X線による切欠き材の疲労破壊に関する研究*

(細束X線による焼入時効した低炭素鋼材の疲労の観察)

平 修 二** 林 建 吉*** 田 中 啓 介****

X-Ray Investigation on Fatigue Fracture of Notched Steel Specimen (Investigation on Fatigue Process of Quench-Aged Low-Carbon Steel Specimen by Means of X-Ray Microbeam Diffraction Technique)

by

Shuji TAIRA

(Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

Kenkichi HAYASHI

(Nagoya Institute of Technology, Nagoya)

and Keisuke TANAKA

(Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

Fatigue fracture occurs in any kinds of engineering materials, cold-rolled ones, heat-treated ones, etc. It is considered to be very significant to find out a monotonously varying parameter which represents fatigue progress of these materials, in understanding the mechanism of fatigue fracture as well as in the prediction of fracture by fatigue. For this purpose, the authors have set about a series of studies on microstructural change during the fatigue process of low-carbon steel specimens, which are treated in different manners before fatigue test, by means of back-reflection X-ray microbeam diffraction technique. In the previous papers, the fatigue process preceding macro crack initiation of annealed or cold-rolled specimens was investigated.

In this paper, the specimens were initially quench-aged and fatigue process preceding macro crack initiation of these specimens was studied. It was intended to find out the feature characterizing the fatigue process in three kinds of materials, the annealed, the cold-rolled and the quench-aged steels and their features are briefly described in articles (1)-(4). The causes for the increase in fatigue strength of quench-aged steel was discussed and the results are summarized in article (5).

(1) In the early stage of fatigue process, the micro lattice strain range within a grain changes notably. The total misorientation β increases while the subgrain size t decreases rather slowly. As fatigue proceeds, the micro lattice strain range within a subgrain decreases and t continuous to decrease more slowly, although β takes nearly constant value. The width of subboundaries are narrowed. As macro crack initiation is coming near, the changes of these quantities begin to diminish. Therefore, the rearrangement of dislocations to develop substructure is a characterizing feature of the later stage of fatigue process.

The degree of the development of substructure can be used as one of the crystallographic parameters which express the degree of progress in "fatigue damage" of cyclically stressed specimens with any initial state.

(2) Excess dislocation density in a subgrain at the number of stress cycles of macro crack initiation takes the small value of $2-5 \times 10^8$ lines/cm². The amount of increase in excess dislocation density at subboundaries during the fatigue process till crack initiation is of the same order notwithstanding the variety of initial state.

(3) During the fatigue process of specimens cyclically stressed above fatigue limit, well-developed substructure is observed in severely deformed grains at the same stage as the appearance of persistent slip bands. A crack takes place, at last, at the place of some persistent slip bands. On the other hand, the diffraction patterns reflected from grains without persistent slip bands do not

* 原稿受理 昭和42年9月16日

** 正 会 員 京都大学工学部 京都市左京区吉田本町

*** 正 会 員 名古屋工業大学 名古屋市昭和区御器所町

**** 学生会員 京都大学大学院 京都市左京区吉田本町

show a notable difference from the initial patterns. From these points of view, it can be said that well-developed substructure plays an important role in crack initiation.

(4) The degree of fatigue progress in cyclically stressed specimens is observed to differ from grain to grain, even if these grains are located in the same irradiated area of X-ray microbeam. This implies that there is no remarkable interaction between the adjacent grains, at least until the macro crack initiation of high cycle fatigue.

(5) The structural causes for the improvement in fatigue strength are listed as follows; the initial locking of dislocations, the highness of frictional stress and the rapidness of work-hardening rate. These facts reveal the difficulty of dislocation movement mainly in the early stage of fatigue process.

(Received Sep. 16, 1967)

1 結 言

従来筆者らは細束X線回折法を用いて、種々の異なった初期状態の材料についてその疲労過程における結晶変形を追求してきた。この方法によるとこれまでのX線法とは異なって分解能が上がり、しかも疲労破壊に重要な役割を果たしている試験片表面のおおのの grain の結晶変形を個別的にかつ定量的に観察できる。そのうえこの方法が非破壊的であるという点は、ある1個の grain の結晶変形の疲労過程における変化を追求することを可能にしている。

まず、焼なまし状態および冷間圧延加工した状態の低炭素鋼材について、crack 発生までの疲労過程における結晶変形の細束X線法による観察結果についてはすでに報告したが、その結果をまとめると次のようになる。

(1) 焼なまし材料、および冷間圧延加工した材料における、疲労過程中的結晶変形の共通変化として次のことが成立する。つまり、応力繰返し初期において micro lattice strain range および total misorientation が急速に変化し、それに遅れて比較的ゆっくりと substructure の形成および発達が行進する。さらに応力繰返し数を増すと、一つの grain 内の micro lattice strain range および total misorientation はあまり変化しなくなるが、そのときにも substructure の発達が続く、ついには crack 発生に至る。

(2) 疲労過程の初期から crack 発生までにおいて増加した subgrain boundary の過剰転位密度、および crack 発生時における subgrain 内部の過剰転位密度は、材料の初期状態によらずほぼ一定値をとる。

(3) この繰返し応力により形成された発達した substructure は疲労破壊と密接に関係している。

一方、実用に際しては材料の疲労強度を上昇させる目的で焼入れなどの熱処理をする場合が多いが、その疲労破壊に関する結晶学的研究はあまりなされていない。また焼入れした場合においては転位 loop, vacancy といった欠陥の密度が大きく、その上冷間圧延加工した場合と異なってその加工に方向性をもたない。このような場合、その疲労過程中的結晶変形において

前述の結果が成立するかは、その疲労強度増大の原因追求とともに興味深いことである。

本報告においては、焼入時効した材料の crack 発生までの疲労過程における結晶変形の細束X線による観察結果について述べ、さらに、初期状態の違った材料の疲労過程を比較検討し、三者に共通な疲労過程の特徴について考察した。

2 実験方法

2・1 試験片および疲労試験機

使用した材料は0.01% C の pearlite free の低炭素鋼で、その化学組成および焼なまし状態での機械的性質を Table I に示す。試験片は inch 棒を鍛造後機

Table I. Chemical composition and mechanical properties.

Chemical composition	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mg	Cu
(%)	0.01	0.18	0.27	0.005	0.05	—	—	—	—
Mechanical properties (Annealed specimen)	Yield point (kg/mm ²)		Tensile strength (kg/mm ²)		True strength (kg/mm ²)		Reduction of area (%)		
	22.7		31.1		93.0		68.1		

械加工により成形し、切欠き材については切欠きをつけ、真空炉で950°C・30min 保持後0°Cの水水中に急冷した。その後約90°Cで10hr agingを行ない、ペーパー仕上をし、さらに、電解研磨により約50μの表面除去をした。試験片の最終の寸法形状は前報と同様である。また、このときの平均 grain size は約30μである。

疲労試験には西原式板曲げ疲労試験機を使用し、試験片表面に平行な軸の回りの両振り曲げ moment を加えた。なお応力繰返し速度は2000cpmである。

2・2 細束X線観察

X線発生装置には微小集点発生装置 MDX-II (島津製作所製)を用いた。また、micro camera としては反転式のものを使用し、疲労過程中的繰返し数において常に試験片の同一個所からの回折像を得るようにし

た。X線撮影条件は前報²⁾³⁾と同様で、CrK α 線を用い、 $50\mu\phi$ のsingle pinholeでbeamを絞った。このとき照射域は $180\mu\phi$ で、分解能は 0.7μ であった。

上記のような条件で、細束X線束を試験片に照射したとき得られる回折patternの解析には、P.B. Hirsch^{5)~7)}らの理論を発展させたものを用いたがその詳細は前報に述べたとおりである。つまりDebye環上の回折像の半径方向の広がりよりmicro lattice strain rangeが、また接線方向の広がりより回折面方位のばらつきが求められる、一方平均的なsubgrain sizeは回折弧中のはん点の数を測定すれば計算により求められる。さらに、上記の方位の広がりには過剰転位密度に関係づけられる。

3 実験結果

前述のような焼入時効した切欠き試験片(切欠き底半径 $\rho=0.39\text{mm}$)の切欠き底から得られた回折patternをFig. 1に示す。この図において四つの回折弧

Fig. 1. Diffraction pattern of quench aged specimen ($n=0$).

が認められるが、それらをそれぞれA, B, C, Dと名づける。これら一つ一つの弧は一つ一つのgrainからの回折と考えられ、そしてその弧中にははん点が認められるが、このはん点はgrain中のsubgrainからの回折と考えられる。したがって、このことよりおのおのgrainは、その内部にsubgrainを含んでいること、つまりsubstructureを形成していることがわかる。さらに、そのはん点の接線方向および半径方向の広がりがかなり大きいことより、subgrain内のdisorientationおよびmicro lattice strain rangeがかなり大きいことがわかる。

次に、この試験片に疲労限以上の繰返し応力(公称応力振幅 17kg/mm^2)を加えた場合の回折弧B, C, Dの変化を、Fig. 2(a)~(c)にそれぞれ示す。ここでまず弧Bの変化に注目する。応力繰返し数 $n=0.2 \times 10^5$ において弧中のはん点は、数が多くなると同時にsharpになっていることがわかるが、このとき、顕微鏡観察より照射域中にpersistent slip bandと考えられるslip bandが認められた。つまりpersistent slip bandが現われたときと同時にsubstructureが発達してい

Fig. 2. Change in diffraction arcs B, C and D ($\rho=0.39\text{mm}$, $\sigma_n=17.6\text{kg/mm}^2$).

ることがわかる。また、繰返し数 $n=0.7 \times 10^5$ において照射域中にcrackが認められたので疲労試験を中止したが、この繰返し数において接線方向の広がりが著しく増大している。

一方、これに対して弧Dの変化は弧Bの変化ほど顕著でなく、また弧Cは疲労過程であまり変化が認められない。

これらそれぞれの回折弧B, C, Dについて、前報に述べた式を使って求めた結晶変形に関する量の各繰返し数に対する変化をFig. 3(a)~(c)に示す。まず、最も顕著に変化しているgrain B(弧Bを回折しているgrain)について、その疲労過程中的変化を述べる。○印は S_R/S_{R0} つまり各繰返し数における回折弧の半径方向の幅のその初期値に対する比であり、一つのgrain内のmicro lattice strain rangeに関係する。なお、半径方向の幅の測定にはdoubletの最大の幅をとった。これは疲労過程において初期に急増するが、その後の応力繰返しに対してはあまり変化しない。

●印は弧の接線方向の幅 S_T より求めた一つのgrain内のtotal misorientation β の変化を示すが、これは図よりわかるように応力繰返しの初期で増加しその後変化しないが、照射域中にcrackが認められる繰返し数において大きく増加している。

Fig. 3. Change in substructure of quench aged notched specimen.

◎印は $K\alpha_1$ 回折弧中のはん点の総数 m' で、この値は疲労過程の初期に大きく増加し、その後も増加する傾向をもち、終わりにふたたび大きく増加している。上に述べた m' と β より subgrain size t が求められるが、その変化を◎印で示す。これは m' とは逆の傾向を示し初期に急減しその後はやや減少し、最後でふたたび大きく減少している。

Fig. 3(a) 下図は回折弧B中のはん点について測定したものの平均値の変化を示しているが、この値はsubgrain内の結晶変形に関係する量である。つまり○印ははん点の半径方向の幅 S_R' で subgrain内の micro lattice strain range $[\delta d/d']$ に対応しており、これは、疲労過程の初期において急減し、 β および S_R/S_{R0} がほとんど変化しなくなった後も減少し続ける。また、図中●印ははん点の接線方向の幅 S_T' であって、一つのsubgrain内の disorientation に対応するものであるが、この値は $[\delta d/d']$ と同様な変化をして crack 発生に至る。

Fig. 3(b) は弧Dについての同様な図であるが、上の弧Bに比べて変化は少なく、また crack が照射域中に認められた繰返し数においても急激な変化を示さない。

また、Fig. 3(c) は弧Cに関する図であるが、この場合は疲労過程中にあまり変化が認められず、 $n=0.7 \times 10^5$ においても subgrain size および subgrain内の disorientation ならびに micro lattice strain range は疲労前とあまり変わらない値を示している。

4 実験結果の考察

4・1 焼入時効した材料の疲労過程中的結晶変形について

Fig. 3 において、弧Bが最も大きく変化していることなどよりこれに対応する grain に crack がはいったと予想されるので、まずこれについて考える。後に詳しく述べるように、焼入時効した後の材料中に、多くの格子欠陥が内在しているが、これに疲労限以上の繰返し応力を加えると、応力繰返しの初期に多くの転位が形成される。そして、これらの転位と、熱処理によりあらかじめ導入されていた転位とで、繰返し応力に対して安定な substructure を形成し発達させていく。このようにして、疲労初期において急速に一つの grain 内の micro lattice strain range および total misorientation が増加し、それにやや遅れて subgrain size が減少していくものと理解される。

しかし、その後応力繰返し数を増しても、total misorientation はほとんど変化しない。このことより新しい転位が形成されることはほとんどないことがわかる。一方、subgrain size はその速度は遅くなるが減少を続け、また subgrain内の micro lattice strain range および disorientation も減少を続ける。したがって疲労過程中的この段階では、既存の転位などの格子欠陥が再配列することにより、substructure を発達させるという過程が主であることがわかる。またこのとき back ground が薄くなっていることより、subboundary の幅が減少していることがわかる。

さらに繰返し数を増していくと、ついには照射域中に crack が認められるようになる。そしてこのとき total misorientation が急速に増加し、一方 subgrain size が減少する。つまり転位が急激に導入され subgrain size が減少することになるが、これらは crack 伝ばの影響によるものと考えられる。なお、加工した

材料の crack 伝ば過程中的の細束X線法による観察結果については次回に報告する。

4・2 初期状態の異なった材料の疲労過程の比較

4・2・1 疲労過程中的の結晶状態の変化について

焼なまし材および冷間圧延加工した材料の疲労過程中的の細束X線観察結果についてはすでに報告し、その概略は緒言で述べた。一方、さきに述べたとおり、焼入時効した材料の crack がはいったと予想される grain B の変化において、 $n=0.7 \times 10^5$ におけるものを crack 伝ばの影響によるものと考えられると、それまでの結晶変形は、疲労前において種々の格子欠陥を多く含んでいるにもかかわらず、焼なまし材および冷間圧延加工した材料の場合と同様な変化をして crack 発生に至ることがわかる。つまり、材料の初期状態によらず疲労過程中的の結晶状態は、繰返し応力により導入された転位と、疲労前に存在していた転位との相互作用により substructure を形成し、さらにそれを発達させるという変化をたどり、crack 発生に至る。このことより、疲労過程中的に繰返し応力の作用により加工組織の一種の回復が起きていることがわかるが、前報において筆者らはこれを「疲労による回復」と名づけた。この回復の性質を明らかにすることは、応力を繰返すということの意味内容の理解に関して重要である。

4・2・2 結晶変形の不均一性について 焼入時効した材料の回折 pattern 中弧 D および弧 C の疲労過程的变化についてみると、さきに述べた crack が発生したと考えられる grain B の近傍の grain からの回折像であるにもかかわらず、それほど顕著に変化していない。したがって、これらは顕微鏡で観察された persistent slip band のない grain からの回折と考えられる。

このような現象はすでに報告した焼なまし材および冷間圧延加工した材料の疲労においても観察されたが、このことは次のことを意味している。つまり、本実験のような high cycle 疲労においては、各 grain の結晶変形の程度は主としてその grain の方位関係と予加工による変形の度合いとによって決定され、隣接 grain 間の相互作用はあまり大きくないと考えられる⁹⁾。この疲労変形の特徴は、疲労過程中的の結晶変形を多くの grain の平均的な挙動、たとえば半価幅変化といったもので、観察する場合には常に留意しておかねばならない。

前報において、筆者らは焼なまし材の疲労過程中的の半価幅変化を、各 grain 中の micro lattice strain range の変化に帰着させて、単なる代数和をもって説明したが、加工材の場合においては、一つの grain 内での変形の不均一性が顕著で、測定された micro lattice strain range の代数和をもって半価幅変化と比

較することはむずかしい。さらに、この疲労過程中的の結晶変形の不均一性は、繰返し応力の大きさによりその程度が異なると考えられるが¹⁰⁾、この点については今後の研究が必要である。

4・2・3 繰返し応力による Substructure について 疲労過程中的の結晶変形の特徴として発達した substructure をあげたが、焼入時効した材料については crack 発生時の substructure の状態は観察されていない。しかし、焼なまし材および冷間圧延加工した材料の場合において、crack 発生近くでは、結晶状態はほとんど変化しないことが観察されたことより、焼入時効した材料の grain B について、その crack 発生時における結晶状態は $n=0.4 \times 10^5$ におけるものと大差ないと考えられる。

Total misorientation および disorientation より subgrain size を知れば、それぞれ grain 内の平均の過剰転位密度 D_0 および subgrain 内の過剰転位密度 D_s が求められるが、その値を計算したものを Table II に示す。すでに報告した焼なまし材および冷間圧

Table II. Comparison in fatigue induced substructure of specimens with different initial treatment.

(a) Cold-rolled specimens						
η (%)	$n/N=0$		$n/N=1$		$\Delta(D_0 - D_s)$ ()	t/t_0
	D_0	D_s	D_0	D_s		
	(lines/cm)	(μ)	(μ)	(μ)		
0	$<10^3$	$<10^3$	6.1×10^3	2.5×10^3	3.6×10^3	0.38
5	7.8×10^3	3.9×10^3	1.3×10^4	3.2×10^3	5.9×10^3	0.59
15	2.6×10^4	6.7×10^3	3.0×10^4	4.1×10^3	6.6×10^3	0.70
50	$>10^5$	8.8×10^3	$>10^5$	2.7×10^3	$\sim 6.1 \times 10^3$	>0.75
(b) Quench-aged specimens						
	$>4.9 \times 10^3$	4.8×10^3	$>7.3 \times 10^3$	4.5×10^3	$>2.7 \times 10^3$	>0.49

延加工した材料の結果も同時に示した。ここで $n/N=0$ は疲労前、 $n/N=1$ は crack 発生時を示す。また、 $\Delta(D_0 - D_s)$ は疲労前より crack 発生までの疲労過程における subboundary の過剰転位密度の増加量を示しているが、この値は焼なまし材および冷間圧延加工した材料の場合よりやや小さめに出ているが、order 的には等しい。さらに、crack 発生時における subgrain 内の過剰転位密度については、焼入時効した場合やや大きい値を示しているが、これも order 的に考えてほぼ等しい。また、 t/t_0 は crack 発生時の subgrain size その初期値に対する比であるが、いずれの場合にもそれほど大きく変化していない。

これらの疲労による結晶変形と比較するため、同じ材料の試験片を焼なましした後引張り試験し、各ひずみにおいて除荷して、それを同じ条件の細束X線で観察した。半径方向の広がりより求めた total misorientation β および平均の過剰転位密度 D_b と真ひずみ ϵ^* との関係を Fig. 4 に示す。ここで、各点は少なく

Fig. 4. Relation between total misorientation and true strain $l_0 = 50\mu$.

とも五つの回折弧についての平均値より求めた。また、Lüders ひずみの部分でも直線的になると仮定している。このとき、図より約10%以下のひずみに対しては、 ϵ^* と D_b との間には直線関係が成立し、

$$\epsilon^* = 7.8 \times 10^{-11} D_b$$

で与えられる。さらにこの場合における平均 grain size は 50μ であり、焼入時効した場合の 30μ より大きい。

Table II において、crack 発生までの疲労過程における一つの grain 内の平均の過剰転位密度 D_b の増加量をみると、焼なまし材の場合が最も大きい値を与え 6.1×10^8 となる。これを引張変形の場合と比較すると、 ϵ^* が 0.05 の場合に相当していることがわかる。このことからして、疲労破壊は引張破壊と比較して、著しく変形量の小さい破壊様式であることがわかる。

4・2・4 疲労破壊について 焼なまし材および冷間圧延加工した材料と同様に、焼入時効した材料の疲労過程においてもその疲労破壊に関して次のことが観察された。(i) Persistent slip bands の出現と時を同じくして、substructure の発達が認められた。(ii) Persistent slip bands を含まない grain からの回折においては明りょうな小さいはん点があり認められなかったことより、この grain においては substructure の発達はあまり進んでいない。(iii) 疲労限以下の応力繰返しを加えた試験片からの回折 pattern は、疲労前のものと比較してあまり変化していないことから考えて、substructure の発達は顕著でない。これらのことより、繰返し応力によりもたらされた発達した substructure は疲労破壊に密接な関係を有しているこ

とがわかる。

しかしながら、この substructure と破壊との関係についてはいまだ不明点が多く、今後研究を進めていく予定である。また、上に述べた疲労過程に特徴的な結晶変形および破壊の細束X線法による観察結果と、他の様式で変形あるいは破壊を細束X線法での観察結果との比較の問題は、疲労機構の究明あるいは工業的な立場からすれば、破壊原因調査等の立場から非常に興味深いことであるが、この一部は前項に述べたが詳細は次報に譲る。

4・3 焼入時効した材料の疲労強度

本実験と同じ化学組成の焼なまし材を疲労試験した結果によると、疲労限は 17 kg/mm^2 であった。一方、焼入時効した平滑試験片に 30 kg/mm^2 の応力を加えたときの破断繰返し数は、 $n = 1.6 \times 10^6$ であった。なお、Vickers かたさは前者が80で後者は160であった。このことよりしても、焼入時効した場合大きく疲労強度が増大することがわかるが、次にその強度増大の原因について考察する。

一般に、従来より加工した材料の疲労強度増大の原因としては、予加工による巨視的残留応力と組織変化が考えられてきたが、その寄与の割合については必ずしも明らかではない。ここでは特にそのうち後者の影響のみについて考える。Fig. 5 に5%および15%冷間

Fig. 5 Diffraction patterns of 5% and 15% cold-rolled specimen.

圧延加工した材料からの回折弧の例を示す。ただし、拡大率は Fig. 2 の場合の4/5倍である。Fig. 2 の焼入時効した場合の回折弧をこれらと比較してみると、次のようなことがわかる。焼入時効した材料からの回折弧のほうが接線方向の幅が小さく、したがって、一つの grain 内における過剰転位密度は小さい。一方、これに対して接線方向の幅はあまり違っていないが、これより一つの grain 内の micro lattice strain range つまり、格子欠陥の量が大きいことがわかる。よって、焼入時効した材料は疲労前において、全体として misorientation を生じないような格子欠陥、たとえば

quenched-in vacancy あるいは転位 loop 等が多く存在していると考えられる。焼入組織に関するこれらの事実は Al 等では電子顕微鏡により、直接観察されている。¹⁰⁾

平滑疲労試験片と同一の断面形状をもつ試験片を、疲労試験片と同じ熱処理をした後、引張試験に供したが、その応力ひずみ曲線を Fig. 6 に示す。焼入時効し

Fig. 6. Stress strain curve.

た材料は、焼なまし材の約 8% のひずみに相当する応力のところで明らかな降伏現象を示す。このことより焼入時効した状態では mobile な転位が少ないこと、さらに格子欠陥の密度が大きいことが確認される。¹²⁾

さて、前述のとおり焼入時効した材料の疲労過程においては、crack 発生までに約 3×10^8 lines/cm² の過剰転位密度が subboundary において増加する必要がある、主としてこの増加は疲労初期に起こっている。そして焼入時効した場合、この転位の運動のためには高い応力を必要とすることが、Fig. 5 の応力ひずみ線図において Lüders strain をもっていること、初期の frictional stress が大きいこと、および加工硬化度が大きいこと等によって示されている。この考えを進めていくと、細束 X 線回折 pattern と応力ひずみ線図より疲労限度を推定する可能性等が考えられるが、この点については cyclic strain ageing とも関係しており、さらに詳しい研究が必要である。¹³⁾

5 結 言

焼入時効した低炭素鋼材の crack 発生までの疲労過程を、細束 X 線法を応用して観察した結果と、すでに報告した焼なまし材および冷間圧延加工した材料に関する結果とを比較検討することより、三者の疲労過程の共通の特徴として、次の(1)~(4)の結果を得た。さらに、焼入時効した材料の疲労強度に関して(5)の結果を得た。

(1) 疲労過程中の結晶状態の変化に関して次のことが観察された。疲労初期に一つの grain 内の micro lattice strain range が大きく変化し、total misorien-

tation は増加する。一方、これに対して subgrain size は比較的ゆっくりと減少する。さらに疲労過程が進むと、total misorientation はほとんど変化しないが、一つの subgrain 中の micro lattice strain range は減少し、また subgrain size もゆっくりであるが減少を続ける。さらに、subboundary の幅も狭くなる。このようにして疲労過程の後半では主として転位等の格子欠陥の再配列により substructure を発達させていく。そしてついには crack 発生に至る。このことより substructure の発達の度合いでもって疲労の進行度を表わすことができる。

(2) このように繰返し応力により発達した substructure に関して、crack 発生時における subgrain 内の過剰転位密度は、 $2 \sim 5 \times 10^8$ lines/cm² という小さい値をとる。また、crack 発生までの疲労過程に subgrain boundary において増加した過剰転位密度は、 $4 \sim 7 \times 10^8$ lines/cm² という値をとり、引張破壊などに比べて著しく小さい。

(3) 疲労限以上の応力を加えた場合、よく発達した substructure は persistent slip band を含む grain のみにみられ、persistent slip band を含まない grain においては観察されなかった。そしてこのよく発達した substructure は persistent slip band と時を同じくして現われる。これらのことより、繰返し応力により形成されるよく発達した substructure は疲労破壊と密接に関係していることがわかる。

(4) High cycle 疲労の特徴として、隣接している grain でも疲労の進行の程度が著しく異なっていることが認められたが、このことより少なくとも crack 発生までは隣接 grain 間の相互作用はあまり大きくないと考えられる。

(5) 焼入時効した材料の疲労強度増大の組織的な原因としては、疲労前に転位が lock されていること、frictional stress が大きいことおよび加工硬化度が大きいことが考えられ、これらは主として疲労初期における転位の運動の困難さを表わしている。

(昭和42年7月12日 第6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, **32**, 389 (1966).
- 2) 平 修二, 林 建吉, 田中啓介, 材料, **15**, 879 (1966).
- 3) 平 修二, 林 建吉, 田中啓介, 材料, **16**, 32 (1967).
- 4) Loretto, M. H., L. M. Clarebrough, and P. Humble, Phil. Mag., **13**, 953 (1966).
- 5) Hirsch, P.B., Acta Cryst., **5**, 168 (1952).

- 6) Hirsch, P.B., *Acta Cryst.*, **5**, 172 (1952).
- 7) Gay, P., and A. Kelly, *Acta Cryst.*, **6**, 165 (1953).
- 8) 平 修二, 林 建吉, 日本機械学会論文集, **33**, 1 (1967).
- 9) 平 修二, 阿部武治, 材料, **14**, 992 (1965).
- 10) Thompson, N., and N.J. Wadsworth, *Adv. in Phys.*, **7**, 72 (1958).
- 11) 石橋 正, “金属材料の疲労と破壊の防止”, 第8章 (1967) 養賢堂
- 12) Jonston, W.G., and J.J. Gilman, *J. Appl. Phys.*, **31**, 687 (1960).
- 13) Oates, G., and D.V. Wilson, *Acta Met.*, **12**, 1 (1964).