焼なましおよび冷間圧延した低炭素鋼の 疲労過程に及ぼす応力振幅の影響*

平 修 二** 田 中 啓 介** 河 波 保 雄***

The Effect of Stress Amplitude on Fatigue Processes of Annealed and Cold-Rolled Low-Carbon Steels

by

Shuji TAIRA, Keisuke TANAKA

(Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

and Yasuo KAWANAMI

(Nagoya Works, Nippon Steel Corp., Aichi)

The specimens of 0.01%C annealed and 15% cold-rolled steels were fatigued under completely reversed plane bending. The effect of stress amplitude on fatigue process of these materials was investigated by using the X-ray microbeam diffraction technique, optical microscopy and electron microscopy. The results are summarized as follows:

(1) The stress cycles at slip band formation N_s and the crack initiation N_c were measured of both the materials by means of an optical microscope. The ratios of N_s and of N_c to the number of stress cycles at fracture N_f were obtained of the annealed material as

$$N_s : N_c : N_f = 0.02 \sim 0.04 : 0.40 : 1,$$

and of the cold-rolled material they are expressed as

$$N_s : N_c : N_f = 0.002 \sim 0.003 : 0.26 : 1.$$

The critical stress amplitude of slip band formation during fatigue in annealed materials is nearly equal to the frictional stress.

(2) The amount of crystal deformation during fatigue was dependent on the applied stress amplitude. In the case of the annealed material, the micro-lattice-strain $\Delta d/d$ at the half of the total fatigue life was related to the stress amplitude σ_n in the following equation,

$$\alpha \cdot \sigma_n = 9.3 + 2.0 \times 10^4 (\Delta d/d),$$

where α is the stress concentration factor of the specimens 1.03.

The excess dislocation density D is also a function of stress amplitude. The function is approximated as follows:

$$\alpha \cdot \sigma_n = 11.0 + 5.8 \times 10^{-4} \sqrt{D},$$

when σ_n is less than 22 kg/mm².

(3) For the cold-rolled material, total misorientation β at the half of the total fatigue life increased when stress amplitude was higher than the yield stress. Subgrain size decreased during fatigue and the amount of its decrease was larger when σ_n was higher.

(4) Fatigue cracks were nucleated through the linking of pores formed along the subboundaries in the annealed material. A similar mechanism of fatigue crack initiation by pore linking was verified for low stress amplitude fatigue in the case of the cold-rolled material. On the other hand, the formation of pores was not observed in high stress amplitude fatigue.

(Received Oct. 25, 1971)

1 緒 言

以前に筆者らは、細束X線法を用いて焼なましおよび冷間圧延加工した低炭素鋼の疲労過程¹⁾中の結晶変形を観察した。その結果によると、疲労限度以上の繰返し応力を加えた場合の両材料における結晶変形に關す

る共通の特徴として、内部にはほとんど格子欠陥を含まない明確なサブグレイン構造が形成されることが明らかとなった。さらに焼なまし材における疲労過程²⁾中の結晶変形量は負荷した応力振幅に依存していた³⁾。このことはその後、林および鳥居によっても確認された⁴⁾。

さて、疲労変形を受けた焼なまし低炭素鋼および純鉄の試験片の表面層では、低い応力振幅の場合でもサブグレイン構造が電顕などにより多くの人々により観

* 原稿受理 昭和46年10月25日

** 正 会 員 京都大学工学部 京都市左京区吉田本町

*** 新日本製鉄名古屋製鉄所 愛知県東海市東海町

察されている^{5)~8)}しかし、このような転位構造と細束X線観察結果との量的な対応については検討されていない。

一方、上述の焼なまし材の場合に比較して冷間圧延加工材に関する同様な研究は少ない。最近報告された吉田らの⁹⁾¹⁰⁾転位構造の電顕観察結果においても、応力振幅の影響が明確になったとはいいがたい。また、この種の材料に関する細束X線法により観察した結晶変形量に及ぼす応力振幅の影響に関する報告はまだない。

本報告では、焼なましおよび冷間圧延した低炭素鋼の疲労過程に及ぼす応力振幅の影響に注目し、疲労限度以下から降伏応力以上の広い範囲の各応力振幅を加えた。まず、光学顕微鏡観察により両材料の疲労過程中的各段階、つまりすべり帯の発生およびき裂の発生繰返し数の疲労全寿命に対して占める割合を明らかにした。また、細束X線法および電顕レプリカ法を用いて疲労過程中的結晶変形を観察し、これらの結果をもとにして、応力振幅が結晶変形量に及ぼす影響特に過剰転位密度と応力振幅との関係およびすべり帯の発生限界応力振幅に関して議論した。さらに、サブグレイン組織に関する細束X線観察結果と表面顕微鏡観察結果との対応を明らかにするとともに、き裂発生機構に関して考察を加えた。

2 実験方法

使用した材料は前報と同一の0.01% C鋼で、焼なまし材については機械加工後950°C 30 min 真空焼なましをした。なおこのときの平均結晶粒径は 50μ であった。冷間圧延材は上述の焼なましの後、15%の圧下率で冷間圧延した。両材料とも組織観察のため電解研磨により最終仕上げをし、3% ナイタルにより粒界エッチをした。疲労試験片の最終寸法形状はFig. 1に示すとおりで、平面曲げ荷重に対する弾性応力集中率を Neuber の式により求めると $\alpha=1.03$ となる¹¹⁾。材料の機械的性質は前報で述べたが、焼なまし材の上降伏点は22.7 kg/mm²

Fig. 1. Dimension of specimen.

で、降伏点は 18.3 kg/mm^2 である。また冷間圧延材の降伏点 (0.2%耐力) は 38.8 kg/mm^2 であった。

疲労試験機は共振型の島津曲げねじり疲労試験TB-10型を使用し、試験片には両振平面曲げモーメントを加えた。なお、応力繰返し速度は 2000 cpm である。

細束X線観察条件および解析方法は前報と同様である。観察には CrK α 線による鉄 (211) 面回折を用いた。入射X線束の発散角は $6.9 \times 10^{-4}\text{ rad}$ で、照射域は $165\mu^2$ で分解能は 0.5μ であった。

電子顕微鏡観察には2段レプリカ法を用い、Cr粉末によるシャドーイングは応力軸方向から試験片表面に対して 45° の入射角で行なった。

3 実験結果

3.1 焼なまし材の疲労過程

Fig. 2. S-N curves of 0.01% C annealed steel.

Fig. 3. Optical micrographs of 0.01% annealed steel during fatigue process, $\sigma_n = 20.0\text{ kg/mm}^2$, $N_f = 4.4 \times 10^5$, $\sigma_n/\sigma_{w0} = 1.38$.

3・1・1 顕微鏡観察 両振公称応力振幅 σ_n と破断繰返し数 N_f との関係をFig. 2中黒丸で示す。疲労限度 σ_w は14.5 kg/mm²であり、 σ_n と N_f との関係は次式で与えられる。

$$N_f = 2.2 \times 10^{16} \cdot \sigma_n^{-8.3} \quad (1)$$

Fig. 3は応力振幅 $\sigma_n = 20.0$ kg/mm²を加えた場合の各繰返し数での光学顕微鏡写真を示す。(a)はすべり帯が始めて観察された繰返し数 $N = 1.4 \times 10^4$ のもので、試験片端部の矢印で示す位置の結晶粒界近傍に分散したすべり帯 (dispersed slip band) が認められる。繰返し数が増すとすべり帯の密度が増し(b), $N = 2.4 \times 10^5$ ではき裂^{*1}が観察された。(c)および(d)がき裂の写真で、図中の矢印の位置にすべり帯に沿わないいわゆる Forsyth¹²⁾のいう第2段階の伝ば様相が認められる。(e)ではき裂の一層の生長が確認される。Fig. 4は応力振幅が異なった場合の光学顕微鏡写真である。 $\sigma_n = 25.0$ kg/mm²を加えた場合の疲労初期(a)では結晶粒界近傍への変形の集中が著しく、(b)では粒界にき裂の開口が観察される。(c)および(d)は疲労限度以下の写真で、前者の疲労限度直下の $\sigma_n = 14.0$ kg/mm²では結晶粒内の分散したすべり帯中にさらに濃い線状のものが認められる。これは後述するように微視き裂と考えられる。

各応力振幅を加えた試験片のすべり帯発生繰返し数

Fig. 4. Effect of stress amplitude on fatigued microstructure of 0.01% C annealed steel, $\sigma_w = 14.5$ kg/mm².

*1 本論文ではき裂という術語は、光学顕微鏡により明確に開口が認められる場合 (高応力疲労) あるいは Forsyth¹²⁾ のいうすべり帯に沿わない第2段階の生長が認められる場合 (低応力疲労) に対して用いている。

Fig. 5. Electron micrographs of 0.01% C annealed steel after fatigue, $\sigma_n = 25.0$ kg/mm², $N = N_f = 5.3 \times 10^4$.

N_s および上述したき裂の発生繰返し数 N_c を、Fig. 2の $S-N$ 線図中にそれぞれ白丸および半黒丸で示す。疲労限度以上では次式が成立する。

$$N_c = 8.8 \times 10^{15} \cdot \sigma_n^{-8.3} \quad (2)$$

$$N_s = 2.4 \times 10^{13} \cdot \sigma_n^{-7.2} \quad (3)$$

したがって、連比は

$$N_s : N_c : N_f = 0.02 \sim 0.04 : 0.40 : 1 \quad (4)$$

となる。また疲労限度以下ではき裂は発生しないが、すべり帯が生じる。その限界の応力振幅 σ_s は10.0 kg/mm²である。

Fig. 5は、応力振幅 $\sigma_n = 25.0$ kg/mm²で破断した試験片の破断部より少し離れた位置の試験片表面の電顕2段レプリカ法による写真である。(a)は結晶粒界近傍への変形の集中状態であり、(b)は粒内のものである。(b)中の矢印で示した特に濃い部分は極表面層の電解研磨除去¹³⁾では消失しないいわゆる残存すべり帯に対応すると考えられ、ここでは微視き裂と称する。(d)は(b)中の一部を拡大したものであるが、微視き裂およびその近傍には多数の小孔の存在が確認される。(c)は特に興味深い写真であり、粒界に沿ったき裂がそれに垂直な結晶粒界で止った状態のものである。き裂先端近傍の4μ程度領域に著しい小孔の存在が認められ、その小孔が1μ以上まで長く連結しているものもある。

3・1・2 細束X線観察 細束X線法により求められるミスオリエンテーション β 、微視的格子ひずみ $\Delta d/d$ およびサブグレイン¹²⁾径 t の疲労過程中的変化を Fig. 6~8に与える。ここで各測定点は各試験片の端部近傍のほぼ

*2 電子顕微鏡の視野内で100μ以上まで長く伸びていたためき裂とみなした。

Fig. 6. Change of misorientation β during fatigue process in 0.01%C annealed steel.

Fig. 7. Change of micro-lattice-strain $\Delta d/d$ during fatigue process in 0.01%C annealed steel.

Fig. 8. Change of subgrain size t during fatigue process in 0.01%C annealed steel.

同じ位置より得た5つ以上の回折弧に対する平均である。横軸には繰返し数 N の破断繰返し数 N_f の対する比 N/N_f , あるいは疲労限度以下の場合には 10^7 に対する比 $N/10^7$ をとった。応力振幅 $\sigma_n = 25.0$ および 20.0 kg/mm^2 は疲労限度以上の場合で、両者とも疲労過程の初期には β および $\Delta d/d$ の増大ならびに t の減少がある。しかし、繰返し数比が $0.2 \sim 0.8$ の疲労中期においてはこれらの諸量の変化はあまりなく、負荷した応力振幅に対してほぼ安定した組織を形成しているものと考えられる。以上の諸量の疲労過程中的変化の傾向は以前に報告された結果と同様である。¹⁾

Fig. 9には応力振幅に対して安定した組織に対応する量として繰返し数比 0.5 における各量と応力振幅との関係を示す。図において特に $\Delta d/d$ は σ_n に対して直線的に増加しており、これらの関係を応力集中率 α を掛けた最大応力振幅で表示すると次式となる。

$$\alpha \sigma_n = 9.3 + 2.0 \times 10^4 \cdot \left(\frac{\Delta d}{2d} \right) \quad (5)$$

Fig. 9. Effect of stress amplitude on microscopic parameters, β , $\Delta d/d$ and t , of 0.01%C annealed steel at N/N_f or $N/10^7 = 0.5$

Fig. 10. S-N curves of 0.01%C 15% cold-rolled steel.

ここで、 $\Delta d/d$ の係数が多結晶鉄の弾性定数 $2.1 \times 10^4 \text{ kg/mm}^2$ にきわめて近い値となっている点は興味深い。

3・2 冷間圧延材の疲労過程

3・2・1 顕微鏡観察 Fig. 10中に黒丸で応力振幅 σ_n と破断繰返し数 N_f との関係を示す。両者の関係は次式で与えられる。

$$N_f = 4.6 \times 10^{14} \cdot \sigma_n^{-6.5} \quad (6)$$

なお、疲労限度 σ_w は 16.2 kg/mm^2 である。

応力振幅 $\sigma_n = 22.0 \text{ kg/mm}^2$ を加えたときの疲労過程中的の光学顕微鏡写真をFig. 11に与える。(a) $N = 2.0 \times 10^3$ はすべり帯が観察され始めた時点の写真である。(b) $N = 1.2 \times 10^5$ ではすべり帯が濃くなっており、一部粒界を越えて生長しているものも認められる。これらのすべり帯の様相は、Fig. 3の焼なまし材の場合のすべり帯が拡散結晶粒の一部分が全体的に黒くなるのに対して、直線状をなしている。(c) $N = 2.0 \times 10^6$ では矢印で示した個所にすべり帯に沿わないき裂の生長が確認される。このき裂の下方は3結晶粒にわたっ

Fig. 11. Optical micrographs of 0.01%C 15% cold-rolled steel during fatigue process, $\sigma_n = 22.0 \text{ kg/mm}^2$, $N_f = 8.3 \times 10^8$, $\sigma_n/\sigma_w = 1.36$

てすべり帯に沿っており、先端は粒界で停止している。(d)には前掲のき裂の生長が観察される。これらのことから冷間圧延材においては一結晶粒内に生じたすべり帯は、隣接結晶粒中に伝ばしその結晶粒のすべり帯に沿って生長する。これが3結晶粒度連なった時点で、第2段階の伝ばを始めここで光学顕微鏡でも始めてき裂として確認されることがわかる。Fig. 12 に応力振幅が異なった場合の疲労過程中的の代表的な光学顕微鏡写真である。(a) $\sigma_n = 42.0 \text{ kg/mm}^2$ では結晶粒界に沿うき裂の開口が観察される。(b) $\sigma_n = 30.0 \text{ kg/mm}^2$ では Fig. 11 の場合と同様すべり帯から発生したき裂が認められる。また疲労限度直下の応力振幅 $\sigma_n = 15.5$

kg/mm^2 を加えた場合には変形が特に著しい部分(c)においてもき裂は観察されない。一部のすべり帯は隣接結晶に伝ばしている。(d)はすべり帯の発生限界応力振幅の直上の場合で、すべり帯は一結晶粒内に留まっている。

すべり帯発生繰返し数 N_s およびき裂発生繰返し数 N_c を Fig. 10 中にそれぞれ白丸および黒丸で示す。図よりすべり帯の発生は焼なまし材に比較して著しく早い時点で起こる。 N_c と σ_n との関係を破断繰返し数の直線(6)式に平行な直線で近似すると、図中の一点鎖線となり次式で与えられる。

$$N_c = 1.2 \times 10^4 \cdot \sigma_n^{-0.6} \quad (7)$$

したがって、比 N_c/N_f は0.26となり焼なまし材の場合より小さい。またすべり帯発生に対する限界応力振幅 σ_s は 13.5 kg/mm^2 である。

Fig. 13に応力振幅が異なった場合の繰返し数比0.5における電子顕微鏡写真を示す。(b) $\sigma_n = 30.0 \text{ kg/mm}^2$ および(c) $\sigma_n = 19.0 \text{ kg/mm}^2$ の場合である。(d)は(c)中の矢印部の拡大図であるが、多数の小孔が存在し、それが一部で長く連結している。また、すべり帯とすべり帯との中間領域での変形のコン跡は認められない。一方、応力振幅 $\sigma_n = 41.0 \text{ kg/mm}^2$ の(a)では小孔の存在が観察されない。

3・2・2 細束X線観察 冷間圧延材においても焼なまし材の場合と同様、疲労中期における細束X線諸量の変化は少なく負

Fig. 12. Effect of stress amplitude on fatigued microstructure of 0.01%C 15% cold-rolled steel.

Fig. 13. Electron micrographs of 0.01% C 15% cold-rolled steel during fatigue.

Fig. 14. Effect of stress amplitude on microscopic parameters, β and t , of 0.01% C 15% cold-rolled steel at $N/N_f=0.5$.

荷応力振幅に対してほぼ安定した組織となる。Fig. 14は繰返し数比 0.5 におけるミスオリエンテーション β およびサブグレイン径 t に対する応力振幅 σ_n の影響を示す。図中の横軸に平行な破線が疲労前の測定値を与える。図より β は応力振幅が降伏点以下では疲労前後で変化しないが、 σ_n が降伏点以上となると増大することがわかる。一方、 t は疲労前では 2.5 μ ありで、繰返し応力を受けると減少する。その減少の程度は応力振幅が大きい方が大きい。

4 考 察

4・1 結晶変形量に対する応力振幅の影響

筆者らは前報において本報と同一材料を単純引張変形した場合に関して細束X線観察を行ない、ミスオリエンテーション β より計算される過剰転位密度 D と真応力 σ^* との間には次の関係が成立することを報告した。

$$\sigma^* = 11.0 + 5.8 \times 10^{-4} \sqrt{D} \quad (8)$$

ここで、11.0 kg/mm² はこの材料の摩擦応力 σ_{fr}

(frictional stress) を与える。そこで、本実験の疲労の場合についても Fig. 9 の β の値より過剰転位密度 D を求め、応力振幅 σ_n に応力集中率 α を掛けた値 $\alpha\sigma_n$ との関係を図 15 に図示した。図中の σ_{uys} および σ_{ys} はそれぞれ上降伏点および下降伏点である。また σ_{so} はすべり帯発生に対する平滑材での限界応力振幅 $\alpha\sigma_s$ である。図よりわかるように引張変形での降伏点以下の応力値を繰返した場合にも転位の増殖が起こり、単調荷重による変形と繰返し荷重による変形との相違が明らかである。引張りひずみはそのひずみ速度に見合う量の転位の移動により起こるが、焼なまし状態では材料中の可動転位の量が少ないことにより降伏のためには高い負荷応力を必要とす

Fig. 15. Relation between stress amplitude and saturated excess dislocation density during fatigue in 0.01% C annealed steel.

る。しかし、応力ひずみ曲線に明らかな降伏現象が現われる以前においても、転位のわずかな移動あるいは増殖つまり微視降伏 (micro-yield) が存在する¹⁶⁾。そして、この領域の応力振幅を加えた場合疲労変形は微視降伏に相当するわずかな転位の運動の総和として観察される。ここで、一サイクル中の転位の増殖量はわずかであるが、多数回の応力繰返しにより転位が蓄積されると引張荷重に対する巨視的な降伏点を下げいわゆる繰返し軟化 (cyclic softening) となる。Fig. 15において特に興味深い点は、負荷応力振幅に対してほぼ飽和値を示す過剰転位密度 D と σ_n との関係が上降伏点近くの 22 kg/mm² 以下では(7)式により近似できることである。

一方、冷間圧延材においては、応力振幅 $\alpha\sigma_n$ が降伏点以下の場合には疲労過程にミスオリエンテーションつまり過剰転位密度が増加しないのに対して、 $\alpha\sigma_n$ が σ_{ys} 以上になると増加する。このことは、 $\alpha\sigma_n$ が σ_{ys} 以下では前報で述べたように既存転位の再配列

Table I. Critical stress amplitude for slip bands formation during fatigue.

Material	σ_{so}^* (kg/mm ²)	σ_{wo}^* (kg/mm ²)	σ_{ys} (kg/mm ²)	σ_{fr} (kg/mm ²)	σ_{so}/σ_{wo}	σ_{so}/σ_{ys}	σ_{ro}/σ_{fr}	Literature
0.01% C annealed steel	10.3	15.0	18.3	11.0	0.69	0.56	0.94	This paper
0.01% C 15% cold-rolled steel	14.0	16.8	38.8	11.0	0.83	0.36	1.27	This paper
0.09% C annealed steel	14	19	24.8	~15	0.79	0.56	0.93	Hempel ¹⁷⁾

$$^* \sigma_{so} = \alpha \cdot \sigma_s \quad \sigma_{wo} = \alpha \cdot \sigma_w \quad \alpha = 1.03$$

が疲労過程での主な結晶変形挙動であるのに対して、 σ_n が σ_{ys} 以上では当然予想される転位の増殖が起こることに対応している。

次に、疲労過程にすべり帯が観察される最小の応力振幅 σ_{so} と、他の機械的性質との関係を Table I にまとめる。表中の摩擦応力 σ_{fr} は本実験材料では(8)式より与えられる。また表中の Hempel¹⁸⁾ の 0.09% C 焼なまし鋼に関する値は、同じ炭素量の鋼に対する林と鳥居の結果を採用した。この表においては特に注目すべき点は σ_{so} と σ_{fr} との比で、焼なまし鋼についてこの値は 1 より小さいがきわめて近い値をとっている点である。一方、冷間圧延材に関しては $\sigma_{so}/\sigma_{fr} = 1.27$ となり σ_{so} の値は σ_{fr} より大となる。しかし、降伏点 σ_s と比較するとその 40% 位の値であり、引張降伏点の上昇に有効な材料中への加工による転位の導入は繰返し応力に対してそれ程有効でないことがわかる。

4.2 サブグレイン組織の細束X線観察と顕微鏡観察との対応

焼なまし軟鋼あるいは純鉄に繰返し応力を加えた場合の表面転位組織の最も定量的な観察は Lawrence と Jones⁸⁾ によってなされた。かれらは 0.01% C 純鉄単結晶に両振平面曲げ繰返し荷重を加え、表面の転位構造をエッチピット法により観察した。応力振幅 12.7 kg/mm² が以上でサブグレイン組織が観察され、疲労中期のサブグレイン径と応力振幅との関係は Fig. 9 中の実線で与えられる。応力振幅がこれ以下では完全なサブグレインは形成されず孤立したサブバウンダリー (isolated subboundary) が存在するのみであった。図においてエッチピット法による値は細束X線法による値の約 30% 近く低い値を与えている。この不一致の主な原因は、多結晶体では全ての結晶粒が変形するのではなくまた一つの結晶粒中でも均一に変形していないことである。このような場合、細束X線法により多くの結晶粒中の平均のサブグレイン径を求めるとエッチピット法による値より大きい。ここで、一結晶粒中にはほぼ均一にサブグレイン組織が形成されている場合、細束X線観察と顕微鏡観察あるいは Lawrence らの結果とよい一致が得られることが予想される。

Fig. 16. Optical micrograph of subgrain structure and its diffraction pattern in 0.01% C annealed steel during fatigue $\sigma_n = 20.0$ kg/mm², $N = 2.4 \times 10^6$, $N_f/N_f = 0.54$.

Fig. 16 には応力振幅 20.0 kg/mm² を加えた場合の、ほぼ均一な変形の認められる結晶粒 A およびその結晶粒からの回折弧 A を示す。疲労が進むと後述のようにサブバウンダリーに小孔が形成され連結して微視き裂となる。このような状態では、Wood⁷⁾ が観察した Fig. 5 からわかるように顕微鏡で観察し得る。光学顕微鏡写真ではサブバウンダリーが特に濃い線となる。そこで、Fig. 16 (a) 中にみられる特に濃い線で囲まれた領域の大きさを測定すると $5 \sim 8 \mu$ である。一方、細束X線法を用いて付記に述べる方法によりサブグレイン径を測定すると、 $t = 3.5 \mu$, $\bar{t} = 6.8 \mu$, $t_{max} = 9.1 \mu$ であり、このうち $\bar{t}$ の値とよく一致している。また、前述の Lawrence の結果では $\sigma_n = 20.0$ kg/mm² の場合は測定されていないが、滑らかな曲線でかれらの結果を外そう (図中破線) すると 5μ となり、上述と大きく異なる。

一方、冷間圧延材に関して降伏点より低い応力振幅による疲労では、サブグレインに対応するものは Fig. 13 中の矢印 B にみられるように粒内の直線状のすべり帯に沿ってみられるのみである。この場合、細束X線観察による平均のサブグレイン径は顕微鏡により観察したものとは当然異なる。

4.3 き裂発生機構

焼なまし低炭素鋼の疲労き裂の発生機構として、すべり帯中に多数の小孔が存在するという観察結果よりサブバウンダリーの小孔の蓄積を中心とした機構が Wood⁷⁾、菅野²⁰⁾ によって提唱されている。本実験結果

*3 回折弧 A が結晶粒 A からのものであることは、偶然におこった。疲労初期で結晶粒 A のみが変形し周囲の結晶粒中にすべり帯が認められないとき、結晶粒 A を含んで照射して得た回折弧中弧 A のみが大きく変化していたという事実より推定した。

においても Fig. 5 の写真にみられるようにかねらの結果を支持している。

一方、冷間圧延材に関しても、吉田ら⁹⁾あるいは上村ら¹⁰⁾によって同様の機構が提案されている。Fig. 13 (b) ~ (d)において、すべり帯中に多数の小孔が存在しそれらが長く連結している部分がある。しかし、応力振幅の高い(a)ではすべり帯中に小孔の存在が確認されず、別の機構によるき裂発生が支配的であろう。

5 結 言

0.01%C 鋼焼なましおよび15%冷間圧延材の両振平面曲げ荷重下での疲労過程に対する負荷応力振幅の影響を細束X線法、光学顕微鏡および電子顕微鏡を用いて観察した結果、次のような結論が得られた。

(1) 焼なましおよび冷間圧延材の疲労過程における、すべり帯の発生繰返し数 N_s およびき裂発生繰返し数 N_c の破断繰返し数 N_f に対する比を求めると、焼なまし材では

$$N_s : N_c : N_f = 0.02 \sim 0.04 : 0.40 : 1$$

であり、一方冷間圧延材に対しては

$$N_s : N_c : N_f = 0.002 \sim 0.003 : 0.26 : 1$$

であった。

また、すべり帯発生限界応力振幅は焼なまし材については材料の摩擦応力に非常に近い値であった。

(2) 焼なまし材および冷間圧延材とも疲労限度以上において始めてき裂が発生し、前者ではき裂の発生個所は粒界であった。また後者では、低応力振幅では粒内であり高応力振幅では粒界であった。

(3) 焼なまし材の疲労過程での結晶変形量は負荷する応力振幅 σ_n により異なっていた。繰返し数比 0.5 における微視的格子ひずみ $\Delta d/d$ と σ_n との間には次の関係が成立した。

$$\alpha \sigma_n = 9.3 + 2.0 \times 10^4 \left(\frac{\Delta d}{2d} \right)$$

α は応力集中度 1.03 である。

また、 σ_n が約 22 kg/mm² 以下では、過剰転位密度 D と σ_n との関係は次式で近似できた。

$$\alpha \sigma_n = 11.0 + 5.8 \times 10^{-4} \sqrt{D}$$

一方、細束X線法で測定したサブグレイン径 t は σ_n の増大とともに減少した。また、この t の値は顕微鏡あるいはエッチピット法による測定結果とよい一致が得られた。

(4) 冷間圧延材に関する繰返し数比 0.5 におけるミスオリエンテーションの値は、応力振幅が降伏点以上の場合に限って疲労前より増大した。サブグレイン径は疲労過程中減少し、その減少量は応力振幅が高い程大きい。

(5) 焼なまし材における疲労き裂発生の機構としては、サブバウンダリーへの小孔の蓄積をもとにしたも

のが妥当である。一方、冷間圧延材に関しては低応力疲労においては上述と同様であるが、高応力疲労ではすべり帯中の小孔の蓄積は観察されていない。

付記 サブグレイン径の測定法について

細束X線法では一つの結晶粒中のサブグレイン径は、それに対応する回折弧中の微小はん点の数 m より計算される。この計算式として数種提案されているが、ここでは次の方法によった。回折弧の接線方向の幅 S_T が小さいとき、平および林によって提案された次式を用いた。

$$(t/t_0)^3 = m \quad (9)$$

ここで、 t_0 は結晶粒径である。一方、 S_T が大きくなったとき Gay と Kelly²¹⁾ による次式により t を求めた。²⁴⁾

$$\left(\frac{t}{t_0} \right)^3 = \frac{\cos \theta \cdot (d\theta + \Delta \cdot \gamma)}{m \cdot 4\pi \cdot \sin^2(\beta/4)} \quad (10)$$

ここで、 θ は Bragg 角、 β はミスオリエンテーション、 γ は回折弧がフィルム中心に対して張る角である。 $d\theta$ は発散角、 Δ は主に入射X線の波長のひろがりによる回折角度のひろがり $d\theta_\lambda$ である。本報告中のサブグレイン径の計算は特に断わらない限り、 Δ を無視して計算している。したがってこの場合、サブグレイン径の下限を評価したことになる。しかしながら、一般に Δ の値は $d\theta$ に対して無視できない。ところで、この $(d\theta + \Delta)$ の値は回折弧の半径方向の幅 S_R より求められる回折角度範囲 A_R より小さい。²²⁾

$$d\theta + \Delta \leq A_R = \frac{S_R}{R_0} \cdot \cos^2 2\theta \quad (11)$$

ここで、 R_0 はフィルムと試料とのきょりである ($R_0 = 35$ mm)。よってサブグレイン径の上限の値 $t_{\max}$ は次式により与えられる。

$$t_{\max} = \frac{\cos \theta \cdot A_R \cdot \gamma}{m \cdot 4\pi \cdot \sin^2(\beta/4)} \quad (12)$$

しかし、変形を受けた材料では A_R に対する微視的格子ひずみ $\Delta d/d$ の影響が大きく Δ の値を正しく評価しているとはいいがたい。そこで、(12)式における A_R の代わりに、ほぼ完全にひずみの除去された微小な結晶粒を持つ材料として 0.47% C 鋼の焼入れ後 650°C で 2 hr 焼もどした材料に細束X線を照射し、得られた回折像の半径方向の幅 S_R より回折X線の半径方向のひろがり $\tilde{A}_R$ を求めた。この $\tilde{A}_R$ の値は 5.1×10^{-3} rad であり、 $d\theta = 6.9 \times 10^{-4}$ rad に比して 7 倍程度である。実例として、Fig. 16 の回折弧に対して t 、 $\tilde{t}$ および $t_{\max}$ の各値を求めると 3.5、6.7 および 9.1μ である。このうち $\tilde{t}$ の値が前述したように実際のサブグレイン径を最も正しく評価している。

(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一部講演)

4* 本論文では S_T の臨界はフィルム上で 1.0 mm にとった。

参 考 文 献

- 1) 平 修二, 林 建吉, 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(1967); *ibid*, **16**, 32 (1968).
- 3) 平 修二, 田中啓介, 河波保雄, 第7回X線材料強度に関するシンポジウム前刷, 260 (1968) 日本材料学会
- 4) 林 建吉, 鳥居太始之, 機械学会講演論文集, No. 213, 185 (1969).
- 5) Lukas, P., and M. Klesnil, Czech. J. Phys., **14**, 160 (1964).
- 6) Klesnil, M., and P. Lukas, J. Iron Steel Inst., **203**, 1 043 (1965).
- 7) Wood, W. A., W. H. Reimann, and K. R. Sargent, Tr. AIME, **230**, 511 (1964).
- 8) Lawrence, Jr., F. V., and R. C. Jones, Metallurgical Trans. **1**, 367 (1970).
- 9) 吉田 彰, 川辺秀昭, 山田朝治, 材料, **19**, 795 (1970).
- 10) 上村正雄, 川辺秀昭, 山田朝治, 材料, **20**, 839 (1969).
- 11) Neuber, H., Kerbspannungslehre 2 Aufl., p. 73 (1958) Springer-Verlag
- 12) Forsyth, P. J. E., Acta. Met., **13**, 703 (1963).
- 13) Thompson, N., N. Wadsworth, and N. Louat, Phil. Mag., **1**, 113 (1956).
- 14) 平 修二, 田中啓介, 材料, **18**, 18 (1969).
- 15) Johnston, W. G., and J. J. Gilman, J. Appl. Phys., **31**, 687 (1960).
- 16) Suit, J. C., and B. Chalmer, Acta Met., **9**, 854 (1961).
- 17) Stephens, R. L., J. Materials, **3**, 386 (1968).
- 18) Hempel, M. R., Fracture, B. L. Averbach *et al.*, edited, 376 (1959) MIT.
- 19) Laufer, E. E., and W. N. Roberts, Phil. Mag., **14**, 65 (1966).
- 20) 菅野幹男, 小鳥公平, 材料, **19**, 656 (1970).
- 21) Gay, P., and A. Kelly Acta Met., **6**, 165 (1953).
- 22) Hirsch, P. B., and J. N. Keller, Acta Cryst. **5**, 162 (1952).