細束 X 線回折法による疲労の研究*

林 建 吉** 幡 中 憲 治***

Studies on Fatigue by Means of X-Ray Micro Beam Diffraction Technique

by

Kenkichi HAYASHI

(Nagoya Institute of Technology, Nagoya)

and Kenji HATANAKA

(Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

1 結 言

細束 X 線回折法は通常の粉末法またはラウエ法と比較して充分細い X 線束を試料に照射する点に実験的な違いがあるのみである。しかし、これを多結晶試料に照射すれば微小領域における結晶の微細化、結晶方位のひろがりなどの結晶塑性に関する多くの定量的な情報を得ることができる。またこの方法に結晶振動法を適用すると単結晶あるいは coarse grain 内におけるごく局所的な領域の残留応力の測定が可能である。

細束 X 線技術は P. B. Hirsch¹⁾ によって開発され、その後 Gay, Kelly²⁾ らによって種々の金属材料の塑性変形の研究に応用された。またその他には、これにより銅の塑性変形材の材料表面部と内部とで misorientation³⁾ に違いがあることを明らかにした上田の研究や、鉄鋼材料の塑性変形とぜい性破壊の問題にこれを適用した Chang⁴⁾、蒲地の研究がある。疲労の問題に関する初期のものとしてはこの方法をアルミニウムと α -鉄の主として疲労破面の結晶変形の検討に応用して、⁵⁾ 裂伝ばと微細化結晶構造との関係を研究した Holden の報告のほかアルミニウムの定ひずみ塑性疲労試験にこれを用いて疲労によって微細化結晶組織が形成されることを明らかにした Grosskreutz⁶⁾ らの研究がある。

この方法が金属材料の疲労の研究に用いられる理由は次のようなものである。すなわち疲労によるすべりなどの変形が比較的微小であり、またこのような現象の現われるのが局所的であるという疲労現象の特徴に上述の細束 X 線法の特長がよく合っていること、および、これが非破壊的手段であり、かつ多くの実用材料にも用いることができるということである。さらには電子顕微鏡による疲労の研究が微視的立場に立つもの

であり、また光学顕微鏡による疲労変形組織あるいは材料の力学的疲労挙動に関する研究を巨視的立場に立つものであるとするなら細束 X 線法による研究はちょうどその中間に位置しており、両者の間の gap を埋めるのに非常に好都合な実験手段であるということもその重大な理由の一つであろう。

ここではこれまでに細束 X 線法により研究された疲労破壊に関する実験結果について概説することによって疲労現象の検出法としての細束 X 線法の有用性とその限界、およびその適用による疲労破壊機構に関する研究の現状を述べてみたい。

疲労き裂の発生過程と伝ば過程とをいかに区別するかは難しい問題である。すなわち疲労き裂の伝ばはき裂の先端にき裂が発生することによって起こるのであるから疲労き裂の伝ばには表面にき裂が発生する機構が直ちに適用されるように思われる。しかしき裂はその幅が著しく狭いためその先端に起こる応力、ひずみの集中が非常に大きいので、たとえ高サイクル疲労でのき裂でも、き裂の先端には低サイクル疲労の性質が強く現われ、疲労き裂の伝ばは表面におけるき裂の発生とは別途に取り扱われているのが普通である。⁸⁾ そこでここでも疲労変形を疲労き裂発生とその伝ばに分けて論ずることにする。

なお、細束 X 線法による結晶変形の解析法についてはすでに詳細な解説がなされているのでそれを参照されたい。⁹⁾

2 疲労き裂の発生

2・1 疲労変形過程中的結晶組織変化

疲労変形により形成される下部組織(substructure)は疲労き裂の発生と密接に関係している。そしてその発達の過程は材料の種類のみならず材料の初期状態(たとえば焼なまし材か加工材)によっても大きな影響を受ける。

* 原稿受理 昭和46年9月27日

** 正 会 員 名古屋工業大学 名古屋市昭和区御器所町

*** 正 会 員 京都大学工学部 京都市左京区吉田本町

Fig. 1. Changes in characteristics of substructure formed during fatigue deformation in annealed low carbon steel ¹⁰⁾.

Fig. 1は低炭素鋼 (0.06% C) 焼なまし材の疲労過程における total misorientation β , micro lattice strain $\Delta d/d$ および回折弧中のはん点の数 m の変化の典型的な一例を示す。すなわち $\Delta d/d$ および β は応力繰返し初期に急激に増大しその後もゆっくり増大を続けるが m の増加はこれらに遅れて生じ、その後の増加はほぼ繰返し数に比例する。このことは結晶の微細化は加工硬化の進行に遅れて比較的ゆっくりと進行するが、繰返し数が充分多くなると結晶の微細化が疲労過程における結晶変化の主役となることを示している。なお、疲労限度以下の応力下においては結晶の微細化は認められない。

一方、予加工材におけるこれらの変化は Fig. 2¹¹⁾ にみられるようにその様相は全く異なっている。なお、これらの変化の過程は予加工の程度によりその形態を異にするようであるが、ここでは典型的な一例として低炭素鋼 (0.01% C) の15% cold rolled 材の場合を示す。すなわち micro lattice strain に関係する量 S_R/S_{R0} (各応力繰返し数時における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) は初期に減少し、その後はあまり変化しない。一方 total misorientation β は初期に少し増加するが、その後はほぼ一定に保たれる。また回折弧中のはん点の数 m は始めは増加するがその後はあまり変化しない。したがって subgrain

Fig. 2. Changes in characteristics of substructure formed during fatigue deformation in 15% cold-rolled low carbon steel ¹¹⁾.

size t はこれとは逆の過程をたどり macro crack 発生時で初めの値の約40%程度に減少する。

焼なまし材、予加工材のいずれにおいても疲労過程の進行とともに完全な微細化組織が形成され、疲労き裂はこの発達した微細化組織内で発生するという点において差異は認められないが、そこにいたるまでの過程が異なっている。そしてその差異が両者の疲労寿命の差となって表われる。つまり焼なまし材においては初め転位密度が少なく、また下部組織も存在しないという状態から疲労過程の進行とともに転位を増殖し、それが移動して下部組織を形成し発達させるという過程をたどるが、一方、加工材においてはすでに下部組織が形成されている。そして最初はその subgrain size は小さくかつ subgrain 内部および boundary における転位密度は大きい。これが繰返し応力を受けると、その初期に急激に micro lattice strain が減少し、同時に subgrain 内部の転位密度が減少する。一方、subgrain size の減少がわずかであることおよび total misorientation, したがって grain 内の過剰転位の総数はあまり変化していないことより、圧延加工により形成された多数の転位が応力繰返しの初期において既存の subgrain boundary に移動したり、あるいは新しく subgrain boundary を形成したりして急速に grain および subgrain 内部のひずみを解放していくことがわかる。そして繰返し数が増すにつれてその速度を弱めながらも、subgrain boundary の幅も狭くなってゆき微細化構造の発達を続ける。つまり疲労過程において一種の回復が起こっていることになる。¹²⁾

2.2 き裂発生時における微細化結晶構造

さて、上の結果および persistent slip band の発生と時を同じくして発達した subgrain が検出されるという事実¹¹⁾から考えて疲労き裂の発生は材料の初期状態に無関係に生ずる下部組織の発達によって規定されるものと考えられる。種々の初期状態を有する材料の疲労き裂発生時における微細化結晶構造の発達程度を表わす諸量を Table I¹³⁾ に示す。その諸量とは subgrain boundary における過剰転位密度 D_b , subgrain 内部の過剰転位密度 D_s , 疲労前より疲労き裂の発生までの疲労過程における subgrain boundary の過剰転位密度の増加量 $\Delta(D_b - D_s)$ およびき裂発生時における subgrain size のその初期値に対する比 t/t_i である。なおここで $n/N=0$ は疲労前、 $n/N=1$ はき裂発生時を示す。この表より焼なまし材、圧延度の異なる各種圧延材、それに焼入時効材¹³⁾のいずれの材料についても疲労き裂発生時における subgrain 内の過剰転位密度 D_s , および subgrain boundary における過剰転位密度の増加量 $\Delta(D_b - D_s)$ は order 的に等しい値を有するこ

Table I. Comparison in fatigue induced substructure of low carbon steel specimens with different initial treatment¹³⁾.

(a) Cold-rolled specimens

η (%)	$n/N=0$		$n/N=1$		$\Delta(D_b-D_g)$ (μ)	t/t_i
	D_b (lines/cm ²)	D_g (μ)	D_b (μ)	D_g (μ)		
0	$<10^8$	$<10^8$	6.1×10^8	2.5×10^8	3.6×10^8	0.38
5	7.8×10^8	3.9×10^8	1.3×10^9	3.2×10^8	5.9×10^8	0.59
15	2.6×10^8	6.7×10^8	3.0×10^9	4.1×10^8	6.6×10^8	0.70
50	$>10^9$	8.8×10^8	$>10^9$	2.7×10^8	$\sim 6.1 \times 10^8$	>0.75

(b) Quench-aged specimens

	$>4.9 \times 10^8$	4.8×10^8	$>7.3 \times 10^8$	4.5×10^8	$>2.7 \times 10^8$	>0.49
--	--------------------	-------------------	--------------------	-------------------	--------------------	---------

とがわかる。また辛島らは¹⁴⁾ Al について疲労過程中的 subgrain の発達過程を詳細に観察し、疲労き裂の発生時における微細化結晶構造の特性、すなわち subgrain size, total misorientation, disorientation それに subgrain boundary における隣接する subgrain の方位差は疲労応力の大小にかかわらず一定であるとしている。

この subgrain の発達の程度は材料の結晶構造および温度に大きく影響される。そして一般に交差すべりの困難な条件下においてはその発達は著しく制限される。たとえば積層欠陥エネルギーが非常に低い 18-8 ステンレス鋼では疲労過程中的いわゆる疲労硬化の飽和期における total misorientation は体心立方晶金属である低炭素鋼のそれより一桁小さい値を示すし、またその時形成される cell structure の形態もかなり不明確である。¹⁵⁾ 一方高温は交差すべりを容易にする結果、高温試験においてはより発達した subgrain が形成される。¹⁶⁾

このような疲労過程における下部組織の発達は、転位密度の低い、したがって potential energy の低い subgrain 内部と、これとは逆に potential energy の高い subgrain boundary 部とに結晶組織が分かれることおよび転位の subgrain boundary への移動と集積を意味している。したがって下部組織の発達はその組織が形成されている部分の変形抵抗やぜい性破壊抵抗に影響を与えるはずである。このような観点から疲労破壊機構あるいは疲労損傷の本質的な議論が可能であり、その試みがなされている。

上述のごとく疲労き裂の発生を支配する因子として subgrain の形態が重要な役割を果していることがかなり明確になってきた。しかしその subgrain を構成している転位の形態、および subgrain の形成機構およびその物理的意味などについてはいまだに不明な点が多くこれらの究明が疲労き裂発生機構の解明に対する今後の重大な課題と考えられる。

3 疲労き裂の伝ば

3・1 疲労き裂近傍の結晶変形組織と疲労き裂伝ば速度

疲労き裂近傍およびその先端近傍の塑性域に関する詳細な観察は疲労き裂伝ば機構の究明に対して欠くことのできない研究の側面である。Fig. 3¹⁸⁾ は低炭素鋼 (0.06% C) の焼なまし材の疲労き裂近傍に形成された下部組織に関する緒量を与える。き裂のまわりおよび先端部には、疲労き裂発生過程において認められたと同様な発達した (t が小さく、 $(D_b)_{\max}$ が大きい) 微細化結晶構造が形成されており、その微細化結

晶構造が観察される領域はごくき裂先端近くに限られている。このようなき裂先端に形成された微細化結晶構造とき裂伝ば速度との関係を示したのが Fig. 4¹⁸⁾ である。一般に疲労き裂伝ば曲線はき裂伝ば速度が最初きわめて大きくその後漸減する第 1 期と、ほぼ一定の速度を有する第 2 期および伝ば速度が急増する第 3 期とに分けられるが Fig. 4 における伝ば速度とはこの 2 期におけるそれである。この図はき裂伝ば速度 dl/dN と微細化結晶構造の発達 (t , $(D_b)_{\max}$, $(D_b)_{\min}$ の大きさ) との間には密接な関係があることを示している。すなわちき裂先端の過剰転位密度は伝ば速度に対して、

Fig. 3 Characteristics of substructure formed at the vicinity of the fatigue crack in annealed low carbon steel¹⁸⁾. Fig. 4 Relation between crack propagating rate and characteristics of substructure formed at the fatigue crack tip in annealed low carbon steel¹⁸⁾.

両者を対数で表わすとほぼ直線的に増加する傾向を有する．そして subgrain の直径は逆に伝ば速度が大きくなると減少し，その減少のしかたもこれを対数表示でプロットしなせば直線近似できることより，これら $(D_b)_{\max}$, $(D_b)_{\min}$, t ととき裂伝ば速度との間には次式の関係が成立することがわかる．

$$\left. \begin{aligned} dl/dN &= C_1 (D_b)_{\max}^{1.3} & C_1 &= 1.7 \times 10^{-21} \\ dl/dN &= C_2 (D_b)_{\min}^{1.7} & C_2 &= 7.9 \times 10^{-19} \\ dl/dN &= C_3 t^{-4.0} & C_3 &= 2.3 \times 10^{-8} \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

このように発達した微細化結晶構造の形成はき裂伝ば速度を増加させる．すなわち，き裂伝ば速度を支配する要素として，き裂先端における転位密度と subgrain size が重要な役割を果たしている．しかしここで注意すべきことは $dl/dN \leq 10^{-8} \text{ mm/cycle}$ の停留き裂ではその先端に微細化結晶構造がほとんど形成されないということである ($dl/dN \approx 10^{-9} \text{ mm/cycle}$ のとき $(D_b)_{\max}$ は $1.4 \times 10^7 \text{ lines/cm}^2$ 以下， t は 21μ 以上であって焼きなまし状態の値 $(D_b)_{\max} < 10^7 \text{ lines/cm}^2$ ， $t \approx 30 \mu$ とあまり差がない)．小長らは銅について進展性のき裂と停留き裂の先端の塑性域を細束X線によって検討している．そして進展性き裂先端における micro lattice strain と total misorientation はき裂の先端からその進行方向へ約 200μ の領域で急減する．そしてその領域におけるそれぞれの値が停留き裂先端のそれらにほぼ等しいことを指摘している．このような疲労き裂伝ば速度とき裂先端部分の下部組織の発達との間に密接な関係があることは低炭素鋼圧延材においても認められている．

一方，低炭素鋼の予引張変形材および回復材においては $(D_b)_{\max}$, $(D_b)_{\min}$, t ととき裂伝ば速度との間には上記のごとき明確な関係が認められない実験結果がある．そこで subgrain boundary が疲労き裂の進展に対して優先的経路となるという報告を考慮すると，subgrain boundary における転位の増加量を表わす過剰転位密度の差 $\Delta(D_b - D_s)$ ととき裂伝ば速度との関係を示す Fig. 5 は興味深い．ここには焼きなまし材，予変形材 (12% の引張変形)，それに回復材の 3 種の材料につ

Fig. 5 Relation between the amount of increased excess dislocation density in subgrain boundary and crack propagating rate in low carbon steel²¹⁾.

いての結果を示す．試料の前処理によって程度の差はあるが伝ば速度の大きいき裂先端において $\Delta(D_b - D_s)$ の値は大きい．これより subgrain boundary における転位の増加量 $\Delta(D_b - D_s)$ もき裂伝ば速度を支配する大きな要因と考えられる．

上記 $(D_b)_{\max}$, $(D_b)_{\min}$, t , $\Delta(D_b - D_s)$ などの内，疲労き裂の伝ばを何が最も本質的に支配しているのかについては今後のより詳細な研究に待たねばならない．

疲労き裂近傍の塑性域内の結晶変形状態は材料の種類によってかなり異なっている．すなわち，透過電子顕微鏡的にみた cell structure の発達や疲労き裂伝ば速度がらせん転位の交差すべりの難易により支配されるという実験事実から考えるとこの塑性域における微細化結晶構造の発達の程度がたとえば面心立方晶金属においてはその材料の積層欠陥エネルギーの大小により大きく影響を受けることは容易に想像される．すなわち疲労変形により形成された微細化結晶構造の明りょうさはアルミニウム，銅， α -黄銅について，積層欠陥エネルギーの大きい順序になる．またアルミニウムにおいて微細化結晶構造が著しく発達した試料中を疲労き裂がより急速に伝ばする事実は低炭素鋼の場合と一致する．低積層欠陥エネルギーを有する 18-8 ステンレス鋼の疲労き裂近傍の下部組織が不明確であるのも上記交差すべりの難易と微細化結晶構造との関係を支持している．なおこの材料の疲労き裂近傍およびその先端近傍で相変態 ($\gamma \rightarrow \alpha$ 変態) が検出された事実は注目に値する．また事情は異なるがタフトライド処理鋼においても疲労変形により形成された微細化結晶構造が不完全であることが確認されている²⁸⁾．その理由は明らかではないが固溶素原子の転位の運動 (らせん転位の交差すべりを含む) の阻止作用がその原因となり得ることは充分予想される．

3.2 疲労き裂先端の塑性変形領域と疲労き裂伝ば速度

疲労き裂伝ば速度を評価する変数として従来より応力拡大係数が広く用いられている．元来応力拡大係数はき裂のまわりの弾性応力分布をもとにして定義されたものであり，したがって降伏応力に比べて繰返し応力が小さく，しかも板幅に比べてき裂が短い場合は疲労き裂伝ばの解析に対するこの応力拡大係数の適用は広く一般に認められているが，繰返し応力が降伏応力に比較して大きく，したがって疲労き裂の先端における塑性域が大きい場合にはその適用が必ずしも適当でないことが指摘されている．そしてこのような場合には疲労き裂先端の塑性域の大きさを用いると疲労き裂伝ば速度は応力 σ やき裂長さ l に依存しない式で整理されることが報告されている^{30)~32)}．Fig. 6 は低炭素鋼 (0.16% C) 試験片の表面に垂直な軸のまわりの繰

Fig. 6. Relation between crack propagating rate and plastic zone size ahead of crack tip in low carbon steel³²⁾.

返し曲げ応力により発生したき裂の先端において、その進行方向に形成された塑性領域の大きさ（すべり線の観察による光学顕微鏡的測定による）とき裂伝ば速度 dl/dN との関係を示す。この図よりき裂伝ば速度はき裂長さ、応力値とは無関係に次式で表われることがわかる。

$$dl/dN = 1.9 \times 10^{-8} \epsilon^{1.5} \quad (2)$$

なお、表面のすべり線観察から測定される塑性変形域の大きさと細束X線法によるそれとはかなり良く一致することが報告されており、今後(1)式と(2)式の関連性を詳細に検討することは興味深いことと考えられる。

3・3 疲労き裂先端における負荷応力と内部応力

単軸引張変形過程における転位密度と変形応力との関係を利用して疲労き裂先端における微視的残留応力の値を推定しようとする試みがなされている。従来の研究より単軸引張変形における変形応力と転位密度との間には

$$\sigma_f = \sigma_0 + CD^{1/2} \quad (3)$$

の関係があることが認められている³³⁾。ここで σ_f は変形応力、 D は転位密度、 σ_0 は摩擦応力、 C は定数である。またX線的に測定される一つの結晶粒内の平均の過剰転位密度 D_m も変形応力と次式により関係付けられることが指摘されている^{34,35)}。

$$\sigma_f = 11.0 + 5.8 \times 10^{-4} D_m^{1/2} \quad (0.01\% \text{Cの低炭素鋼}) \quad (4)$$

Fig. 7³⁶⁾ は銅における転位密度と変形応力との関係を示す。転位密度の測定は細束X線法により行なわれたもので(3)式が良好な精度で成立することがわかる。疲労き裂先端の結晶群に存在する残留応力とき裂を伝ばさせるのに必要な最小応力 $\sigma_{min,c}$ の関係を、負荷応力 σ_n とき裂長さ l の依存性の観点から検討した結果がFig. 8³⁶⁾ である。ここで $\sigma_{f,c}$ はき裂先端における微視的残留応力で、き裂先端に細束X線を照射し、得られた回折像のうち最も著しく変形した回折はん点より全転位密度を求め、Fig. 7を介して得た変形応力に相当

Fig. 7. Relation between flow stress and dislocation density in pure copper³⁶⁾.

Fig. 8. Changes in $\sigma_{min,c}$ and $\sigma_{f,c}$ with fatigue crack length in pure copper³⁶⁾.

する。これによると $\sigma_{min,c}$ はき裂が長くなるにしたがい減少するのに対し $\sigma_{f,c}$ はき裂長さの増大とともに増加する傾向が認められる。また同じき裂長さに対しては $\sigma_{min,c}$ 、 $\sigma_{f,c}$ の両方とも σ_n が大きい程大である。一方この $\sigma_{min,c}$ と $\sigma_{f,c}$ とから次式により疲労き裂先端における応力集中率 $\alpha_{f,c}$ を求めることができる。

$$\sigma_{f,c} = \alpha_{f,c} \cdot \sigma_{min,c} \quad (5)$$

この関係式より $\alpha_{f,c}$ を求めた結果がFig. 9³⁶⁾ である。これよりき裂先端における応力集中率は σ_n には顕著に依存しないがき裂長さが長くなるにつれて増大することがわかる。そしてその値は 4.0~5.5 である。平らな同様な観点から低炭素鋼の疲労き裂先端の応力集中率、2.0~3.5を求めている³⁵⁾。ここで注意すべきことはこの $\sigma_{f,c}$ はき裂先端の材質の強度を転位密度のみで規

Fig. 9. Relation between fatigue crack length and ratio of $\sigma_{f,c}$ to $\sigma_{min,c}$ in pure copper³⁶⁾.

定して算出したものであるという点である。真の材質強度は転位密度のみでなく微細化結晶構造に関連した転位の配列状態と密接な関係を有することに注目しなければならない。これはたとえば McEvily³⁷⁾ がき裂の伝ば速度は材料の降伏応力よりもむしろ積層欠陥エネルギーに依存することを指摘していることを考えれば明らかなことである。

上にき裂先端の結晶群に分布する微視的残留応力を転位密度を介して求めた結果について述べた。しかしこの残留応力の符号および方向性が不明である。疲労き裂伝ば過程の Stage I が主としてすべり面に沿うせん断応力によって、また Stage II は疲労き裂進展方向に対して垂直な引張応力により主として規定されるという Forsyth³⁸⁾ の考え方にみるまでもなく、残留応力の方向性および符号が不明であることは疲労き裂の伝ば機構を力学的立場から追求するうえにおいては非常に不都合である。最近小長らは X 線結晶振動法を細束 X 線法に適用してき裂の先端における任意の方向の巨視的残留応力を測定した。その詳細については文献に譲るとして、疲労き裂長さ $l=4$ mm のアルミニウムのき裂先端における応力、ひずみおよび主応力の上記方法による解析結果を Table II⁴⁰⁾ に示す。ここで注目すべきことは疲労き裂の進展方向に対して垂直方向の主応力 σ_1 が -6.6 kg/mm^2 という、かなり大きい負の値を示していることである。このように疲労き裂先端において圧縮の残留応力が生じているという事実は両振応力疲労試験においてもその疲労き裂先端では片振りの応力状態となるという石橋の説を実験的に検証したことになる。また転位による micro lattice strain を刃状転位、らせん転位それに混合転位に分けて、それぞれの転位により生ずる micro lattice strain を数

Table II. Strains, stresses and principal stresses obtained at fatigue crack tip in pure copper⁴⁰⁾.

Residual strain	Residual stress (kg/mm ²)	Principal stress (kg/mm ²)
ϵ_x -3.19×10^{-4}	σ_x -4.44	σ_1 -6.6 σ_2 -3.0 σ_3 -1.4
ϵ_y 0.89	σ_y -2.49	
ϵ_z -2.35	σ_z -4.04	
γ_{yz} 3.95	τ_{yz} 1.15	
γ_{zx} 7.04	τ_{zx} 2.05	
γ_{xy} -0.63	τ_{xy} -0.18	

種の X 線回折面別に解析し、その分布を実際の疲労き裂先端から得られた micro lattice strain の分布と比較した結果、疲労き裂先端においてはらせん転位の密度が高いことが指摘されている。しかしその意味するところについては不明な点が多く今後のより詳細な研究が望まれる。

4 む す び

以上、細束 X 線回折法による金属の疲労に関する研究の現状を大まかに述べた。ここでは若干の問題点を指摘して結言にかえたい。細束 X 線法による疲労研究には 2 つの立場があると考えられる。1 つはこれを実用構造物の疲労度の検出に応用しようとするいわば実用的立場であり、もう 1 つは疲労変形を微視組織的立場から明らかにすることを目的とする、いわばこれを疲労破壊機構の研究のための手段とする立場である。前者の立場から見ると、たとえば機械構造部品からの回折はん点から疲労変形独特の微細化結晶構造の形態を詳細に検討することにより、疲労き裂発生までのだいたいの応力繰返し数を、またすでにき裂の入っている部品についてはその疲労き裂伝ば速度を推定することが可能であり、細束 X 線法は工業上、非常に有用である。しかし焼入硬化材のごとく疲労変形による塑性域がきわめて局所的な領域にしか認められないような材料に対してはその適用に限界があるという問題がある。実用材の大部分がこのような硬化材である点がその実際問題への適用を困難にしているという側面がある。後者の立場に立つ多数の研究結果から subgrain boundary における過剰転位密度 D_0 やその増加量 $\Delta(D_0 - D_s)$ が疲労き裂の発生および伝ばを支配する因子となり得ることが考えられるのは上述のとおりであるが、しかしこのような転位密度のみでは理解され得ない疲労現象もある。たとえば疲労変形により形成される微細化結晶構造と類似の微細化結晶構造を有する回復材の疲労き裂伝ば速度は焼なまし材のそれより遅いという実験事実は転位密度のみでなく、たとえば subgrain boundary を構成する転位の形態、あるいは他の点欠陥などが重大な因子であることを示唆しているものといえよう。したがって他の実験手法、特に

透過電子顕微鏡法とを併用することにより疲労破壊問題に関する基礎的研究の一層の前進が可能となるものと考えられる。

参 考 文 献

- 1) Hirsch, P. B., *Acta Cryst.*, **5**, 162 (1952).
- 2) Gay, P., and A. Kelly, *Acta Cryst.*, **6**, 165 (1953).
- 3) 上田隆三, 日本物理学会誌, **11**, 407 (1956).
- 4) Chang, L., *J. Mech. Phys. Solids*, **3**, 213 (1955).
- 5) 蒲池一義, 材料, **12**, 900 (1963).
- 6) Holden, J., *Phil. Mag.*, **6**, 547 (1961).
- 7) Grosskreutz, J. C., and P. Waldow, *Acta Met.*, **11**, 717 (1963).
- 8) 石橋 正, 材料, **13**, 577 (1964).
- 9) 日本材料学会 X線材料強度部門委員会編, 微小焦点X線回折ならびに細束X線回折技術 (1970).
- 10) 平 修二, 林 建吉, 日本機械学会論文集, **32**, 389 (1966).
- 11) 平 修二, 林 建吉, 田中啓介, 材料, **15**, 879 (1966).
- 12) 平 修二, 林 建吉, 田中啓介, 材料, **16**, 32 (1967).
- 13) 平 修二, 林 建吉, 田中啓介, 材料, **16**, 997 (1967).
- 14) Karashima, S., and T. Ogura, *Czech. J. Phys.*, **B 19**, 362 (1969).
- 15) 幡中憲治, 川辺秀昭, 山田朝治, 材料, **20**, 481 (1971).
- 16) 幡中憲治, 中川紀寿, 川辺秀昭, 山田朝治, 材料, **19**, 1105 (1970).
- 17) 林 建吉, 市田邦二, 材料, **19**, 1098 (1970).
- 18) 平 修二, 林 建吉, 日本機械学会論文集, **33**, 1 (1967).
- 19) Konaga, T., and K. Honda, *Proc. 11th Japan Cong. Mat. Res.*, **13** (1968).
- 20) 平 修二, 田中啓介, 材料, **17**, 1098 (1968).
- 21) 林 建吉, 鳥居太始之, 材料, **18**, 391 (1969).
- 22) 辛島誠一, 及川 洪, 小倉次夫, 日本金属学会誌, **31**, 674 (1967).
- 23) Avery, D. H., and W. A. Backofen, *Fracture of Solids*, 339 (1962) Interscience
- 24) McEvily, A. J., and R. C. Boettner, *Acta Met.*, **11**, 725 (1963).
- 25) 辛島誠一, 及川 洪, 小倉次夫, 日本金属学会誌, **31**, 669 (1967).
- 26) 小倉次夫, 辛島誠一, 日本金属学会誌, **34**, 739 (1970).
- 27) 幡中憲治, 川辺秀昭, 田中政夫, 山田朝治, 材料, **20**, 1278 (1971).
- 28) 寺沢正男, 吉岡靖夫, 浅見克敏, 材料, **19**, 1086 (1970).
- 29) Paris, P., and F. Erdogan, *Trans. ASME, Ser. D*, **85**, 528 (1963).
- 30) 平 修二, 田中啓介, 材料, **18**, 620 (1969).
- 31) 平 修二, 田中啓介, 材料, **18**, 1126 (1969).
- 32) 平 修二, 田辺輝義, 田中啓介, 材料, **19**, 1114 (1970).
- 33) Keh, A. S., *Direct Observation of Imperfection in Crystals*, 213 (1962).
- 34) 平 修二, 田中啓介, 材料, **18**, 18 (1969).
- 35) 平 修二, 田中啓介, 材料, **18**, 721 (1969).
- 36) 小長哲郎, 本田和男, 材料, **18**, 1118 (1969).
- 37) McEvily, A. J., *J. Inst. Met.*, **93**, 481 (1965).
- 38) Forsyth, P. J. E., *Acta Met.*, **11**, 703 (1963).
- 39) 小長哲郎, 本田和男, 日本機械学会誌, **73**, 56 (1970).
- 40) Konaga, T., and K. Honda, *Proc. 12th Japan Cong. Mat. Res.*, **24** (1969).
- 41) Konaga, T., and K. Honda, *Proc. 13th Japan Cong. Mat. Res.*, **1** (1970).
- 42) Konaga, T., and N. Toi, *Proc. 13th Japan Cong. Mat. Res.*, **7** (1970).
- 43) Konaga, T., and K. Honda, *Proc. 14th Japan Cong. Mat. Res.*, **129** (1971).
- 44) 石橋 正, 日本機械学会論文集, **22**, 144 (1956).