−60°C における共析鋼の疲労き裂の進展挙動* (き裂先端部におけるすべり線の発生から き裂の発生・進展に至る疲労過程)

高 行 男**

Behavior of Fatigue Cracks in Plain Specimens of Eutectoid Steel at −60°C (Fatigue Process from Slip Initiation to Crack Propagation at Crack Tips)

by

Haeng-Nam Ko
 (Nakanihon Automotive College, Gifu)

The behavior of fatigue cracks in plain specimens of eutectoid steel subjected to macroscopic tensile and shear stresses was examined by cyclic torsion tests at −60°C. The results obtained were compared with those at room temperature. The critical propagating stress of the fatigue crack was higher at −60°C than at room temperature for the same crack length. At the critical propagating stress, however, the size of slipped region at the crack tip and micro-Vickers hardness measured at room temperature in this region were little affected by both the crack length and the difference in fatigue test temperature. The hardness value in this region was smaller in the specimen subjected to tensile stress than to shear stress. The fatigue process from slip initiation to crack propagation at a crack tip was affected by the test temperature, the stress mode generated at the tip and the existence of the hardened layer at the tip.

(Received Dec. 7, 1981)

キー・ワード：共析鋼，疲労き裂，すべり線

1 緒 言

材料に発生した疲労き裂の進展は、先端部における繰返しすべりが重要な役割を果している^{1,2)}ので、著者らはき裂先端部のすべり線発生領域に着目し、常温におけるき裂の進展挙動をその先端部に作用する応力の状態と材料の疲労強度との相互関係に基づいて検討してきた^{3)~6)}。

ところで、き裂先端部のすべり形成の難易はき裂の進展限界応力と密接に関係し、雰囲気温度がすべり形成に影響を及ぼす要因の一つとなっている。したがって、試験温度とき裂の進展挙動の関連をき裂先端部に発生するすべり線領域に着目して検討することは合理的な方法と考えられるが、常温以外、特に低温下において詳細に検討した研究報告は数少ないようである。

以上の観点から、本報告ではまず低温におけるき裂の進展挙動に検討を加えることを目的としたが、この

際、き裂の進展に影響を及ぼす因子の一つであるひずみ時効の抑制を行うため、疲労試験温度として−60℃を選んだ。

引張形およびせん断形き裂を有する共析鋼丸棒平滑材に繰返しねじりを加え、き裂先端部におけるすべり線の発生状態を詳細に観察し、き裂長さ⁷⁾とすべり線発生限界応力および進展限界応力との関係をまず求めた。ついで、き裂進展限界応力において先端部に発生するすべり線領域内のかたさを測定し、常温における結果と比較してこのかたさに及ぼすき裂先端部の応力状態およびひずみ時効の抑制効果の影響について検討した⁴⁾。さらに、き裂先端部において繰返し応力の上昇に伴って進行するすべり線の発生からき裂の進展に至る疲労過程が試験温度およびき裂の負荷形式の相違によって異なることを指摘した。

2 実験装置および方法

2・1 試験片および試験機

供試素材は従来の報告で使用したものと同一 SK-5

* 原稿受理 昭和56年12月7日

** 正 会 員 中日本自動車短期大学 岐阜県加茂郡坂祝町深堂

の引抜き丸棒で、その化学成分を Table I に、機械的性質および熱処理条件を Table II に示す。試験片は Fig. 1 に示すような形状に加工した後、中央の平行部分は紙やすりで #320 まで仕上げ、加工硬化層を除去するため、640℃、1時間の真空焼なましを行ってから、電解研磨によって鏡面仕上げを施した。この際、微小ビッカースかたさ計 (25g) を用いてかたさを測定し、硬化層の除去に対する確認を行った。試験機は、回転曲げには小野式疲労試験機、繰返しねじりにはシェンク式疲労試験機 (ともに 3600 rpm) を使用した。

Table I. Chemical composition (%).

C	Si	Mn	P	S
0.85	0.19	0.36	0.019	0.007

Table II. Mechanical properties and heat treatment.

		Room temperature	-60℃
Upper yield point	(kg/mm ²)	32.4	39.3
Lower yield point	(kg/mm ²)	30.8	37.4
Tensile strength	(kg/mm ²)	63.5	73.9
Elongation	(%)	25.6	25
Reduction of area	(%)	40	37
Heat treatment		Annealing at 800℃ for one hour

Fig. 1. Fatigue test specimens.

2・2 冷却装置

試験片の冷却には冷媒として液体窒素のガス化したものを用い、これをエポキシ樹脂のブロックを加工して製作した冷却そう内に導くことによって、所定の低温雰囲気を作った。試験片の温度は表面に取付けたアルメル・クロメル熱電対によって検出し、温度変動を最大±2℃におさえた。

2・3 実験方法

まず、常温および-60℃において繰返しねじりによる平滑材の S-N 曲線を求め、疲労限度を定めると

もに、繰返し数 $N = (0.5 \sim 1) \times 10^7$ におけるすべり線発生限界応力を求めた。また、Fig. 1 に示した試験片に対して常温において回転曲げおよび繰返しねじりの疲労限度よりもわずかに高い応力を適当な繰返し数に加え、予き裂の作製を行った後、電解研磨によってこの試験片表面を数 μm 除去し、640℃、1時間の真空焼なましを施して、疲労による硬化層を除去した試験片 (き裂材) を製作した。このき裂材に対して常温および-60℃において繰返しねじり試験を実施し、き裂長さとの進展限界応力およびすべり線発生限界応力との関係を求めた。

3 実験結果および考察

3・1 疲労限度およびすべり線発生限界応力

常温および-60℃における疲労限度は、それぞれ $(\tau_w)_{R.T.} = 16.0 \text{ kg/mm}^2$, $(\tau_w)_{L.T.} = 20.5 \text{ kg/mm}^2$ であった。また、平滑材のすべり線発生限界応力 τ_{so} としては、400 倍の光学顕微鏡で観察してすべり線が確認できる場合を基準に取ったが、繰返し数 $N = (0.5 \sim 1) \times 10^7$ に対してそれぞれ $(\tau_{so})_{R.T.} = 10.0 \text{ kg/mm}^2$, $(\tau_{so})_{L.T.} = 16.0 \text{ kg/mm}^2$ となった。

3・2 き裂長さとの進展限界応力

供試素材では、疲労限度よりわずかに高い応力の繰返しによって発生した予き裂は、Fig. 2 に示すように、回転曲げでは試験片の軸にほぼ垂直方向、繰返しねじりでは軸にほぼ 45° 方向に存在している³⁾⁴⁾。したがって、それぞれのき裂材に繰返しねじりを加えれば、後者の場合はき裂の進展方向が主応力に直角方向を取るの、進展に寄与するき裂先端部の応力は巨視的に引張応力となる (引張形き裂)。また、前者の場合には、き裂先端部は巨視的にせん断応力を受けることになる (せん断形き裂)。

Fig. 2. Examples of precracks. (Arrow indicates the specimen axis.)

このような引張形およびせん断形き裂を有するき裂材に対して繰返しねじりを加え、 $N = 1 \times 10^7$ の時点でき裂進展の有無を調査し、常温および-60℃においてき裂長さ l と進展限界応力 σ_c の関係を求めた結果を Fig. 3 に示す。図の縦軸の進展応力 σ としては、き裂が存在しないときの公称応力を取った。き裂進展の有

Fig. 3. Relation between the propagating stress and the crack length.

無の判定は、先端部のすべり帯を 1200 倍の光学顕微鏡で観察し、その中に黒い筋が明白に確認できる場合を基準とした。図から明らかなように、同一の l に対する τ_c は引張形およびせん断形の両場合とも、 -60°C の場合のほうが常温におけるよりも高いが、き裂が長くなるにつれてこの差は次第に小さくなる傾向にある。すなわち、き裂長さの増加に伴う τ_c の低下割合は、 -60°C のほうが常温の場合より大きくなり、また、平滑材の疲労限度 τ_w の τ_c に対する比 τ_w/τ_c は -60°C のほうが常温に比べて高くなる。切欠き材では、温度の低下に伴う疲労限度の上昇割合が平滑材のそれに比べて小さく、低温では切欠き係数が大きくなることが報告されているが、この傾向はき裂材に対しても認められることが確認された。

3.3 き裂先端部のすべり領域

$N=(0.5\sim 1)\times 10^7$ に選び、き裂先端部に発生するすべり領域の有無を調査して、き裂長さ l とすべり線発生限界応力 τ_s との関係を求めれば Fig. 4 のようになる。ただし、縦軸のすべり発生応力 τ としては、き裂が存在しないときの公称応力を取った。すべり発生有無の判定は、400 倍の光学顕微鏡で観察し、先端部の約 0.01 mm 以上の領域にすべり線の発生がある場合をすべりありと判定した。図から明らかなように -60°C と常温の結果を比較すると、同一の l に対する τ_s は引張形およびせん断形き裂の両場合とも -60°C の値のほうが高くなる。また、この τ_s の差は、前述の τ_c の場合と同様に、き裂が長くなるにつれて次第に小さくなっていくので、 l の増加に伴う τ_s の低下割合は、 -60°C のほうが常温の場合より大きな

Fig. 4. Relation between the slip-initiation stress and the crack length.

る。Fig. 3, 4 を比較すると、各試験温度において l の増加に伴う τ_s の低下割合は τ_c のそれに比べ高くなる傾向が認められる。また、取扱ったき裂長さの範囲においては、同一長さのき裂に対し -60°C における τ_s の常温におけるそれに対する比 $(\tau_s)_{\text{L.T.}}/(\tau_s)_{\text{R.T.}}$ は τ_c に関し同様に求めた $(\tau_c)_{\text{L.T.}}/(\tau_c)_{\text{R.T.}}$ より若干大きくなり、 τ_s に及ぼす低温の影響が τ_c のそれに比べ大きくなることがわかった。

Fig. 5 には、試験温度 -60°C において繰返し応力の上昇に伴うき裂先端部のすべり領域の増加状況の一例を示したが、この試験温度では常温の場合と同様に、き裂が進展するには先端部のある領域にわたってすべ

Fig. 5. Region of slip-lines at the crack tip with cyclic stress.

[-60°C , $l=0.48\text{ mm}$, Tensile mode crack, $N=(0.5\sim 1)\times 10^7$]

りが発生することが必要であることがわかる。そこで、-60°Cにおける進展限界でのすべり領域の大きさを常温の場合と比較検討するため、き裂長さ l と進展限界応力 τ_c 近傍の応力によるすべり発生領域の大きさ ξ との関係を求め、その結果を Fig. 6 に示した。 ξ の値は、き裂先端からすべり発生領域の周縁までの最大長さ（一般にはき裂の進展方向）を倍率 400 倍の顕微鏡写真に基づいて測定したものである。図から明らかなように、き裂進展限界（図で○と●、△と▲の境界）における $\xi (= \xi_0)$ は、本実験におけるき裂長さの範囲では、引張形およびせん断形き裂のいずれに対しても長さ l に関係なくほぼ一定で、 $\xi_0 \approx 0.04 \text{ mm}$ となっており、またこの値は試験温度にほとんど依存しないことがわかる。

Fig. 6. Relation between the size of slipped region at the crack tip and the crack length at stresses near the critical propagating stress.

3・4 き裂先端部のかたさ変化

ひずみ時効は巨視的には繰返し応力による加工硬化現象として現れ、これはかたさ変化として認められる。そこで、引張形およびせん断形き裂を有する試験片に対してひずみ時効の抑制が考えられる-60°Cで疲労試験を行い、き裂の進展限界における先端部のかたさ変化を調査して、常温の結果と比較検討した。かたさ試験はすべて常温で行い、微小ビッカースかたさ計 (25 g) を使用したが、この際に生ずる圧こんはき裂先端

部のすべり領域内のかたさ（き裂先端部のかたさ）を測定するのに充分であった。また、すべり領域外のかたさには変化がなかった。

-60°Cにおけるき裂の進展限界近傍の応力による先端部のかたさとき裂長さとの関係を示せば、Fig. 7 のようになる。図の右端には、進展あり、なしの各場合

Fig. 7. Relation between the hardness at the crack tip and the crack length at stresses near the critical propagating stress.

Fig. 8. The hardness at the crack tip at stresses near the critical propagating stress and average hardness of the plain specimen at stresses near the fatigue limit.

に対するかたさの平均値および標準偏差を示した。Fig. 8 は、同様な方法によって得られた常温の場合の結果と本実験の結果を比較したものである。また、図には常温および -60°C において繰返しねじりに対する疲労限度近傍の応力によって平滑材に生じたすべり領域の20点の平均かたさを併記した。なお、処女材のかたさは $H_V=165$ であった。Fig. 7, 8 から明らかなように、 -60°C においても常温の場合と同様に、引張形き裂はせん断形き裂に比べて進展限界でのかたさが低く、先端部で繰返される応力の相違による差異が認められる。また、各試験温度において繰返しねじりによる平滑材の疲労限度でのかたさがせん断形き裂の進展限界におけるかたさに対応しており、せん断形き裂の進展に際しては、先端部の材料が繰返しねじりによる平滑材の疲労限度に相当する材質の変化（かたさ変化）を受ける必要があると考えられる。したがって、ひずみ時効の抑制効果はき裂先端部と平滑材に対して顕著に相違しないものと考えられ、き裂進展限界におけるき裂先端部と疲労限度における平滑材の両場合において塑性変形に伴って起るひずみ時効の効果は、ほぼ同程度であると推察される。

3・5 き裂先端部におけるすべり発生からき裂の発生・進展に至る過程

各き裂長さに対してすべり線発生限界応力 τ_s (Fig. 4) とき裂進展限界応力 τ_c (Fig. 3) から次の値 $\phi=(\tau_c-\tau_s)/\tau_c$ を求め、常温および -60°C において ϕ と l との関係を示せば、Fig. 9 のようになる。ただし実線で示したせん断形き裂材の場合には、前節で述べたように、き裂進展限界での先端部には平滑材が疲労限度 τ_w を受けたときと同程度の材質の変化が生じていると考えられるので、 $l=0$ における ϕ の値（図中の○印）は平滑材の疲労限度ならびにすべり線発生限界応力を使用して求めた。

図から明らかなように、同一き裂長さに対する ϕ の

Fig. 9. ϕ due to test temperature, stress mode generated at the crack tip and existence of the hardened layer at the tip.

値は、き裂先端部の負荷形式にかかわらず常温のほうが高くなる。この材料の下降伏点 σ_y と引張強さ σ_B (Table II) に基づいて $\phi'=(\sigma_B-\sigma_y)/\sigma_B$ を算出すれば、 -60°C における ϕ' は常温のそれよりも小さくなる。このことは、切欠き強度を静荷重によって検討した報告にも認められ、 ϕ' は上述の ϕ と同様な傾向を示している。雰囲気温度が低下すると ϕ' の値が小さくなるのは、温度の低下に伴う σ_y の上昇の割合に比べて降伏後の加工硬化による材料強度の増加割合が、低温になるにつれて少くなることを意味している。すなわち、繰返し荷重を受けるき裂材においても、雰囲気温度の低下に伴いき裂先端部にすべり線が発生し始める応力値 τ_s および進展開始に必要な応力値 τ_c はともに上昇するが、き裂先端部にすべり線が発生し繰返し応力の上昇に伴ってその領域が増加してき裂の進展が始まるまでの過程は、 -60°C のほうが常温よりも容易であることを ϕ の結果は意味しており、材料の静的強度の温度依存性がき裂材のき裂進展開始に至るまでの疲労挙動の温度依存性に反映されている。なお、図において ϕ 値がき裂が長くなるにつれて高くなっているのは、3・3節で述べたように、き裂長さの増加に伴う τ_s の低下割合が τ_c のそれより大きくなるためである。

Fig. 9 から明らかなように、同一長さのき裂に対して引張形き裂における ϕ 値は、各試験温度においてせん断形き裂のそれに比べて低くなるが、き裂の進展限界における先端部のすべり発生領域の長さには両形のき裂において顕著な差がなかった [Fig. 6 (a), (b)]. すなわち、き裂先端部におけるすべりの発生からき裂の進展に至る過程の難易は引張応力の大きさに支配され、その応力値が大きいほどすべりの発生からき裂の進展に移行する過程が容易であるため、上述の結果がもたらされたものといえる。

ところで、 ϕ は材料の静的強度と密接に関連しているので、き裂先端部に硬化層が存在するか否かによって影響を受けるものと考えられる。そこで、予き裂を作製した後、焼なましを行うかわりに 200°C で1時間の時効硬化を施した時効き裂材に対し、常温において3・2, 3・3節と同様の試験を行い τ_s-l および τ_c-l の関係を求めた。その結果をFig. 10に示す。この結果に基づいて ϕ 値と l との関係を求め、それをFig. 9に併記した。時効き裂材の τ_c , τ_s は焼なまされた場合 (Fig. 3, 4) に比べそれぞれ高くなるが、Fig. 9 より ϕ 値は低くなることがわかる。すなわち、き裂先端部に予め硬化層が存在している場合には、焼なまされた状態に比べて、すべり線の発生からき裂の進展への移行過程が先端部にすべり線が発生するまでの過程に対して相対的に容易になるといえる。

Fig. 10. The slip-initiation stress and the propagating stress for age-hardened cracked-specimen at room temperature.

4 結 言

長さ 0.05~1.5 mm の範囲のき裂を有する共析鋼平滑材に-60°Cの低温で繰返しねじりを加え、巨視的に引張りまたはせん断を受けるき裂の挙動について調査を行い、常温において得られた諸結果と比較検討した結果、次の結論が得られた。

(1) 同一長さのき裂では、-60°Cにおけるき裂進展限界応力 (σ_e)_{L.T.} ならびにき裂先端部のすべり線発生限界応力 (σ_s)_{L.T.} は常温の場合の値 (σ_e)_{R.T.}, (σ_s)_{R.T.} に比べて高くなる。また、き裂長さの増加に伴う σ_s , σ_e の低下割合は σ_s のほうが σ_e に比べて高くなり、 σ_{s0}/σ_s , σ_w/σ_e はそれぞれ-60°Cのほうが常温の場合より大きくなる。

(2) (σ_s)_{L.T.}/(σ_s)_{R.T.} は (σ_e)_{L.T.}/(σ_e)_{R.T.} より若干大きくなり、 σ_s に及ぼす低温の影響は σ_e のそれに比べて大きい。

(3) -60°Cにおいて、き裂の進展限界における先端部のすべり発生領域の長さは、常温の場合と同様に、き裂長さに関係なくほぼ一定であり、両場合において

その長さには顕著な差がなかった。

(4) 上述のすべり領域内を常温中で測定したビッカースかたさは、引張形き裂のほうがせん断形き裂よりも小さくなり、先端部が実際受ける荷形式の影響が認められる。また、後者のかたさは疲労限度における平滑材表面のすべり発生領域内のかたさとほぼ同程度である。

(5) ひずみ時効の抑制効果は、き裂の進展限界応力における先端部と疲労限度における平滑材において顕著に相違しないものと考えられる。

(6) き裂の先端部にすべりが発生し、繰返し応力の上昇に伴ってその領域が増大してき裂の発生・進展に至る過程は、試験温度、先端部が直接受ける荷形式、荷前においてき裂先端部の材料に硬化層が存在するか否かによって相違する。

最後に、本研究に対しご指導を賜った名古屋大学工学部、清家政一郎教授および北岡征一郎助教授に深く感謝いたします。

(昭和56年11月10日 第15回疲労シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 横堀武夫, 日本機械学会誌, **72**, 1216 (1969); **74**, 4 (1971).
- 2) 宮本 博, 日本機械学会誌, **72**, 176 (1969).
- 3) 北岡征一郎, 高 行男, 日本機械学会論文集, **42**, 1954 (1976).
- 4) 清家政一郎, 北岡征一郎, 高 行男, 日本機械学会論文集, **42**, 317 (1976).
- 5) 清家政一郎, 北岡征一郎, 高 行男, 日本機械学会論文集, **41**, 1 (1975).
- 6) 清家政一郎, 北岡征一郎, 高 行男, 日本機械学会論文集, **40**, 1819 (1974).
- 7) 清家政一郎, 北岡征一郎, 高 行男, 日本機械学会論文集, **40**, 609 (1974).
- 8) たとえば, 大内田 久, 安藤司文, 日本機械学会論文集, **30**, 52 (1964).
- 9) 荒木 透, “金属学会セミナーテキスト”, p. 52 (1964) 日本金属学会
- 10) 前川一郎, 日本機械学会論文集, **39**, 1 (1973).