細束 X線による冷間圧延加工した低炭素鋼材の 疲労き裂伝ば過程の観察*

平 修 二** 田 中 啓 介***

Observation of Fatigue Crack Propagation Process in Cold-Rolled Low-Carbon Steel by X-Ray Microbeam Technique

by

Shuji TAIRA and Keisuke TANAKA

(Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

The microstructural change around a fatigue crack in 15% cold-rolled low-carbon steel specimens was investigated by using the back-reflection X-ray microbeam diffraction technique. The results obtained are summarized as follows :

(1) Dislocations introduced by predeformation rearrange themselves in the vicinity of a fatigue crack. The excess dislocation density in a subgrain, the subgrain size and the micro lattice strain in a grain are decreased by this rearrangement of dislocations while the excess dislocation density at subboundaries increases. In this way the preformed substructure develops near a fatigue crack. Micro cracks are expected to exist at subboundaries of fatigue-induced substructure and a main crack will propagate along subboundaries, joining these micro cracks.

(2) The crack propagation rate has a great deal to do with the degree of development in substructure at crack tips, that is, the amount of decrement in micro lattice strain and subgrain size become larger as the propagation rate increases. It is considered that by using this relation, the estimation of the propagation rate of a crack whose rate is unknown will be possible, if the information about substructure at the crack tip is given in the observation by the X-ray microbeam.

(Received Aug. 13, 1968)

1 結 言

別報^{*1}において、15%冷間圧延加工した切欠き材についてき裂先端近傍の結晶変形を光学顕微鏡で観察し、き裂先端のすべり帯領域の大きさとき裂伝ば速度および負荷応力値との相互関係を求めき裂伝ば機構等について考察した。しかしながら、き裂近傍の結晶変形の量的な議論あるいは伝ば機構の結晶学的内容等に関して不明確な点が残った。そこで本研究では細束 X線法を応用し冷間圧延加工した同じ試験片についてき裂近傍の結晶変形のさらに詳細な観察を行なった。

さて、焼なましした低炭素鋼材におけるき裂近傍の結晶変形の細束 X線による観察結果については、すでに平、林によって報告されているが、それによるとき裂先端の substructure の発達¹⁾の度合いはき裂伝ば速度と密接に関係している。

一方これに対して予加工した材料では、疲労前にすでに多くの転位を有し substructure も形成されている。そしてこの substructure がき裂伝ばに対してどのような影響をもつかという点はき裂伝ば機構の追求に関して興味深く、さらに焼なまし材の場合のように、き裂先端近傍の結晶変形と伝ば速度との対応が求められると先端の結晶変形から、伝ば速度を推定できる可能性が考えられ工学的にも意義深い。

2 実 験 方 法

本実験の細束 X線観察には、別報^{*1}で用いた試験片のうち試験片番号 RP2~8 を使用した。これらは 0.01% C のパーライト相を含まない低炭素鋼で、950°C 30 min 真空炉中で完全焼なましした後試験片の長手方向に 15%冷間圧延加工した。その後圧延により生じた表面うねりを研削により除去し、切欠きを付け最後に電解研磨で仕上加工層を除いた。

細束 X線観察条件は前報と同様で Cr-K α 線の (211) 面回折を用いた。入射 X線を 50 μ m のシングルピンホ

* 本報を「疲労き裂伝ばに関する研究(第2報)」(Study on Fatigue Crack Propagation, II) とする。
原稿受理 昭和43年8月13日

** 正 会 員 京都大学工学部 京都市左京区吉田本町

*** 学生会員 京都大学大学院 京都市左京区吉田本町

*1 平 修二, 田中啓介「光学顕微鏡による冷間圧延加工した低炭素鋼材の疲労き裂伝ば過程の観察」材料投稿中

ールで絞ったが、このとき照射域は $165\mu^2$ で、分解能は 0.5μ である。また、前報において予加工した材料の疲労破壊に関しては、結晶変形の疲労過程中的の変化量が重要であることを指摘した。そこで、本実験ではあらかじめき裂が伝ばしていくと考えられる位置の細束X線回折パターンを得ておき、き裂がはいったときの同一場所からの回折パターンを疲労前のものと比較した。

細束X線回折パターンの解析方法は前報と同様で、デバイ環上の一つの回折像の半径方向の広がりより微視的格子ひずみが、また接線方向の広がりより回折面の法線のばらつきが求められ、一方平均的な subgrain の大きさは回折弧中のはん点の数を測定すれば計算される。さらに、上記の面法線のばらつきは過剰転位密度に関係づけられる。

3 実験結果および考察

3・1 き裂近傍の結晶変形

応力集中率 2.8 の切欠き試験片 (RP-2) に公称応力振幅 9.9 kg/mm^2 を加えた場合のき裂伝ば曲線を Fig. 1 に示す。別報に述べたように、き裂伝ば過程は3段階に分れるが、この場合はば一定な第2期の伝ば速度は $R_c = 1.8 \times 10^{-6} \text{ mm/cycle}$ となる。さて第2期の伝ば過程の初期と考えられるき裂長さ $l_c = 0.274 \text{ mm}$ および充分第2期にはいったと考えられるき裂長さ $l_c = 0.489 \text{ mm}$ においてき裂近傍を細束X線観察を行

なったが、その場合 Fig. 2 の $l_c = 0.489 \text{ mm}$ の組織写真に示すように、切欠き底に 100μ の格子状で A~R の各位置からの細束X線回折パターンを疲労前 $N=0$ において得ておき、その後き裂が伝ばした場合き裂近傍の同じ位置からの回折パターンを得てそれらと比較した。

各位置から得られた回折パターンの中の回折弧のき

Fig. 1. Crack propagating curve.

Fig. 2. Microstructure in the vicinity of crack; 15% cold-rolled specimen, RP-2, $\sigma = 9.9 \text{ kg/mm}^2$, $N = 2.7 \times 10^5$, $l_c = 0.489 \text{ mm}$.

Fig. 3. Change in diffraction arcs of 15% cold-rolled specimen, RP-2, $\sigma = 9.9 \text{ kg/mm}^2$.

裂伝ばに伴う変化の例を Fig. 3 に示す。(a)は照射位置A内のき裂近傍からの回折と考えられる Arc A の場合で、(i) $N=0$ ではぼやけたはん点が多く存在しているが、き裂がはいった (ii) $N=1.8 \times 10^5$ ではそれらのはん点の数は多くなりしかも小さく鮮明である。また、回折弧の半径方向の幅 S_R は小さくなり background の強度も低下している。しかし接線方向の幅 S_T はほとんど変化していない。(iii) $N=2.7 \times 10^5$ では、はん点の数はさらに多くなるが、 S_R は逆に増加している。(b), (c), (d)はそれぞれH, M, P の位置からの回折弧を示す。Arc H (ii) $N=1.8 \times 10^5$ および Arc M (ii) $N=2.7 \times 10^5$ はそれぞれき裂先端を含んだ照射域からの回折弧である。Arc P (ii) はき裂先端から 57μ 離れた位置を中心にした照射域よりの回折弧で(i) $N=0$ の場合とほとんど異ならない。

次に、これらの回折弧より解析して求めた結晶変形

Fig. 4. (a) Distribution of substructure before fatigue test; 15% cold-rolled specimen, RP-2.

Fig. 4. (b) Distribution of substructure in the vicinity of crack; 15% cold-rolled specimen, RP-2, $\sigma=9.9$ kg/mm², $l_c=0.274$ mm.

Fig. 4. (c) Distribution of substructure in the vicinity of crack; 15% cold-rolled specimen, RP-2, $\sigma=9.9$ kg/mm², $l_c=0.489$ mm.

に関する量のき裂近傍の分布を Fig. 4 に示す。ここで横軸は切欠き底からの垂直距離 l で、各回折弧の値はその回折パターンの照射域の中心位置にプロットした。Fig. 4 (a)は $N=0$ における過剰転位密度 D_m および subgrain 直径 t_i の分布であり、かなりばらついているが平均的には $D_b=15$ lines/cm² および $t_i=3\mu$ となっている。

Fig. 4 (b)は、き裂長さ $l_c=0.274$ mm のときのき裂近傍の結晶変形に関する量の分布を与える。図において、●印は回折弧の半径方向の幅 S_R のその初期値 S_{R0} に対する比であり、一つの結晶内部の微視的格子ひずみに比例しているが、図よりわかるように、この値はき裂のはいった部分では減少して $0.8 \sim 0.9$ という値をとるが、先端より約 60μ 離れた位置では 1.0 となり微視的格子ひずみの減少は認められない。○印は t/t_i つまり subgrain 直径 t のその初期値 t_i に対する比を示すが、これは微視的格子ひずみとほぼ同様な傾向を与える。一方、●印は過剰転位密度 D_m よりその初期値 D_{m0} を引いた値 ΔD_m を示すが、この値は図よりわかるように、き裂がはいった部分においてもほとんど零に近く、過剰転位密度はき裂がはいることによってもあまり変化しない。

その後き裂がさらに伝ばし、 $l_c=0.489$ mm になった場合の同様な図を Fig. 4 (c)に与える。前図と比較すると、切欠き底から 0.15 mm くらいまでの領域では微視的格子ひずみ $\Delta d/d$ がき裂の伝ばにより逆に増大していることがわかる。一方これに対して、subgrain 直径 t は減少し続ける傾向にある。また、この場合も $l_c=0.274$ mm のときと同様き裂先端より約 60μ 前方の位置における $\Delta d/d$ および t はほぼ初期値に等しくなっている。しかし、過剰転位密度は前と同様き裂がはいることによってもほとんど変化しない。

以上述べたように、伝ば中のき裂近傍からの回折弧においては、疲労前の場合よりははん点の数が多くなり、しかもはん点の大きさおよび半径方向の幅が小さくなり background の強度が低下している。しかしながら回折弧の接線方向の幅、したがってそれから計算される一つの結晶粒内の平均の過剰転位密度はほとんど変化していない。このことは、き裂近傍においてもき裂がはいることによる過剰転位の増加はなく、主として予加工により材料内にあらかじめ導入されていた転位の移動によりき裂が伝ばしていくことがわかる。つまり、予加工により形成された substructure における subgrain 内の転位が subboundary に移動し、同時に予加工による subboundary の幅も小さくなる。^{*2} この

*2 このことは、疲労前の回折弧とき裂がはいった場合とを比較するとその両者のはん点がおよそ対応づけられることから予想される。

Fig. 5. Diffraction arcs at crack tip of 15% cold-rolled specimens with different propagating rates.

ようにして一つの結晶粒内の微視的格子ひずみは減少し、転位がエネルギー的により安定な状態に再配列され、いわゆる substructure の発達が起こり疲労による回復 (Fatigue-induced recovery) が生ずる。また、上の転位の移動の過程において一部新しい subgrain が形成される。このようにき裂近傍において substructure の発達が認められることは、前報²⁾において報告したき裂発生過程の結晶変形の変化と同様であり、この繰返し応力により発達した substructure の subboundary には微視的き裂の存在が予想され、き裂はこれらの微視的き裂³⁾を連ねるようにして伝ばしていくものと考えられるが、この点については今後の研究課題である。

さて、ここでき裂伝ばに伴う切欠き底近傍の結晶変形の変化についてみると、第2期の伝ば過程の初期の $l_c=0.274$ mm において減少していた微視的格子ひずみが、第2期に充分はいったと考えられる $l_c=0.489$ mm においてふたたび増加している。これはさきに平林¹⁾によって報告された焼なまし材の場合にも観察されたことで、き裂面が押しつけ合って圧縮変形が進むためと考えられ、この現象が第1期の伝ば過程¹⁾中では認められなかったという点は伝ば過程の第1期と第2期の機構的な相違を示すものと考えられ興味深い。

次に、き裂先端近傍の substructure の発達した領域つまりき裂による影響が認められる領域 (今後この領域をき裂の塑性域と呼ぶ) の大きさに注目すると、この場合約60μ程度でありき裂長さの増大によらず一定である。また、別報⁴⁾においては塑性域として光学顕微鏡により観察したすべり帯の生じている領域を考えたが、そのすべり帯領域の大きさはこの場合52μとなり、上の細束X線で観察した領域の大きさとよい一致をみせている。このことはまた前報²⁾に述べたき裂発生過程の観察において、疲労初期の substructure の発達が認められる時期と、光学顕微鏡ですべり帯が認められる時期とが一致しており、すべり帯の発生と substructure の発達とが密接に関係していることから

予想されることである。

3・2 き裂先端の結晶変形と伝ば速度との関係

前項に述べたように、伝ば中のき裂先端では微視的格子ひずみおよび subgrain の大きさが減少し、回折弧中のはん点が小さくなり background の回折強度も低下するという substructure の発達が観察されたが、その発達の程度はそのときの伝ば速度により異なると考えられる。そこで本項では、伝ば速度が種々異なる試験片についてそのき裂先端の結晶変形を観察した結果を述べる。この実験においても、あらかじめき裂が伝ばすると考えられる位置の回折パターンを得ておき、第2期の伝ば過程¹⁾中のき裂先端がその位置にあるとき得た回折パターンと比較した。

Fig. 5 はき裂先端近傍より得られた回折弧の変化を三つの伝ば速度に対して示す。図よりわかるように、伝ば速度が速くなるほど小さなはん点の数の増加量は大きくなり、また、半径方向の幅の減少量も大となり background の回折強度の低下も著しい。伝ば速度のおそい $R_c=1.0 \times 10^{-7}$ mm/cycle の場合回折弧はき裂がはいることによってあまり変化していない。

これらの回折弧より解析して求めた結晶変形に関する量のき裂伝ば速度に対する変化を、Fig. 6 に示す。図より、微視的格子ひずみおよび subgrain 直径は伝

Fig. 6. Relation between propagating rate and substructure ahead of a crack tip.

ば速度の増大とともに減少の程度が大きくなるが、過剰転位密度はここで観察された $6.5 \times 10^{-6} \text{mm/cycle}$ 以下の伝ば速度ではき裂先端においてもほとんど変化していない。以上のことより伝ば速度が異なった場合においても、き裂先端では予加工により導入された subgrain 内の転位が subboundary に移動し、subboundary の幅も小さくなり、微視的格子ひずみおよび subgrain 直径が減少するという substructure の発達が起こっている。しかしその程度は伝ば速度により異なり、伝ば速度の増大とともに移動量が多くなり、substructure の発達の程度も大きく、したがって微視的き裂の密度も多くなると考えられる。このように、さきに平、林によって報告された焼なまし材の場合と同様に予加工した材料においても、伝ば速度によりき裂先端近傍の substructure の発達の程度が異なることを利用して、き裂先端の細束X線観察結果よりそのときのき裂伝ば速度を推定することが可能であると考えられるが、この点については今後変形量が異なった場合あるいは材料が異なった場合等に関して研究する必要がある。

次に伝ば速度が増したときにも、一つの結晶粒内の平均の過剰転位密度がほとんど変化しない理由について考察する。さて、別報に詳しく述べたが、引張変形した材料を細束X線観察した結果によると過剰転位密度の平方根と真応力との間には直線関係が成立し、この関係を利用すると過剰転位密度を測定することよりその材料の降伏応力を推定することが可能である。いま、この関係を利用してき裂伝ば速度がいちばん速い $R_c = 6.5 \times 10^{-6} \text{mm/cycle}$ 場合のき裂先端の過剰転位密度 $D_m = 1.21 \times 10^9 \text{lines/cm}^2$ より応力を求めると 30.5 kg/mm^2 となる。つまり過剰転位密度がき裂先端においても変化しなかった理由は、き裂による応力集中によってもその先端の応力は 30.5 kg/mm^2 をこえなかったためと考えられる。ここでこの値を公称応力で割るときき裂による応力集中度が求められ、いまの場合 2.5 以下となる。この値は、炭素鋼の切欠き材において停留き裂が存在しうる限界の応力集中度とほぼ一致しており興味深い。⁵⁾

4 結 言

15%冷間圧延加工した低炭素鋼切欠き材のき裂近傍

の結晶変形を細束X線法を用いて観察した結果得られた結論をまとめると次のようになる。

(1) 予加工した材料のき裂近傍においては、主として疲労前に材料内にあらかじめ形成されていた転位の移動により発達した substructure が認められる。つまり、予加工により形成された substructure の subgrain 内の転位が subboundary に移動し、同時にその subboundary の幅も小さくなる。このようにして一つの結晶粒内の微視的格子ひずみは減少し、転位がエネルギー的により安定な状態に再配列される。そして、この繰返し応力により発達した substructure における subboundary には微視的き裂の存在が予想され、き裂はこれらを連ねるようにして伝ばしていくものと考えられる。

(2) き裂先端近傍に認められる substructure の発達の程度は伝ば速度より異なっており、伝ば速度の増大とともに一つの結晶粒内の micro lattice strain および subgrain 直径の減少の程度が大きくなる。このように伝ば速度によりき裂先端近傍の substructure の発達の程度が異なることを利用して、き裂先端の細束X線観察結果よりそのときの伝ば速度を推定することが可能であると考えられる。一方これに対して過剰転位密度はほとんど変化しない。ここで引張変形で過剰転位密度の平方根と真応力との間には直線関係が存在することを考慮すると、過剰転位密度がき裂先端においても変化しなかった理由は、き裂による応力集中によってもそのき裂先端の応力は材料の降伏応力をこえなかったものと考えられる。そこでこの応力を公称応力で割りき裂先端の応力集中度を求めると 2.5 以下となる。

(昭和43年5月22日 日本材料学会第17期総会講演会、昭和43年7月19日 第7回X線材料強度に関するシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 平 修二, 林 建吉, 日本機械学会論文集, **33**, 1(1967).
- 2) 平 修二, 林 建吉, 田中啓介, 材料, **15**, 879(1966); **16**, 32 (1967).
- 3) Holden, J, Phil. Mag, **6**, 547 (1961)
- 4) 小長哲郎, 本田和男, 材料, **16**, 988 (1967).
- 5) 石橋 正, “金属の疲労と破壊の防止” 第IV章 (1967) 養賢堂

*3 平 修二, 田中啓介「細束X線による低炭素鋼材の引張変形の観察」材料投稿中