炭素鋼平滑材の高サイクルねじり疲労における
局所的変形とき裂発生 of 電子顕微鏡による観察*西 谷 弘 信^{*1}, 福 田 孝 之^{*2}Observation of the Local Deformation and Crack Initiation
in High-Cycle Torsional Fatigue of Carbon Steel Plain Specimens
by an Electron Microscope

Hironobu NISITANI and Takayuki FUKUDA

High-cycle torsional fatigue tests were carried out on carbon steel plain specimens (S45C) and the local deformation in the crack initiation process was observed by an electron microscope. Fine grid lines were drawn on the specimen surface with a diamond needle. The lines were too fine to influence the structure of the slip bands. The local strains were measured from the distorted grids. The cracks generate in the area with large local deformation (several hundred % shearing strain), that is, in the grain boundary between pearlite and ferrite or in the ferrite crystal grain sandwiched between pearlites.

Key Words: Fatigue, High-Cycle Torsional Fatigue, Carbon Steel, Crack Initiation, Local Deformation, Slip Band, Grid Lines, Electron Microscope, Crystal Grain Boundary, Strain Concentration

1. 緒 言

著者らはこれまで多くの材料について電解研磨した試験片を用いて疲労試験を行い、表面の疲労過程をレプリカ法により連続的に観察した^{(1)~(6)}。そのような実験では、き裂発生が局所的であること(すべりが繰返される結晶と全くすべらない結晶が混在することなど)、き裂はすべり帯、結晶粒界またはその近傍から生じることなどを確認するのは容易であるが、局所的なひずみ集中や疲労被害の定量的評価は困難である。

そこで著者の一人は、最近すべり帯の構造にほとんど影響を与えない程度の細線による格子を表面粗さ計を用いて試験片表面にけがき、各種材料の低サイクルねじり疲労試験を行った^{(7)~(9)}。その方法では、線のずれまたは曲りから局所的変形の程度を知ることができる。この低サイクル疲労試験の結果から次の点が明らかになった。

(1) 繰返される塑性変形は、一結晶粒内においても極めて不均一である。

(2) 多結晶金属では各結晶ごとにすべり系が異なる

ため、必然的に各結晶ごとの変形の不整合が生じ、それが粒界近傍で補償されるため、粒界近傍に大きなひずみ集中が起きる。その結果として粒界または粒界近傍からき裂が発生することが多い。

本研究は同様な方法を用いて、S 4 5 C 焼なまし材および予ひずみ材の高サイクルねじり疲労試験における、すべりに基づく局所的変形とき裂発生の関係を明らかにしようとするものである。

疲労き裂発生の際には、焼なまし材の場合でも最終的には通常局所的軟化に基づくすべりの集中が起こる。一方予ひずみ材を用いれば、すべり集中の観察がより明りょうに認められる。したがって本実験では同

表 1 素材の化学成分(%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
0.44	0.20	0.69	0.009	0.009	0.07	0.04	0.05

表 2 機械的性質

	σ_s	σ_B	σ_T	ψ
Annealed	335	569	1061	57.2
8% Pre-strain	601*	632	989	45.2

σ_s : Lower yield stress MPa, σ_T : True fracture strength MPa
 σ_B : Ultimate tensile strength MPa, ψ : Reduction of area %

* 原稿受付 平成 2 年 10 月 29 日。

^{*1} 正員, 九州大学工学部 (〒812 福岡市東区箱崎 6-10-1)。^{*2} 正員, 佐世保工業高等専門学校 (〒857-11 佐世保市沖新町 1-1)。

一素材の焼なまし材および予ひずみ材について実験を行った。

2. 使用材料、試験片および実験方法

素材は市販の S45C 圧延丸棒 ($\phi 22$ mm) である。表 1 にその化学成分を示す。それを 845°C で 1 時間焼なましした後、焼なまし材はそのまま、予ひずみ材は 8% の予ひずみを与えた後、実験時の時効状態をそろえるために、100°C で 1 時間の時効処理をしてから、図 1 に示す形状の試験片に機械加工した。試験部中央には図に示す浅い部分切欠きを有している。なお焼なまし材については、機械加工後 650°C で 1 時間真空焼なましを行った。両者の機械的性質を表 2 に示す。また図 2 に焼なまし材の組織写真を示す。フェライト結晶粒の平均粒径は約 10 μm である。

実験前にすべての試験片は、表面を約 20 μm 電解研磨により除去し、図 3 に示す細線による正方形の格子を、表面粗さ計を用いてダイヤモンドの針で部分切欠部にけがいてから実験に供した。細線の幅は約 1 μm 、深さは約 0.5 μm である。細線は 2×1.5 mm の長方形内に 20 μm 間隔で縦横にけがいている。

用いた試験機は島津ねじり疲労試験機 TB-10 (容量 ± 50 N·m、繰返し速度約 33 Hz) である。

表面状態の変化を観察するために、所定の繰返し数

ごとに表面からレプリカを採取した。なおレプリカは 1 サイクル中の変化も見するために、図 4 に示す点 A、B、C をその順番で採取した。またレプリカは最初トリアセチルセルローズフィルムで採り、これに真空中で金を蒸着した後銅メッキを約 0.2 mm 施した二段金属レプリカとした。レプリカ観察は、光学顕微鏡ならびに走査形電子顕微鏡を用いて行った。

また疲労試験とは別に一方の静ねじり試験も焼なまし材について行った。試験片は直径 8 mm、平行部の長さ 100 mm の平滑材である。

3. 実験結果および考察

3.1 結晶粒界近傍に生じるき裂 図 5 に両材料の S-N 曲線を示す。図 6 は焼なまし材 ($\sigma_a = 170$ MPa) において、粒界近傍からき裂が発生した例で、レプリカは図 4 の C 点 (応力徐荷時、以下特記以外はこの点を示す) である。図 6 (a) は光学顕微鏡 ($\times 200$) で観察したもので、繰返し初期 ($\sim 0.01 N_f$) の段階で既に粒界近傍に、将来き裂となる一結晶粒程度の細長い

図 1 試験片形状

(a) 横断面

(b) 縦断面

図 2 焼なまし材の組織写真

図 3 表面にけがいた細線の例 図 4 レプリカ採取位置

図 5 S-N 曲線

(a) 光学顕微鏡

(b) 走査形電子顕微鏡

図 6 焼なまし材の粒界き裂の例 ($\tau_a=170$ MPa, $N_f=45.5 \times 10^4$) 図 7 焼なまし材の粒界き裂の他の例 ($\tau_a=170$ MPa, $N_f=45.5 \times 10^4$)

黒い部分が現れ、繰返し数の増加に対してその長さをあまり増さず太さだけ増して、その後長いき裂へ進展している。これは著者の一人が、これまで観察した疲労過程の結果^{(1)~(6)}と同じである。すなわち、ここで見られる疲労過程は次の二つに分けられる。

(1) 過程(I) すべりの繰返しによって、将来き裂となるべきすべり面ないし粒界(または粒界のごく近傍)が、全体として乱れを増して自由表面に近づいてゆき、一結晶粒程度のき裂が発生するまでの過程。

(2) 過程(II) 過程(I)で発生したき裂が伝ば拡大して、破断にいたるまでの過程。

図6(b)はこれを走査形電子顕微鏡で観察したものである。まず将来き裂となるべき付近(細長く白い部分)に隣接するフェライト部がすべり、繰返しとともにすべり帯の幅と乱れの程度を増してゆく。矢印で示す部分のけがき線が、一方向に大きく変形していることからわかるように、この部分のすべりによる変形

は高サイクル疲労にもかかわらず相当大きい。この変形より、この部分がすべりによる加工硬化後軟化し、活動的になっていると考えられる。一方隣りのパーライト部はほとんど変形していない。したがって両者の間に大きな変形の局所的な不整合が生じ、それを粒界近傍で補償するため粒界近傍にひずみが集中し、それが粒界き裂になるものと考えられる。

図7は類似のき裂発生のお例で、矢印で示すけがき線の一方変形がよりはっきりと確認でき、この部分の変形が相当大きいことがわかる。そしてき裂は同様に隣接するパーライトとの粒界に沿って生じている。なお予ひずみ材においても、本タイプのき裂発生が観察された。

以上の観察からわかるように本タイプのき裂は、パーライトとフェライト間の変形の不整合による、粒界近傍のひずみ集中部に発生する。

3・2 結晶粒内に生じるき裂 図8は同じ焼なま

(a) 光学顕微鏡

(b) 走査形電子顕微鏡

図8 焼なまし材の粒内き裂のお例 ($\tau_a=170$ MPa, $N_f=45.5 \times 10^4$)

し試験片において、フェライト粒内からき裂が発生した例である。図8(a)の光学顕微鏡による観察結果では、パーライトに挟まれた約10 μm 幅の層状のフェライト部全体が、大きな被害を受け黒くなっている。本例では、先述の粒界近傍き裂において粒界付近の細長く幅の狭い範囲だけが黒くなっていたのに比べ、黒い領域の幅がかなり広いことがわかる。

これを走査形電子顕微鏡で見ると[図8(b)], フェライト部だけが全体的に非常に大きな被害を受け、特に被害の大きいフェライト結晶粒内に最初にき裂が発生しているのがわかる。また中央部のけがき線が、フェライト部だけ一方向に大きく連続的に変形しているのが認められる。線の傾きから、この部分のせん断ひずみは数百%にも達していると考えられる。しかし本

例の公称応用に対応する巨視的なせん断ひずみは約 $\gamma = 0.2\%$ であり、視覚では観察できないほど小さい。

図9は、図8において $N/N_f = 0.011$ のときの1サイクルの繰返しにおける各応力時(図4のA, B, C点)を示している。すべて同方向にすべっており、特に表面でのせん断方向が逆となるA, B点を比較しても大きな違いはない。このことから、本すべりは $+\tau_0$ 負荷と $-\tau_0$ 負荷によるすべり量が異なるため、一方向に累積したものであることがわかる。

図10は、けがき線を施した同じ材料の一方向静ねじり試験を行い、 $\gamma = 20\%$ における試験片表面を観察したものである。また図11はその一部の表面状態の変化を走査形電子顕微鏡で見たものである。剛体に挟まれた弾性体の変形のように、パーライトに挟まれたフ

図9 1サイクル中の表面状態の変化($N/N_f = 0.011$)

図10 焼なまし材の一方向静ねじりによる $\gamma = 20\%$ の表面状態(光学顕微鏡)

図11 焼なまし材の一方向静ねじりによる表面状態の変化(走査電顕)

図 12 予ひずみ材の粒内き裂の例 ($\tau_a=170$ MPa, $N_f=100 \times 10^4$) 図 13 局所せん断ひずみの変化
(予ひずみ材, $\tau_a=170$ MPa)

エライト層部にはひずみが集中し、階段状にずれている。

以上の観察から本タイプのき裂発生は、無変形のパーライトとフェライト間の変形の全体的不整合によるひずみ集中のため、フェライト部が全体的に大きなひずみの繰返しを受けることによると思われる。この場合、き裂は特に粒界の近くで発生するとは限らないが、フェライト粒内の一部のすべり帯が途中から軟化し、そこにすべりが集中するようになってき裂が発生するようである。またき裂発生箇所付近には、局所的に数百分の一方に累積したせん断ひずみが認められる。それらの事情は、3・1節の場合と同様である。

なお、3・1節の場合も3・2節の場合も、最初のき裂はほとんど軸方向に発生し伝ばする。それは、図2(b)の組織写真からもわかるように、本試験片では軸方向にフェライトとパーライトが層状に並んでいるからである。

3・3 一方向累積のひずみ量 図12は、予ひずみ

材($\tau_a=170$ MPa)における3・2節と類似の粒内き裂の例である。これもパーライトに挟まれたフェライト部が全体的に活動的になり、その結果粒内き裂が発生している。またこの図では、中央のけがき線が一方向に変形していく過程が明りょうに観察できる。

図13は、このけがき線の変形から計算されるせん断ひずみの変化を示したものである。縦軸は図12(b)の点P, Qにおけるせん断ひずみで、横軸は繰返し数比である。せん断ひずみは最初繰返し数の増加とともに増え、最終的には100~600%にも達する。一方、一般に高サイクル疲労で繰返される巨視的ひずみは、公称応力がほとんど降伏点以下であることから、約0.1~0.3%程度と非常に小さい。それにもかかわらず、本例のように一方向累積による数百%ものせん断ひずみが生じるのは、繰返しによってこの部分が局所的に軟化し活動的になっているためと考えられる。これは逆に言うと、本材料においてき裂が発生するところは、通常局所的ひずみの累積が大きくなっているところであると言える。このことは、高サイクル疲労におけるき裂発生に、平均応力(ひずみは非常に小さい)が影響しない⁽³⁾⁽¹⁰⁾ことと密接に関係していると思われる。

なお本試験片には、焼なまし材と予ひずみ材を用いたが、疲労過程は、焼なまし材では最初加工硬化してから軟化が起こるのに対し、予ひずみ材ではすでに加工硬化しているため最初から軟化する。上述のようにき裂は、いずれも局所的軟化後のひずみ集中部に起こっているため、き裂発生の観察に関して両者に本質的

な違いはないと言える。

4. 結 言

微細な格子をけがいたS45C焼なまし材および予ひずみ材の高サイクルねじり疲労を、光学顕微鏡ならびに走査形電子顕微鏡を用いて表面を連続観察した結果、以下の結論が得られた。

- (1) 粒界き裂(粒界のごく近くのき裂も含む)は、パーライトとフェライト間の変形の不整合によるひずみ集中部から発生し、粒内き裂も、パーライトに挟まれた1~2結晶粒幅のフェライト層からであり、したがって両者は本質的に似ていると言える。
- (2) き裂は通常一方向の大きなひずみ(数百%のせん断ひずみ)が生じるフェライト部に発生する。これはその部分が軟化して活動的であるからである。
- (3) き裂発生部の局所的せん断ひずみの累積が数百%にも達することから、き裂発生には平均応力の影響はないと言える。

文 献

- (1) 西谷, 機論, **34**-258 (1968), 220.
- (2) 西谷・吉川, 機論, **34**-263 (1968), 1190.
- (3) 西谷・山下, 機論, **32**-242 (1966), 1456.
- (4) 高尾・西谷, 機論, **46**-402 (1980), 123.
- (5) 高尾・西谷, 材料, **25**-276 (1976), 830.
- (6) 西谷・高尾, 機論, **40**-340 (1974), 3254.
- (7) 西谷・陳, 機論, **49**-447, A (1983), 1396.
- (8) 西谷・陳, 機論, **50**-453, A (1984), 1083.
- (9) 西谷・陳, 機論, **51**-464, A (1985), 1281.
- (10) 西谷, 疲労強度学, (1985), 30, オーム社.