られるが、このようなときにはそれらの介在割合は巨視的速度に反映することが予想される。さらに、これらの破壊機構が繰返しよりも静的効果（引張）に敏感な場合には、き裂の伝ばに平均応力の影響が顕著に現われると考えられる。このため、フラクトグラフィを実際の機械材料に適用して定量的破壊事故解析を行なうためには、あらかじめ熱処理によって金属組織を変えた代表的な材料について、疲労き裂の巨視的伝ば速度と微視的破壊機構（破面形態）との定量的関係を明確に把握する必要がある。本報ではその一環として高炭素鋼を用いて熱処理を行ない、それらの金属組織に起因する微視的破壊機構と巨視的き裂伝ば速度との関連について検討を行なった。

Table 1 Chemical composition of material used (wt. %) 材料の化学成分

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
0.82	0.27	0.33	0.013	0.010	0.12	0.09	0.15

Table 2 Heat treatment and mechanical properties of the high carbon steel 高炭素鋼の熱処理および機械的性質

Heat treatment	0.2% Proof stress (kg/mm ²)	Ultimate tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Vickers Hardness (500g)
700°C(1h) in Vacuum →F.C.	39.7	83.3	19.6	237
850°C(1h) in Vacuum →F.C.	36.5	86.3	12.3	242
850°C(1h) in Vacuum →F.C. 15°C/h	29.2	78.9	12.2	216
850°C(1h) in Vacuum →F.C. 23°C/h	29.6	79.3	13.6	233
850°C(1h) in Vacuum →F.C. 50°C/h	33.9	82.4	12.4	243
850°C(1h) in Vacuum →F.C. 145°C/h	34.2	84.0	14.4	247
830°C (1 h) →W. Q. →700°C(5 h holding) in Vacuum→F. C.	67.2	76.7	25.5	250
830°C (1 h) →W. Q. →700°C(25 h holding) in Vacuum→F. C.	62.2	72.0	23.2	207
830°C (1 h) →W. Q. →700°C(50 h holding) in Vacuum→F. C.	55.2	67.3	23.7	205
830°C (1 h) →W. Q. →700°C(11h) holding) in Vacuum→F. C.	49.7	53.7	25.9	180
830°C (1 h) →W. Q. →250°C (1h)→Temper	135.0	153.2	7.6	607
830°C(1h)→W. Q. →400°C (1h)→Temper	95.6	128.0	13.2	434
830°C(1h)→W. Q. →600°C (1h)→Temper	73.4	90.3	15.7	299

F. C. Furnance cool

W. Q. Water quench

2. 材料および実験方法

実験に用いた材料は厚さが7mmの炭素工具鋼(SK5)で、供試材の圧延方向が試験片の長手方向と一致するようにして概略形状の試験片を切り出し熱処理を

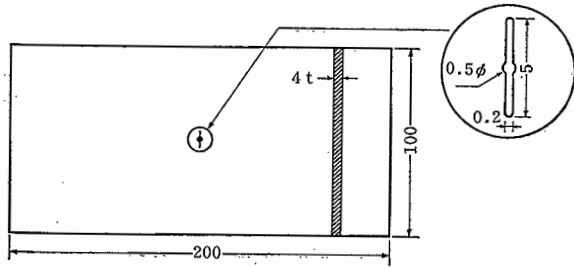


Fig.1 Configuration of the fatigue specimen
疲労試験片の形状

行なった。材料の化学成分を Table 1 に、熱処理条件および機械的性質を Table 2 に示す。なお、旧オーステナイト結晶粒径は 32.6μ である。熱処理後、機械加工により Fig.1 に示す形状寸法の試験片を作成すると共に、その中央には放電加工により幅 0.2 mm 、長さ約 5 mm の切欠きを付けた。また、試験中のき裂伝ば状態が容易に観察できるようにするため、試験片の表面をエメリーおよびバフを用いて研磨後、 0.5 mm 間隔のけがき線を入れ実験に供した。

疲労試験は、電磁共振型疲労試験機 (Vibrophor) を用いて繰返し速度が約 148 Hz で行なった。疲労き裂の伝ば速度は、ストロボスコープを試験片の振動数にほぼ同調させた状態に保持後、50倍の顕微鏡を用いてき裂の先端がけがき線を横切る様子を観察すると同時にそのときの繰返し数を記録した。その後、き裂長さ繰返し数線図を作成して、線図の接線の傾斜からき裂伝ば速度を求めた。得られた結果は、式 (2) に示す⁵⁾ 応力拡大係数の変化幅 ΔK を用いて整理を行なった。

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} = \Delta \sigma \sqrt{\pi l} \sqrt{\sec(\pi l / W)} \quad (2)$$

ここで、 K_{\max} と K_{\min} は応力拡大係数の最大値と最小値、 $\Delta \sigma$ は作用応力の変化幅、 l はき裂半長、 W は試験片の幅である。

疲労破面形態の特徴を調べるために、破断面から二段レプリカを作成しておもに透過電子顕微鏡による破面観察を行なったが、一部走査電子顕微鏡も併用した。なお、レプリカは板厚を中心として、板厚方向 $1.5 \text{ mm} \times$ き裂伝ば方向 0.7 mm の範囲から採取した。また、レプリカ観察に際しては、あらかじめ 0.463μ および 0.882μ の間隔を有するカーボングレーティングを用いて、透過電子顕微鏡の倍率の検定を行なった。ストライエーション間隔の測定は、一定の ΔK 値から 100 個以上を抽出し、それらの間隔の平均値を 1 個

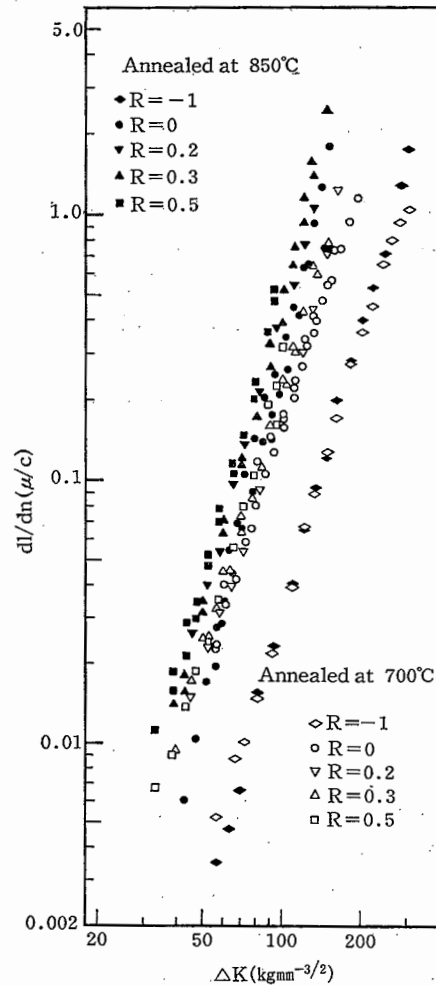


Fig.2 Relations between fatigue crack growth rates and ΔK for the materials annealed at 700°C and 850°C

焼なまし材の巨視的き裂伝ば速度と ΔK の関係

のデータとして巨視的速度と比較した。破面率の測定は、各 ΔK ごとにパノラマ写真を撮影後、測定しようとする形態を写真から切り抜き、自動てんびんにより切り抜き前後の重量比を求め破面率とした。

3. 実験結果および考察

3.1 焼なまし材のき裂伝ば速度と破壊機構

Fig.2 は、 700°C および 850°C 焼なまし材について、応力比 $R (=K_{\min}/K_{\max})$ を -1 から 0.5 まで変

えたときのき裂伝ば速度と応力拡大係数の変化幅 ΔK の関係を示したものである。両焼なまし材を比較すると、完全な層状セメンタイト組織となっている 850°C 焼なまし材の方が、球状および層状セメンタイトの混合組織である 700°C 焼なまし材よりも、高 ΔK 域における速度の増加が認められる。このような傾向は、1 %C 炭素鋼でも同様な報告⁶⁾ がなされている。

破壊機構について検討するため破面観察を行なった結果、両材共 $\Delta K > 50 \text{ kgmm}^{-3/2}$ からはセメンタイト(矢印)の間のフェライト部にストライエーションが形成されている (Fig.3)。しかし、高炭素では軟鋼などと異なり延性が少なく、またセメンタイトによってすべり変形が影響を受けるために、ストライエーションはやや不明瞭であって、一對の破面形態の対応も異なる場合がしばしば認められる。Fig.4 は、そのような一例をマッチング写真によって示したもので、A 側破面には明瞭なストライエーションが見られるのに対し、相手の B 側ではファセットの輪郭だけが一致しているだけであってストライエーションは認められない。これはセメンタイトの影響により、き裂先端に作られる二つの塑性域が非対称になる結果すべりの程度に差異が生じ⁷⁾⁸⁾、作動程度の大きなすべり面側だけに



Fig.3 Striations observed between lamellar cementite (indicated by arrows) in the material annealed at 850°C
850°C 焼なまし材の層状セメンタイト(矢印)の間に見られるストライエーション
 $\Delta K=76.9 \text{ kgmm}^{-3/2}$, $R=0$, $dl/dn=0.089 \mu/c$

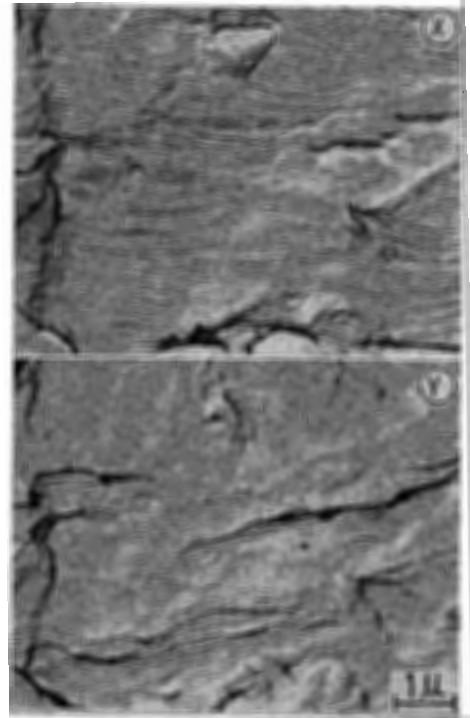


Fig.4 Matching fractographs of striation for the material annealed at 850°C
850°C 焼なまし材のストライエーションのマッチング
 $\Delta K=111.7 \text{ kgmm}^{-3/2}$, $R=0$, $dl/dn=0.476 \mu/c$

比較的明瞭なストライエーションが作られたためと考えられる。

ストライエーション以外の破壊機構としては、両材共微視へき開が介在する。Fig.5 は、マッチングによって微視へき開を示したもので、写真からも明らかのようにファセット上にセメンタイトが存在する状態は認められないことから、この種の破壊はフェライトが微小領域でへき開分離したもので、フェライトとセメンタイト間ではく離したのではないことがわかる。へき開の起点と金属組織との関係を縦断面観察から調べた結果、700°C 焼なまし材ではき裂の進行を妨げる方向に存在する層状セメンタイトの近傍でへき開が発生している場合が多い。一方、850°C 焼なまし材での微視へき開は、パーライトコロニー境界の三重点付近 (Fig.5) あるいはコロニー境界が急激に変化する位置から発生する場合が多く、一部介在物を起点としている場合も認められる。なお、850°C 焼なまし材では、

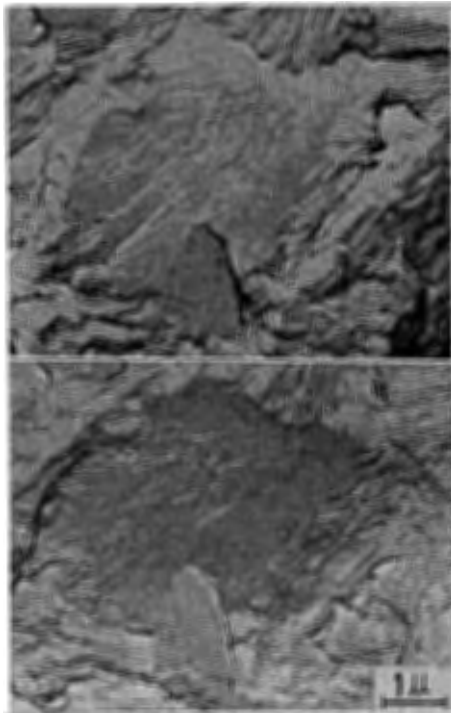


Fig.5 Matching fractographs of micro-cleavage facets
 微視へき開のマッチング $\Delta K=111.7 \text{ kg mm}^{-3/2}$, $R=0$, $dl/dn=0.476 \mu/c$

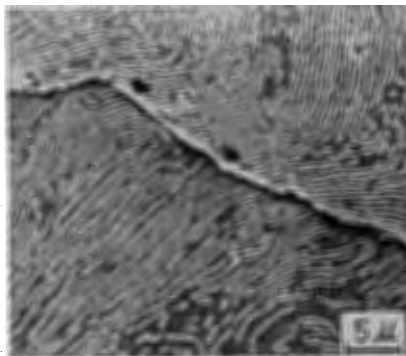


Fig.6 Etched profile of cracking along the perlite colony (arrows)
 パーライトコロニー境界を通るき裂(矢印)

伝ば機構がストライエーション、微視へき開のいずれの場合もき裂はパーライトコロニー境界を優先的に伝ばする傾向が見られる。

微視へき開は、比較的高 ΔK 域あるいは高伝ば速度領域で発生する。微視へき開が最初に現われる位置を

Table 3 Stress intensity factors at the onset of micro-cleavage facet.

微視へき開の発生開始点における ΔK と K_{max}

	R	ΔK ($\text{kgmm}^{-3/2}$)	K_{max} ($\text{kgmm}^{-3/2}$)
Annealed at 700°C	0	66.5	66.5
	0.3	67.0	95.7
	0.5	63.8	127.6
Annealed at 850°C	0	61.5	61.5
	0.3	71.0	101.4
	0.5	60.6	121.2

応力比別に求めて、 ΔK , K_{max} で整理した結果を **Table 3** に示す。この結果から、微視へき開は K_{max} よりもむしろ ΔK のほぼ一定値以上 ($\Delta K > 60 \text{ mm}^{-3/2}$) から発生することがわかる。次に、これらの微視へき開破面率を求め、 ΔK および K_{max} に対して両対数紙上でプロットした結果を **Fig.7** に示す。これらの結果を見ると、700°C 焼なまし材の微視へき開破面率は応力比によらず、 ΔK に対してプロットした破面率は両対数紙上で傾斜が 4.5 の直線上に表示される。しかし、850°C 焼なまし材の破面率は ΔK との相関は認められず、むしろ **Fig.7b** に示すように K_{max} によって整理される。ここで、両材の破面率を一定の ΔK または K_{max} 値に対して比較すると、850°C 焼なまし材の方が大きい。なお、微視へき開の寸法は光学顕微鏡でも十分測定が可能であり、また、その破面率は ΔK あるいは K_{max} 依存性を示すことから、**Fig.7** の関係は破壊事故調査の際に有効に活用できると思われる。

次に、き裂先端の塑性域寸法が微視へき開形成に及ぼす影響について検討する。**Fig.8** は、個々のへき開ファセットの長さをき裂伝ば方向と同方向に測定し、その平均値を ΔK に対してプロットした結果である。図中に示す実線および点線は、(3)式⁹⁾および(4)式¹⁰⁾から求めた平面ひずみ状態の繰返し塑性域寸法 R_c と最大塑性域寸法 R_y である。

$$R_c = \frac{2}{5.6\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_y} \right)^2 \quad (3)$$

$$R_y = \frac{2}{5.6\pi} \left(\frac{K_{max}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (4)$$

ここで、 σ_y には **Table 2** の耐力を用いた。

Fig.8 から明らかなように、1個の微視へき開ファセット長さは繰返し塑性域寸法以下かあるいは同程度

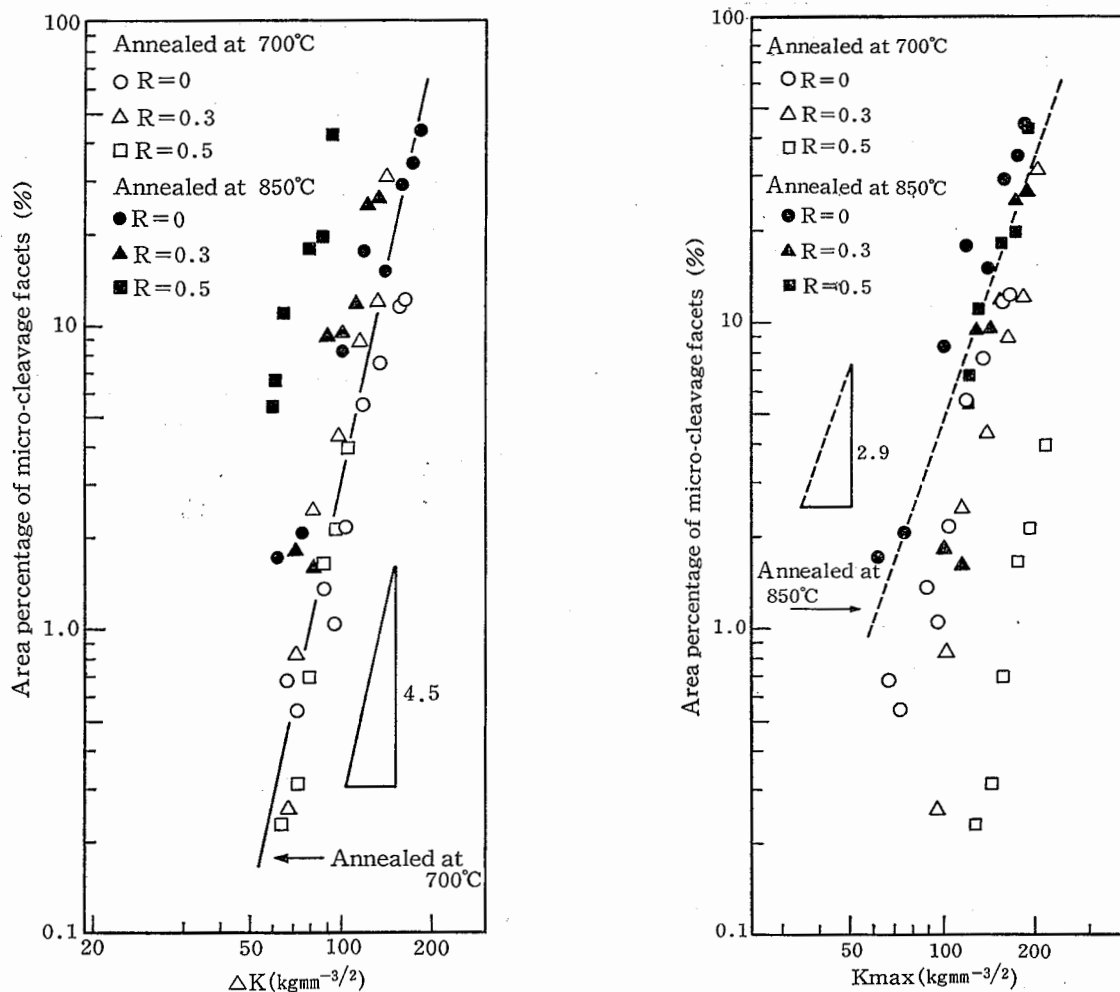


Fig.7 Relations between area percentage of micro-cleavage facets and ΔK , K_{\max}
 微視へき開破面率と ΔK , および K_{\max} の関係

となっていることが分かる。また、高 ΔK 域ではこれらのファセットが 2~7 個程度合体している状態が観察されるが、このようなときでもその全ファセット長さは最大塑性域寸法を起えてはならないようである。なお、1 個のファセット長さはパーライトコロニー寸法 (30.3μ) よりも大きく、両者の間に一定の関係が認められないが、これは前記したように、き裂がパーライトコロニー境界を選択的に通過し、コロニー中を伝ばする割合が比較的少ないことによるためと思われる。

3.2 微視へき開の発生機構および微視へき開がき裂伝ば速度に及ぼす影響

前章に示した結果から、微視へき開の発生は以下のような過程で起こると考えられる。すなわち、進行しているき裂の前縁の一部がすべり変形に不都合なセメントタイトあるいはパーライトコロニー境界の三重点に遭遇した場合、き裂の進行が妨げられる。しかし、障害物に出会わない他の部分は、すべり変形によるき裂の伝ばがなされるために、進行を妨げられているき裂前縁の一部に拘束された領域 (Fig.9 a の矢印) が出現し、局所的な応力が上昇する。この局部応力がへき開を起こすのに必要な応力 σ_F (Fig.9 b 参照) 以上に達

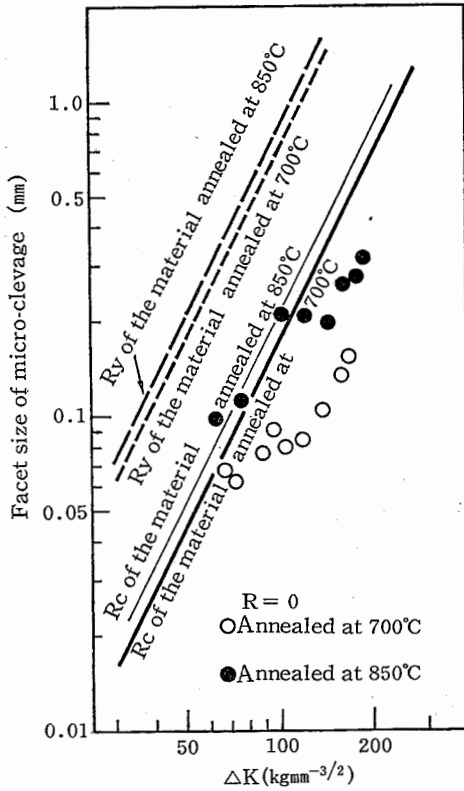


Fig. 8 Relations between facet size of micro-cleavage and ΔK
 微視へき開のファセット長さ と ΔK の関係

したときに、拘束領域がへき開破壊するものと推察される。このため共析鋼焼なまし材の微視へき開は、先

行き裂に追従する状態で発生するものと考えられる。しかし、このことはへき開による破壊が先行しているき裂以上に伝ばしないということは異なる。

微視へき開は、その形成機構から一方向破壊 (K_{max}) が有効に作用するであろうことは容易に想像され、したがって破面率も K_{max} によって整理されるはずである。しかるに、700°C 焼なまし材の破面率は K_{max} よりも ΔK との間に相関が認められ、850°C 焼なまし材の結果とは異なっていた。これは、両材で拘束後のへき開応力 σ_F が異なるか、あるいは拘束の程度に差異があるためと思われる。すなわち、局部応力が直ちに σ_F に達するときには、微視へき開は一方向破壊 (K_{max}) に敏感になるが、拘束の程度が弱い場合には直ちにへき開は発生せず、拘束領域以外のき裂は繰返しすべり変形によってなおも進行し、やがて拘束

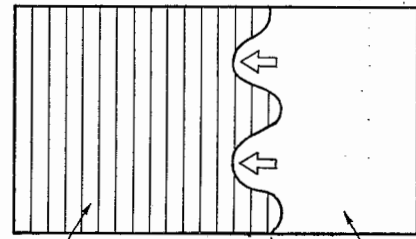


Fig. 9 a Schematic illustration of growing crack front
 き裂前縁の図解

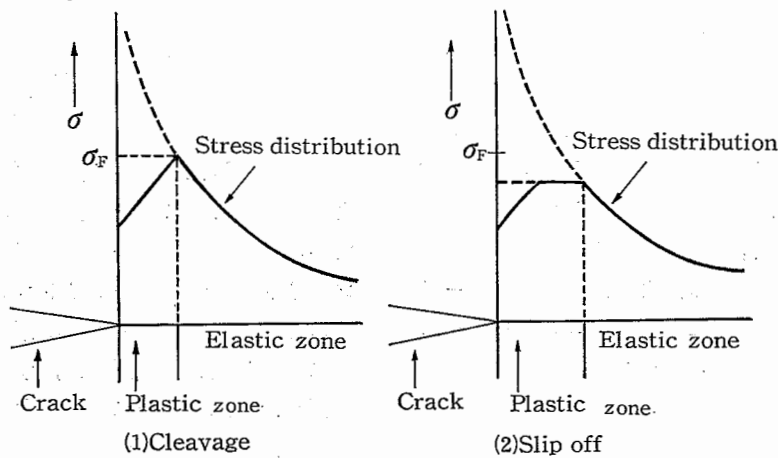


Fig. 9 b Schematic illustration of stress distribution of crack tip
 き裂先端の応力分布の図解

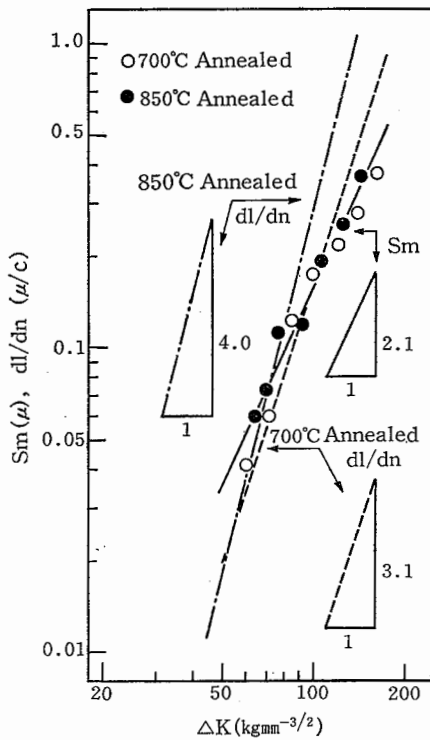


Fig.10 Comparison of striation spacings, S_m , and crack growth rates, dl/dn , for the material annealed
 焼なまし材のストライエーション間隔 S_m と巨視的速度 dl/dn の比較

領域が σ_F に達して始めてへき開を起すと考えられる。このため、拘束が弱く局部応力が σ_F に達し得ない場合にはさらに繰返し効果が必要となるために、見掛上破面率は ΔK によって整理されると推察される。

次に、微視へき開がき裂伝ば速度に及ぼす影響について検討する。Fig. 10 は、ストライエーション間隔を ΔK に対してプロットすると同時に、巨視的き裂伝ば速度との比較を行なった結果である。図中の点線および一点鎖線は、Fig. 2 に示した巨視的速度のうち、 $R=0$ のデータを直線近似により示したものである。これらの結果を見ると、ストライエーション間隔 (S_m) は 700°C と 850°C 焼なまし材とでほとんど差異が認められないにもかかわらず、巨視的伝ば速度は一点鎖線で示す 850°C 焼なまし材の方が増加している。また、Fig. 7 に示した微視へき開破面率も 850°C 焼なまし材の方が大きいことから、両材の巨視的速度の差は、微視へき開の寄与によるためと推察される。なお、700°C 焼なまし材では微視へき開が形成されるにもか

わらず、 $\Delta K < 110 \text{ kgmm}^{-3/2}$ では巨視的速度とストライエーション間隔とはかなり良く一致しており、微視へき開の介在が巨視的速度に影響をほとんど及ぼしていないことが分かる。このことは、700°C 焼なまし材の微視へき開破面率が ΔK で整理される結果からも理解される。

本報での実験はすべて室温で行なったが、微視へき開が巨視的速度に及ぼす影響や微視へき開破面率は、試験温度によって異なると思われる。なお、このような微視へき開の出現は、低じん性材料^{6)11)~13)}で報告されている。このうち、高窒素鋼¹²⁾や高マンガン鋼¹³⁾について Beever's ら¹³⁾は、微視へき開フェレットが合体して大きな集団を形成するときの破面率および K_{max} 値を重視し、これらの値以上の領域では巨視的速度が増加することを示している。しかし、本実験に用いた共析鋼の 850°C 焼なまし材では、へき開フェレットが合体しなくても加速現象が認められ、またへき開の起点も本報とは異なっている。

3.3 セメント間隔が巨視的き裂伝ば速度および破壊機構に及ぼす影響

Fig.11 は、層状セメント間隔 D_f を変えたときの巨視的き裂伝ば速度と ΔK の関係を示したもので、層間隔が変化しているにもかかわらず伝ば速度は ΔK に対する傾斜が 3.9 の直線上に表示され、層間隔はほとんど速度に影響しないことがわかる。なお、層状セメントの間隔は真空炉中で 850°C に加熱後、600°C に達するまでの炉冷速度をプログラム温度制御により変える操作を行ない、間隔を変化させた。

破面観察の結果、それらは前述した 850°C 焼なまし材と同様の様相を呈しており、また、微視へき開の破面率もほぼ等しく、層状セメント間隔を変えた効果は破面形態に反映されていない。微視へき開は、その発生にセメント間隔の影響が支配的な役割を果している可能性が予想され、その発生条件は塑性域寸法と層間隔の比で規定されるように思われた。しかし、層間隔を変えてもこのような状態は全く出現しなかったが、これは前述したように、へき開き裂がパーライトコロニー境界を通るため、直接セメント間隔の影響を受けないことに基づくものと推察される。

Fig. 12 は、水冷後の焼もどし時間を変える操作により球状セメント間隔 D_s を変化させた材料の巨

* 隣接する球状セメント間のヘライト距離を測定し、平均した値

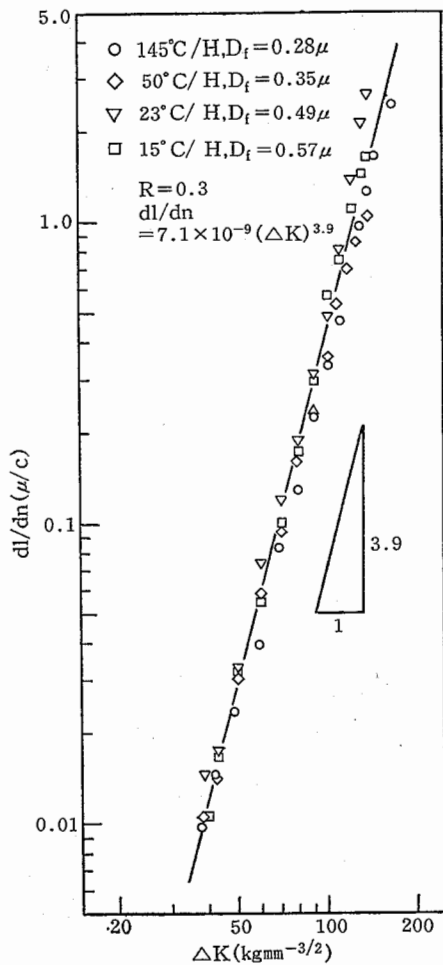


Fig.11 Effect of lamellae cementite spacings, D_f , on fatigue crack growth rates
層状セメンタイト間隔 D_f が巨視的速度に及ぼす影響

視的速度を ΔK に対してプロットした結果であって、球間隔や機械的性質が変化しているにもかかわらず、 ΔK が $42 \sim 150 \text{ kg mm}^{-3/2}$ ($dl/dn = 0.01 \sim 0.5 \mu/c$) の範囲において、各データは傾斜が $m=3.2$ で近似される直線上に表示され、伝ば速度に差異は認められない。また、 $\Delta K < 42 \text{ kgmm}^{-3/2}$ でもその差は比較的小さい。なお、球状セメンタイトの間隔 D_s は(5)式¹⁴⁾を用いて求めた。

$$D_s = \left(\sqrt{\frac{\pi}{2\sqrt{3}f}} - 1 \right) d \quad (5)$$

ここで、 d は試料の研磨面上のレプリカ写真(4,000倍)上で測定したセメンタイトの平均直径に、立体球への補正係数 $\sqrt{3/2}$ を乗じた値である。 f はセメンタ

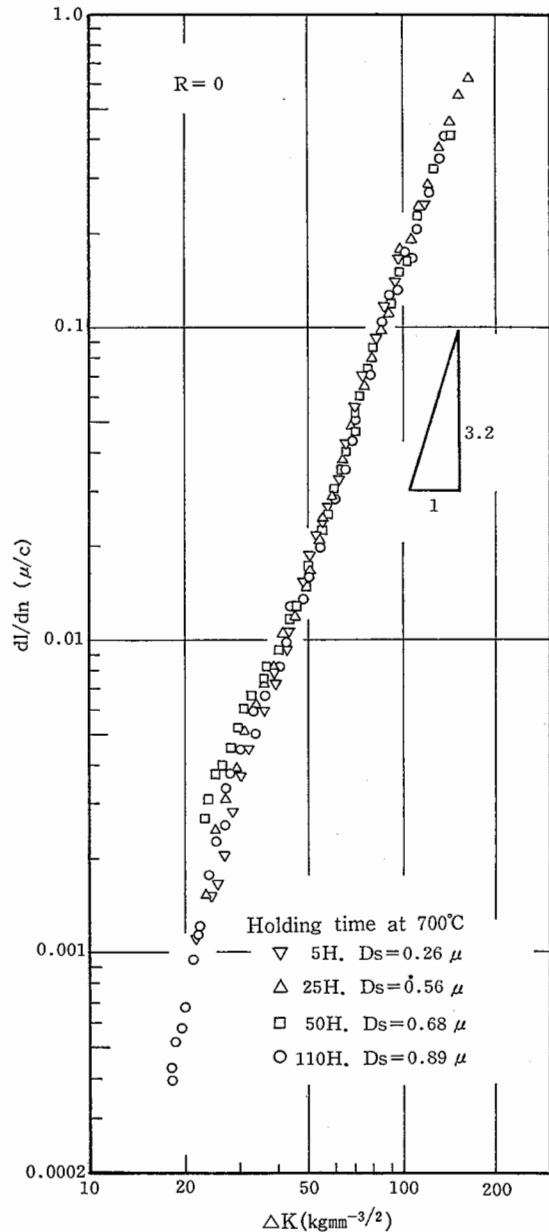


Fig.12 Effect of spheroidized cementite spacings, D_s , on fatigue crack growth rates
球状セメンタイト間隔 D_s が巨視的速度に及ぼす影響

イトの体積率で、ここでは共析鋼のセメンタイトの理論体積率 $f=0.12$ を用いた。

破面観察の結果、 $\Delta K > 42 \text{ kgmm}^{-3/2}$ からは球状セメンタイトの間に測定可能な明瞭なストライエーションが形成されている。また、 $\Delta K > 100 \text{ kgmm}^{-3/2}$ からは、一部で球状セメンタイトが割れている状態が認め

られる。しかし、層状セメンタイト組織材で見られた微視へき開は全く介在しない。これは、熱処理により材料のじん性が向上したこと、および球状セメンタイト組織では層状セメンタイトに比べて、すべり変形に対する拘束がかなり緩和されることなどによるためと考えられる。このため、Fig. 5 に示した微視へき開は、層状セメンタイトを有する組織にだけ形成される。なお、焼もどし時間を 25 時間および 110 時間とした材料についてストライエーション間隔を求めて ΔK に対してプロットした結果、Fig. 13 に示すように、球状セメンタイト間隔の変化 (= 焼もどし時間の差異) は巨視的き裂伝ば速度と同様、ストライエーション間隔にほとんど影響しないことがわかる。この場合、き裂の伝ばはストライエーション形成によってなされて

いるにもかかわらず点線で示す巨視的速度はストライエーション間隔と一致しない領域が存在する。これは高 ΔK に域では完全に平面ひずみ状態が満足されないためであり、低 ΔK 域では後述する亜粒界割れが出現するためである。

$\Delta K < 47 \text{ kgmm}^{-3/2}$ では、粒内割れと同時に粒界割れが介在する。これらの粒界割れのファセット上には微細なすべり線が形成されている場合が多く、また、粒界上やその近傍には小さなセメンタイト粒が存在する (Fig. 14)。この種の粒界割れの発生は、 ΔK 値の減少に伴い増加する傾向が見られるが、その発生割合は焼もどし時間によって異なっている。このため、 ΔK の増加によって粒界割れが消滅する位置も異なり、長時間焼もどし材の方が高 ΔK 域まで粒界割れが出現す

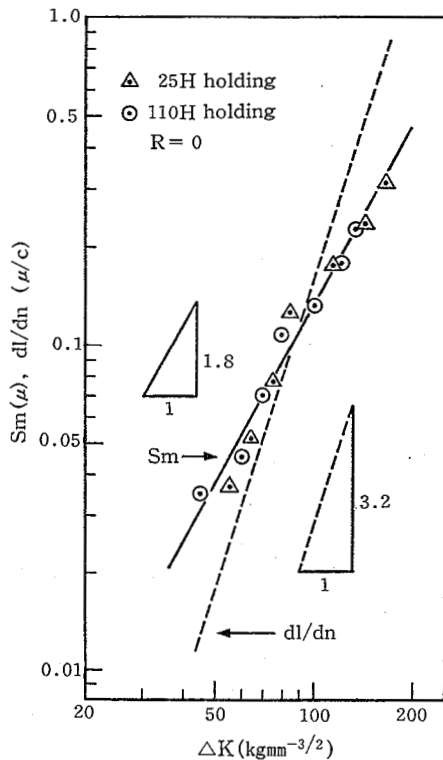
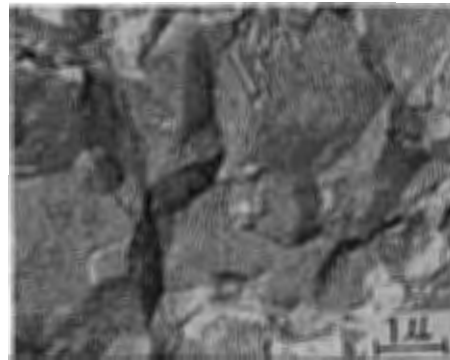
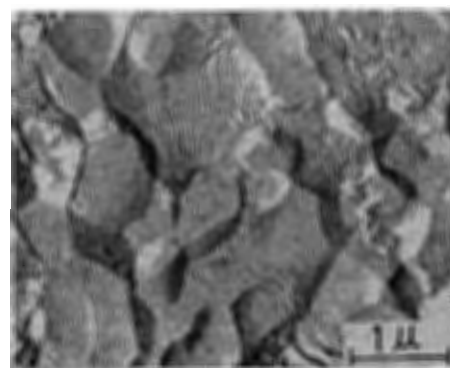


Fig. 13 Relations between striation spacings, S_m , crack growth rates, dl/dn , and ΔK for the material changed cementite spacings by tempering time
 焼もどし時間を変えることにより球状セメンタイト間隔を変化させた材料のストライエーション間隔および巨視的速度と ΔK の関係



(a) $\Delta K = 19.6 \text{ kgmm}^{-3/2}$
 $dl/dn = 0.00057 \text{ } \mu/c$



(b) $\Delta K = 25.3 \text{ kgmm}^{-3/2}$
 $dl/dn = 0.0024 \text{ } \mu/c$

Fig. 14 Fractographs of subgrain boundary crackings
 亜粒界割れのフラクトグラフィ

る。さらに、これらの粒径は焼もどし時間によって変化しているが最大でも3 μ 程度であって、旧オーステナイト結晶粒径(32.6 μ)に比べてかなり小さい。

本実験では、焼もどし時間によって球状セメンタイト間隔を調整したが、このような処理を行なったときには、微細なセメンタイトと結合した亜粒界が形成されることが、透過電子顕微鏡による薄膜観察によって明らかにされている¹⁵⁾。本報では、薄膜による観察を実施していないために断定することは困難であるが、Fig. 14に示す形態は、寸法や形状および上記の報告¹⁵⁾から推察すると、き裂が亜粒界を伝ばしたために形成されたものと考えられる。ただし、ここでの亜粒界割れは、応力の繰返しによりき裂先端に作られる転位のセル境界をき裂が伝ばしたために作られたというわけではなく、熱処理過程で旧オーステナイト粒径中に形成された微小粒径を単位としてき裂が伝ばしたために、出現したためと思われる。このため、同一熱処理材について破面上に見られる亜粒界直径 D_g を測定した結果、 D_g は ΔK 値によらずほぼ一定となっている。しかし、熱処理を変えた場合には、焼もどし時間と共に D_g も増加する傾向が認められ、さらに、 D_g と Table 2 に示す耐力 σ_y との間には、次式で示すペッチ則が成立している。

$$\sigma_y = 14.6 + 1.68/\sqrt{d_g} \quad (6)$$

なお、この場合の相関係数は $r=0.96$ である。

一般に、低 ΔK 域におけるき裂の伝ばは微視的組織に敏感になることが知られており^{16)~22)}、このような領域ではしばしば粒界割れが出現する。特に、軟鋼では粒界割れが形成される ΔK 域の上限は、き裂先端の繰返し塑性域寸法 R_c と平均結晶粒径 D との比、 R_c/D によって規定されることが示されている¹⁸⁾¹⁹⁾。亜粒界割れもある低 ΔK 範囲しか存在せず、また亜粒界直径によってその範囲が若干異なることから、亜粒界割れの発生上限界は軟鋼などと同様の規定が適用できる可能性が考えられる。そこで、亜粒界直径 D_g 、発生上限界における ΔK とそのときの繰返し塑性域寸法 R_c 、亜粒界直径に対する繰返し塑性域寸法 R_c/D_g の関係を求めた。その結果は Table 4 に示すよう R_c/D_g は 9~12 の範囲にあり、焼もどし時間と共にこの比は若干増加する傾向があるが、発生の上限界は軟鋼と同様塑性域寸法と粒径との比に依存していることがわかる。

Fig. 15 は、亜粒界割れの破面率と ΔK の関係を示

Table 4 Fracture mechanics parameters as the subgrain cracking begins to appear.

亜粒界発生上限界における破壊力学パラメータ

Holding time	D_g (μ)	($\text{kgmm}^{-3/2}$) ΔK	R_c (μ)	R_c/D_g
5H	0.97	38.6	9.38	9.7
25H	1.42	42.8	13.46	9.5
50H	1.74	44.8	18.72	10.8
110H	2.07	46.0	24.35	11.8

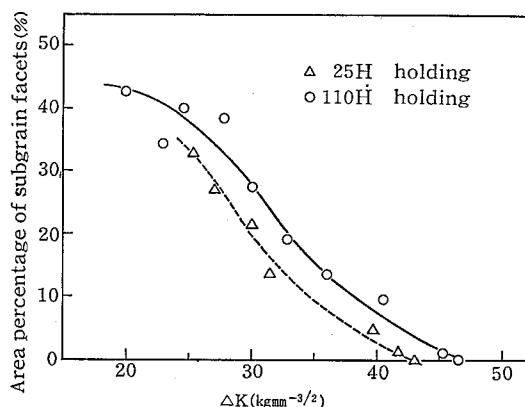


Fig. 15 Relations between area percentage of subgrain facets and ΔK
亜粒界割れの破面率と ΔK の関係

したもので、前述したように破面率は ΔK の減少に従い増加している。軟鋼や合金鋼の粒界割れの破面率は、ある ΔK 値または伝ば速度域で最大値が出現し、この点における塑性域寸法と結晶粒径との比はほぼ等しくなることが示されている¹⁶⁾²⁰⁾。本実験範囲では、塑性域寸法が亜粒界直径よりも常に大きく、破面率に遷移点(最大値)は認められない。軟鋼などの粒界割れは、塑性域中に含まれる結晶粒間の方位差により発生する機構が支持されている¹⁸⁾¹⁹⁾。本報の亜粒界割れもほぼ同様な機構が考えられるが、その詳細は明らかでなく、今後透過電子顕微鏡による薄膜観察と合わせてさらに検討する必要がある。

3.4 焼もどし材の巨視的き裂伝ば速度と破壊機構の関係

Fig. 16 は、水焼き入れ後 250 $^{\circ}\text{C}$ 、400 $^{\circ}\text{C}$ および 600

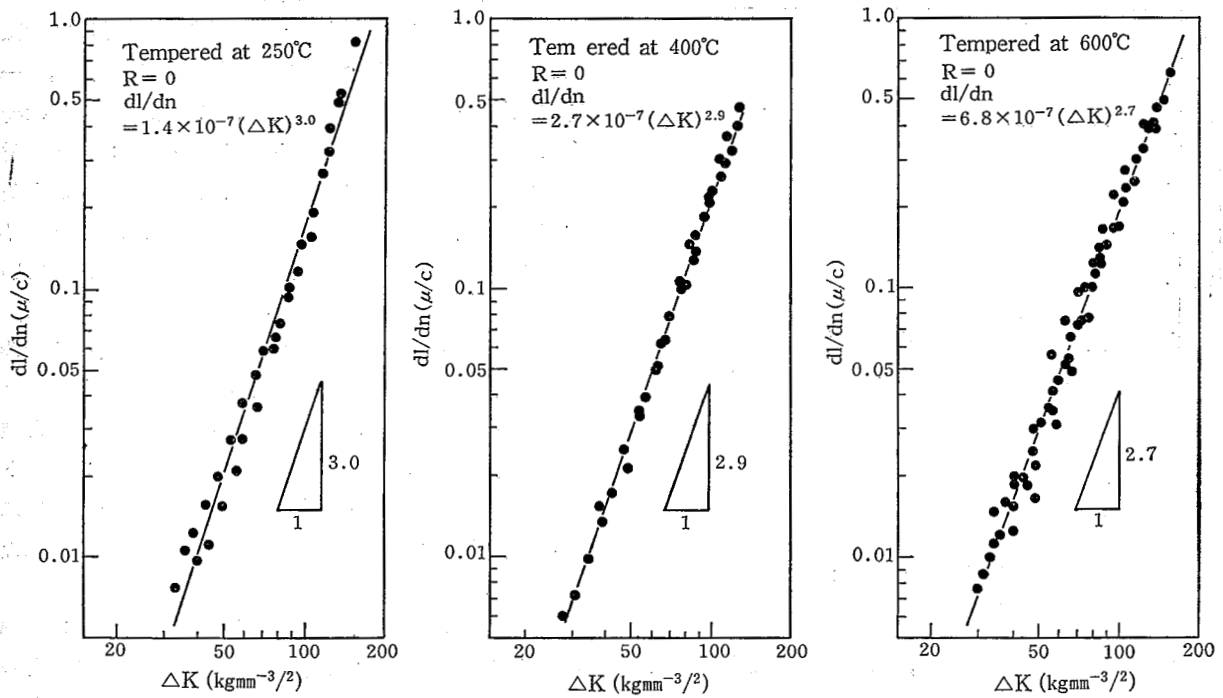
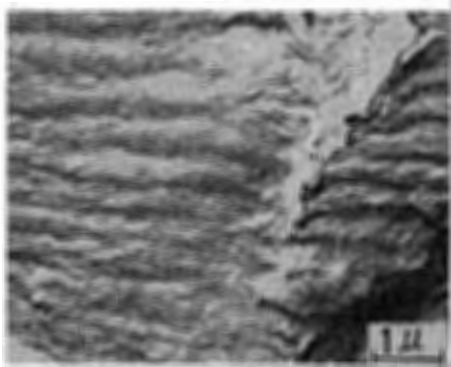
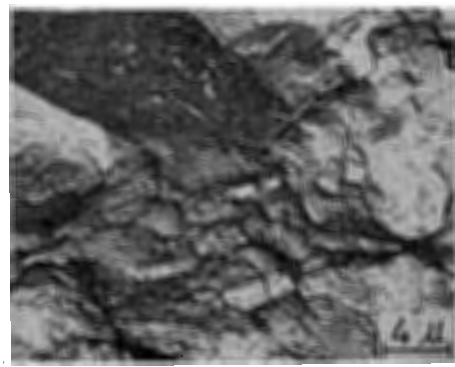


Fig.16 Relations between the crack growth rates and ΔK for the materials tempered at 250, 400 and 600°C
 250°C, 400°C および 600°C 焼もどし材の巨視的速度と ΔK の関係



(a) Striation

$\Delta K=135.5 \text{ kgmm}^{-3/2}$, $R=0$, $dl/dn=0.527 \mu/c$



(b) Intergranular and dimples

$\Delta K=121.2 \text{ kgmm}^{-3/2}$, $R=0$, $dl/dn=0.326 \mu/c$

Fig.17 Fractographs of material tempered at 250°C

250°C 焼もどし材のフラクトグラフィ

°C で焼もどした材料の巨視的速度と ΔK の関係を示したもので、図中の直線はそれぞれのデータを最小二乗法により直線近似した結果である。各データを比較すると、焼もどし温度の増加によって直線の傾斜が若

干小さくなっている。このような焼もどし温度と(1)式のべき数 m の関係については多くの報告がなされており、炭素鋼²³⁾²⁴⁾や合金鋼¹⁶⁾²⁵⁾では 600°C 付近で焼もどされたソルバイト組織を有する材料が m の値が最も

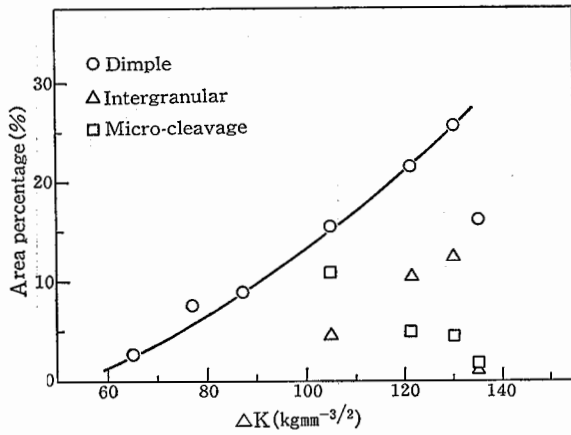


Fig. 18 Relations between area percentage of dimple, intergranular, micro-cleavage and ΔK
 250°C 焼もどし材のデインプル, 粒界割れ, 微視へき開破面率と ΔK

小さくなる傾向が見られるが, これは本報でも同様である。

破面観察の結果, いずれの焼もどし材でも $\Delta K > 50 \text{ kgmm}^{-3/2}$ からはストライエーションが認められる。

Fig. 17 a は, 250°C 焼もどし材のストライエーションを示したもので, このような高硬度材でもその形態は比較的明瞭である。また, 250°C 焼もどし材では **Fig. 17 b** に示すデインプルや粒界割れが出現し, 一部には微視へき開も見られるが, これらが支配的な場合には巨視的伝ば速度とストライエーション間隔の対応が損なわれる場合が多い。そこで各 ΔK 域から破面率を求めた結果, **Fig. 18** に示すように, ストライエーション以外の破面率は最大 43% 程度となっている。400°C 焼もどし材でも $\Delta K > 95 \text{ kg mm}^{-3/2}$ で, ストライエーションとデインプルが混在している状態が認められる。この場合, デインプル破面率の定量化は行っていないが, その介在程度は 30% 以下と推定される。600°C 焼もどし材では小さなセメント粒が混在する以外, ほぼ全面がストライエーションによって占められており, 他の破面形態は認められない。

Fig. 19 は, 焼もどし材のストライエーション間隔を ΔK に対してプロットすると共に, 巨視的速度との比較を行なった結果である。これらを見ると, 焼もどし温度がかなり異なっているにもかかわらず, 各材のストライエーション間隔と巨視的速度とは比較的良く

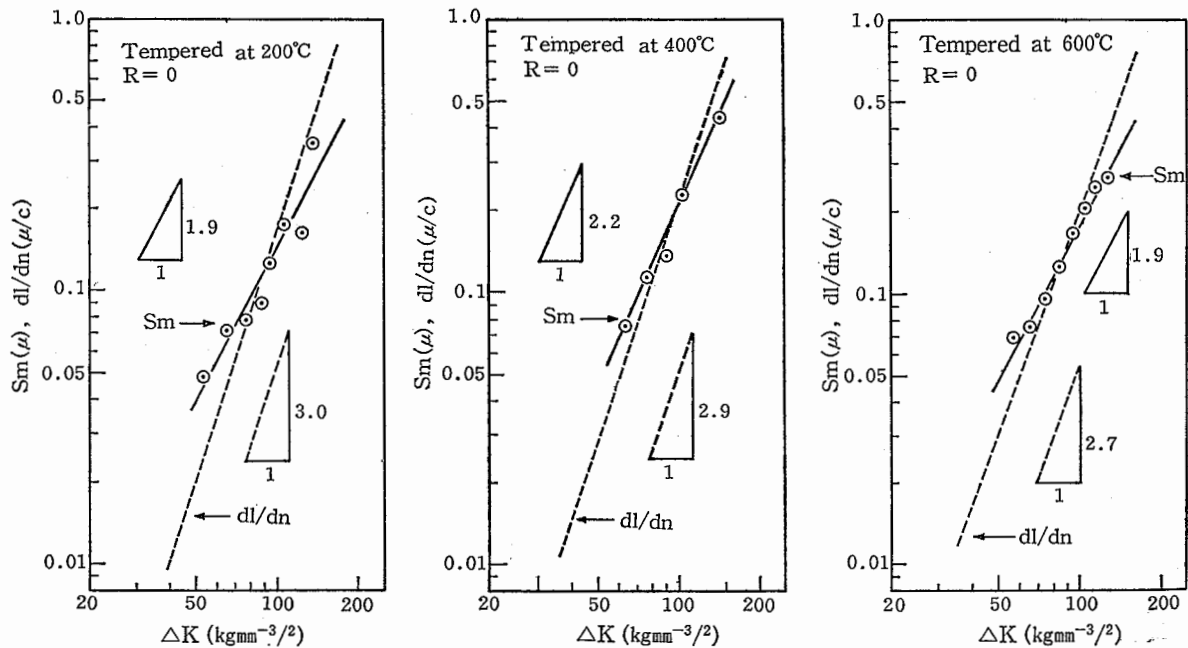


Fig. 19 Relations between striation spacings, crack growth rates and ΔK for the materials tempered
 焼もどし材のストライエーション間隔および巨視的速度と ΔK の関係

一致している。これは、焼もどし材の疲労き裂の伝ばがストライエーション形成によっておもに支配されているためと考えられる。このため、共析鋼では焼もどしを行なって金属組織や機械的性質を変えても、巨視的速度に大きな差異が生じなかったものと推察される。なお、250°C および 400°C 焼もどし材では、前述したようにストライエーション以外の破壊機構が介在するが、それらの破面率の総計は43%以下であって、この程度の介在は伝ば速度に大きな影響を及ぼさないことがわかる。

4. 結 論

フラクトグラフィの手法を適用して機械部材の定量的破壊事故解析を行なうための基礎資料を集積することを目的として、熱処理により金属組織を変えた高炭素鋼を用いて疲労試験を行ない、それらの金属組織に起因する微視的破壊機構と疲労き裂の巨視的伝ば速度との関連について検討した。得られた結果を要約すれば以下のとおりである。

(1) 焼なまし材では、 $\Delta K > 60 \text{ kgmm}^{-3/2}$ からストライエーションと共に微視へき開が介在する。このうち、700°C 焼なまし材に出現する微視へき開破面率は、両対数紙上で ΔK との間に直線関係が得られているのに対し、850°C 焼なまし材の微視へき開破面率は K_{\max} との相関が認められる。このため、ストライエーション間隔が求められない場合でも、微視へき開破面率を手がかりとしてき裂の伝ば速度や作用応力が推定可能である。

(2) 700°C および 850°C 焼なまし材で出現する微視へき開破面率を一定の ΔK あるいは K_{\max} で比較した場合、850°C 材の破面率の方が大きい。また、微視へき開の介在は700°C 焼なまし材の伝ば速度には影響を及ぼさないが、850°C 焼なまし材のそれは巨視的速度の増加に寄与する。このため、完全な層状セメンタイト組織を有する850°C 焼なまし材の方が、層状および球状セメンタイトの混合組織である700°C 焼なまし材よりも、高 ΔK 域でのき裂伝ば抵抗が低下する。

(3) 層状および球状セメンタイトの間隔を変えても、 ΔK が $40 \sim 150 \text{ kgmm}^{-3/2}$ の範囲では、それぞれの組織において伝ば速度に変化は認められない。ただし、層状セメンタイト組織の方が球状組織よりもき裂伝ば抵抗が低下する。

(4) 水冷後、700°C で5時間から110時間恒温保持することにより球状セメンタイト間隔を変えた材料では、 ΔK が $46 \text{ kgmm}^{-3/2}$ 以下において金属組織に起因する亜粒界割れが介在する。これらの亜粒界割れの破面率は ΔK の減少と共に増加する。一方、 ΔK の増加に伴ない亜粒界割れが消滅する点での塑性域寸法と亜粒界直径との比は、9~12の範囲にある。

(5) 250°C、400°C および 600°C 焼もどし材では、 ΔK が $50 \sim 150 \text{ kgmm}^{-3/2}$ の範囲の疲労き裂の伝ばはストライエーション形成機構によって支配されており、組織や強度レベルによらずき裂伝ば速度に大きな差異は生じない。

(昭54.3.31受理)

文 献

- 1) 橋内, 田中, 産業安全研究所報, RR-25-2(1976)
- 2) Richards, C. E., and Lindly, T. C., Engng. Fract. Mech., 4(1972), 951.
- 3) 小林, 機械学会誌, 80-703 (1978), 492.
- 4) Clark, W. G. and Wessel, E. T., ASTM STP, 463(1970), 106.
- 5) Feddersen, C. E., ASTM STP, 410(1967), 77.
- 6) Heald, P. T. ほか2名, Mater. Sci. Engng., 10(1972), 235.
- 7) Broek, D., Engng. Fract. Mech., 1 (1970), 691.
- 8) 橋内, 材料, 27-292(1978), 37.
- 9) Rice, J. R., ASTM STP, 415(1967), 77.
- 10) 小林・ほか5名, 機械学会論文集, 43-366(1977) 416.
- 11) Wright, R. N. and Price, A. T., Acta Met., 20 (1972), 857.
- 12) Richie, R. O. and Knott, J. F., Mater. Sci. Engng., 14(1974), 7.
- 13) Beevers, C. J., ほか3名, Met. Sci., 9 (1975), 119.
- 14) 木下, 井上, 神戸製鋼技報, 23(1973), 87.
- 15) Anand, L. and Gurland, J., Metallurg. Trans. A, 7A (1976), 191.
- 16) 村上・ほか3名, 機械学会論文集, 43-367(1977) 799.
- 17) 村上・ほか2名, 機械学会論文集, 44-381(1978), 1415.
- 18) Birkbeck, G., ほか2名, J. Mater. Sci., 6(1971), 319.
- 19) 中沢・ほか4名, 機械学会論文集, 40-338(1969), 2712.
- 20) Cooke, R. J. ほか3名, Engng. Fract. Mech., 7(1975), 69.

- 21) 大塚・ほか2名, 材料, 27-292(1978), 49.
- 22) 小寺沢, 志茂, 材料, 25-273(1976), 535.
- 23) 村上・ほか2名, 機械学会論文集, 42-360(1976), 2269.
- 24) 橘内・田中, 機械学会講演論文集, No.760-9 (1976), 249.
- 25) Thielen, P.N. and Morris, E.F., Metallurg. Trans. A, 6 A (1975), 35.

産業安全研究所研究報告 RIIS-RR-27-5

昭和 54 年 8 月 1 日 発行

発行所 労働省産業安全研究所

〒 108 東京都港区芝 5 丁目 35 番 1 号

電話 (03) 453-8441(代)

印刷所 新日本印刷株式会社

UDC 539.43.015 : 539.388.1

高炭素鋼の疲労き裂伝ば速度に及ぼす金属組織の影響

橘内良雄

産業安全研究所報告

RIIS-RR-27-5, 1~16(1978)

金属組織を変えた高炭素鋼を用いて、疲労き裂の伝ば速度に及ぼす微視的破壊機構の影響について調べた。その結果、層状セメンタイト組織材の伝ば速度は球状組織のそよりも増加していたが、これはストライエーションの他に微視へき開が介在するためである。なお、ストライエーション形成機構によってき裂の伝ばが支配されるときには、伝ば速度は組織の影響を受けないことが分かった。球状セメンタイト組織において、き裂の伝ばが組織敏感から不敏感への遷移は、亜粒界直径に対する繰返し塑性域の比がほぼ 10 に達すると生じることが判明した。

(表 4, 図 19, 文献 25)



UDC 539.43.015 : 539.388.1

Effect of Microstructure on Fatigue Crack Growth Rate in a High Carbon Steel

Y. KITSUNAI

Research Report of the Research Institute of Industrial Safety.

RIIS-RR-27-5, 1~16(1978)

The influence of micromechanisms on fatigue crack propagation in a high carbon steel has been investigated in conjunction with changes of metalurgical structures.

It is found that higher growth rates are obtained for lamellae pearlitic as compared with spheroidized structure on account of the presence of micro-cleavage in addition to striations. The crack growth rates associated with striation formation are found to be insensitive to changes of microstructure. The transition from structure sensitive to structure insensitive fatigue crack growth in the spheroidised structure occurs when the ratio of cyclic plastic zone size to the subgrain size is approximately ten.

(4 tables, 19 Figures, 25 References)

