18-8 オーステナイト鋼の疲労き裂 近傍の下部組織について*

幡 中 憲 治** 川 辺 秀 昭***
田 中 政 夫****山 田 朝 治*****

Substructure Formed in the Vicinity of the Fatigue Crack in 18-8 Austenitic Steel

by

Kenji HATANAKA

(Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

Hideaki KAWABE

(Faculty of Engineering, Osaka University, Suita)

Masao TANAKA

(College of General Education, Osaka University, Toyonaka)

and Tomoharu YAMADA

(Faculty of Engineering, Osaka University, Suita)

The Stage II type fatigue crack propagation processes in 18-8 austenitic steel were studied upon observation of the substructure formed in the vicinity of its fatigue crack, by the X-ray microbeam diffraction technique and by the replica electron microscopic method. The main results obtained are as follows.

(1) Although 18-8 austenitic steel has very low stacking fault energy, it breeds subgrains in the vicinity of the fatigue crack, characteristically indistinct and indefinable in observation by microbeam X-ray diffraction technique.

(2) The area of the substructural zone thus formed in the vicinity of the fatigue crack is small as compared with that formed in the metals where screw dislocation cross slips easily and is nearly limited within the grain that contains the fatigue crack. The fatigue deformation in the grain is remarkably uneven. In this way the X-ray Laue method is considered to be suitable for the detailed investigation of substructure formed in the fatigue deformation area, and various information can be obtained from each grain by its application.

(3) An α -martensite has been detected in the vicinity of fatigue crack and fatigue crack tip. Fatigue crack can be grown by the repeated cleavage-like fracture of the martensitic structure, and therefore, the fatigue fracture mechanism in 18-8 austenitic steel is considerably different from other metals.

(4) Well defined cross slip lines are observed in the fatigued 18-8 austenitic steel, but the region in which this cross slip occurs is limited to the spot near the grain boundary. This will suggest that the grain boundary acts as the strong obstruction to dislocation motion.

(Received Oct. 19, 1970)

1 緒 言

疲労き裂伝ば機構を解明するには疲労き裂先端に生ずる塑性域の性状を究明することが最も重要なことで

ある。現在この目的でなされている研究は主として細束X線を用いたものであるが、最終的にはき裂近傍の転位の直接観察が最も有効な手段として望まれるところである。しかし後者においては薄膜作製上の困難さが伴うため、十分な結果が得られているとは思われない。現在までのこれらの観察結果によると疲労き裂先端には subgrain が形成され、その subgrain bound-

* 原稿受理 昭和45年10月19日
** 正 会 員 京都大学工学部 京都市左京区吉田本町
*** 大阪大学工学部 吹田市山田上
**** 正 会 員 大阪大学教養部 豊中市待兼山町
***** 正 会 員 大阪大学工学部 吹田市山田上

dary が疲労き裂伝ばのための優先的径路となり、しかもその subgrain の発達程度は積層欠陥エネルギーが大なる程であるということが一般的に認められている。しかしこれは主に、交差すべりが容易な体心立方晶である鉄系金属材料と、面心立方晶でも比較的積層欠陥エネルギーが大きいアルミニウム、銅などに関する結果であって、積層欠陥エネルギーがきわめて小さく、したがって交差すべりが非常に困難な材料に関してはこれらの結果の該当性が疑問視されている。¹⁰⁾

18-8オーステナイト鋼は積層エネルギーが最も低い金属材料の一つである。著者らはこの点に注目して先に、18-8 オーステナイト鋼の疲労き裂発生過程¹¹⁾に stage I 型き裂の伝ば過程について検討を加えた。今回はそれに引続いて stage II 型き裂の伝ば過程を明らかにするために、そのき裂近傍の結晶変形を細束X線ラウエ法と電子顕微鏡レプリカ法で詳細に観察するとともに、18-8オーステナイト鋼の疲労き裂伝ば過程における $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態についても検討を加えたのでその結果をここに報告する。

2 供試材および試験方法

2・1 供試材と試験片

本試験に使用した 18-8 オーステナイト鋼は厚さ 3 mm の板材でその化学成分および納入状態における室温での静機械的性質をそれぞれ Table I, II に示す。

この板材を 60° の V 型切欠き試験片に機械加工した後、それにアルゴンガス中で 1200°C、2 時間加熱後、水冷の溶体化処理を施した。その後エミリーペーパーで酸化膜を除去し、さらにエミリーペーパーによる加工層を化学研磨、電解研磨により溶去し、最後に電解

Table I Chemical compositions of test material (SUS 27) (%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
0.06	0.69	1.65	0.032	0.008	9.21	18.32

Table II. Mechanical properties of test material at room temperature (Quenched from 1200°C).

Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Vickers hardness (100g)
58.3	62.2	156

Fig. 1 Shape and sizes of test specimen

腐食を施した。用いた試験片の最終寸法を Fig. 1 に示す。なおこのときの平均結晶粒径は約 200 μ である。

2・2 試験方法

疲労試験はシェンク式平面曲げ疲労試験機 (1800 c. p. m) で行ない、結晶変形の観察は、所要の応力繰返し数のところで試験を中止し、その時の疲労き裂近傍の変形を、光学顕微鏡法、細束X線ラウエ法、電子顕微鏡レプリカ法で調べることにより行なった。電子顕微鏡観察用の試料はレプリカ膜にセルロースアセトブチラートを使用し、クロムを 45° 方向からシャドウイングすることによる二段カーボンレプリカ法にて作製した。細束X線法はX線発生装置として理学電機製回転対陰極X線発生装置、ロータユニット RU-3 型、細束X線カメラは東芝製直視型マイクロカメラ CU-072 型を使用することにより行なった。Table III に細束X線背面反射ラウエ写真およびディバイ写真を撮影したときの回折条件を示す。

Table III. X-ray conditions for microbeam diffraction observation.

Target	Cr
Tube voltage	40 kV
Tube current	70 mA
Slit	50 μ^{ϕ} $\times$ 67 mm
Distance from specimen to film	14 mm
Divergence angle	4.6 $\times 10^{-4}$ rad.
Characteristic X-ray	Cr-K α
Diffraction plane	(220)
Resolving power	0.35 μ
Irradiated area	70 μ^{ϕ}
Exposure time	5 hr.

3 試験結果および考察

3・1 S-N 曲線および疲労き裂進展曲線

本試験において得られた S-N 曲線を Fig. 2 に示す。疲労き裂近傍の結晶変形の観察は主として応力振幅 $\sigma = 28, 33 \text{ kg/mm}^2$ の二種類について行なったが、これらの応力に対する疲労き裂進展曲線を Fig. 3 に示す。破断繰返し数はそれぞれ $N_f = 8.5 \times 10^5, 1.5 \times 10^6$ である。一般に疲労き裂進展曲線は初期のき裂進展速度の大きい部分、それから比較的その小さい定常状態、および破断直前の急速進展期間の三段階に分けられるが Fig. 3 からこの傾向は明らかである。これと同じ結果はすでに 18-8 オーステナイト鋼の回転曲げ疲労試験中の疲労き裂進展曲線で得られている。なお、 $\sigma = 28, 33 \text{ kg/mm}^2$ の定常状態における疲労き裂進展速度は、Fig. 3 から、それぞれ $4.8 \times 10^{-6} \text{ mm/cycle}$, $4.9 \times 10^{-6} \text{ mm/cycle}$ である。

Fig. 2. S-N curve for plane bending fatigue test of the notched 18-8 austenitic steel.

Fig. 3. Fatigue crack propagation curves for plane bending fatigue test of the notched 18-8 austenitic steel.

3・2 細束X線法による疲労き裂近傍の下部組織の観察

細束X線デバイ法では, かりに疲労き裂上にX線を照射しても, そのき裂が入っている結晶粒からの情報が得られるとは限らない. 一方, 前報において, 18-8オーステナイト鋼の疲労き裂発生時の結晶変形を観察したとき, 疲労き裂近傍の下部組織が非常に狭いことを指摘した. したがって 18-8 オーステナイト鋼の疲労機構解明には, 疲労き裂を含む結晶粒そのものの変形状態を詳細に検討することが必要と思われる. この目的で本研究では主として細束X線ラウエ法を採用した.

Fig. 4(a)~(c)は $\sigma=28 \text{ kg/mm}^2$ で応力繰返し数 $N=2 \times 10^4$ のときの光学顕微鏡写真とき裂を含む結晶粒からのラウエはん点である. ○印はX線照射位置を示す. Fig. 4(d)にはその結晶粒の軸方位を示している. Fig. 4において同一結晶粒内の異なった位置から得られた回折はん点を比較してみよう. 位置④のき裂上からの回折はん点には特に (311), (110) 面において激しい変形が観察されるのに対し, この位置から約 150 μ 離れた位置③からのものにはほとんどアステリズムは認められない. そしてき裂上からのはん点はこの部分において subgrain が形成されていることを示している. しかしこのはん点の分離の状態は鉄とかアルミ

(a) Microstructure near the fatigue crack of $l=0.26 \text{ mm}$ in length
(b) Laue spots obtained at position (A) in photomicrograph (a)
(c) Laue spots obtained at position (B) in photomicrograph (a)
(d) Crystal orientation of the X-ray irradiated grain

Fig. 4. Fatigue deformation structure near the fatigue crack after $N=2 \times 10^4$ cycles at $\sigma=28 \text{ kg/mm}^2$ and crystal orientation of grain including fatigue crack.

ニウムのそれのごとき sharp な分離のようすと異なっておりかなり不明りょうである. このことは 18-8 オーステナイト鋼の場合は鉄, アルミニウムに比較して subgrain の形成が不完全であることを示す. 一方 ④からの回折はん点には何らはん点の分離は認められない. このように, 表面組織的には一様に二重すべりを生じている同一結晶粒内において, 著しい不均一変形が観察されることは非常に興味深いことであり, この点からも下部組織の詳細な検討には, 一つの結晶粒の平均的情報ではなく, き裂近傍のごく局所的な情報を検出する必要があることがわかる.

$\sigma=33 \text{ kg/mm}^2$, $N=5.5 \times 10^4$ cycles, $l=2.5 \text{ mm}$ のときの疲労き裂先端およびその近傍の光学顕微鏡写真を Fig. 5(a) に示す. ○印は細束X線照射位置を示す. き裂進展経路は Fig. 4(a)において示されているようにほとんど貫粒型で, この写真でき裂先端付近において粒

(a) Microstructure near the fatigue crack of $l=2.54$ mm in length
 (b) Laue spots and Debye-Scherrer ring diffracted from $\{211\}$ of α phase obtained at position ④ in photomicrograph (a)
 (c) Laue spots obtained at position ③ in photomicrograph (a)
 (d) Debye-Scherrer ring diffracted from $\{211\}$ of α phase obtained at position ① in photomicrograph (a)
 Fig. 5. Fatigue deformation structure near the fatigue crack after $N=5.5 \times 10^4$ cycles at $\sigma=33$ kg/mm².

界を通過しているのはむしろ例外に属する。Fig. 5 (b), (c)は光学顕微鏡写真で激しい多重すべりが観察される、疲労き裂が通過後の結晶粒からの回折写真である。ここで、き裂の上、位置④から得られた回折像、(b)において連続的なディバイ環が観察されることは注目値する。これは一つの結晶粒からの回折像である。したがってその回折像が連続的なリングをなすことは、この照射位置において多結晶が形成されていることを意味する。一方、この位置におけるディバイ環は Cr の特性X線によるオーステナイト相からの回折像としては理解することができない。そこで 18-8 オーステナイト鋼の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に注目した結果、この回折環は α 相の $\{211\}$ 面からの Cr-K α 線による回折像として理解できた。なお、このときの解析に用いた α 相の格子定数は $a_0^\alpha = 2.866 \text{ \AA}^{13)}$ である。以上の結果から 18-8 オーステナイト鋼の切欠き材の常温における疲労過程に、その疲労き裂近傍にはマルテンサイトの多結晶体が生じていることが判明した。また同図において、地であるオーステナイト相に激しい変形が観察されるのに対して、き裂から 100μ 離れた位置③から得られた回折像、Fig. 5 (c)においてはそのアステリズムは小さく、Fig. 4 で示したと同じように同一結晶粒内における不均一変形が観察される。

この結晶粒内における疲労き裂近傍の場所的な不均一変形を Cr-K α 特性X線を用いて追跡した結果を Fig. 6 に示す。これは平らの方法を用いて全方位差 β を計算しそれをき裂からの距離に対してプロットした

Fig. 6. Change in total misorientation with normal distance from fatigue crack side in the grain.

もので三つの点はそれぞれ Fig. 5 (a)におけるき裂を含む結晶粒の④、⑤、③の位置からの回折像から得られたものである。これによるとき裂近傍のX線の結晶変形はき裂から約 50μ で急激に減少し、 100μ ではほとんどなくなっていることがわかる。辛島らはアルミニウム、銅それに α -黄銅の三種の種層欠陥エネルギーの異なる面心立方晶金属について、き裂近傍の塑性域の大きさを調べ、き裂の進行方向に対して直角方向についてはアルミニウムで約 200μ 、銅、 α -黄銅では 100μ 以下であることを報告しているが、これら三種の金属よりさらに積層欠陥エネルギーの小さい 18-8 オーステナイト鋼の場合それは約 100μ 以下の大きさであると考えると良いと思われる。Fig. 5 (d)はき裂先端がその結

晶粒界を進行している結晶粒からの回折像である。この場合にも同図(b)で観察されたと同じように、マルテンサイトからの回折像と考えられる連続リングがみられるとともに、オーステナイト相からの回折はん点は激しい変形のために非常に不鮮明になっている。

3・3 電子顕微鏡レプリカ法による疲労き裂近傍の結晶変形の観察

Fig. 7 は 18-8 オーステナイト鋼の疲労き裂およびその近傍の変形状態を示す典型的な電子顕微鏡写真である。これは $\sigma=28 \text{ kg/mm}^2$ の応力の繰返しの結果観察されたものであるが、この図において認められるき裂部分の盛り上がっている部分が細束 X 線で認められた α -マルテンサイトに相当するものと思われる。

Fig. 7. Electron micrograph showing the fatigue deformation structure in the vicinity of fatigue crack after $N=3.3 \times 10^5$ cycles at $\sigma=28 \text{ kg/mm}^2$.

この盛り上がりの両側が地であるオーステナイト相であり、そこでは激しく、しかも直線的に二重すべりを生じているのが観察される。それに対し、マルテンサイトと考えられる部分にはすべり線は全く観察されず、両側のオーステナイト相とは全く異質な様相を呈している。しかもこの部分からオーステナイト相への移行は全く不連続である。このマルテンサイトと思われる部分の幅は応力が高い程大きくなり、応力振幅 $\sigma=28, 33 \text{ kg/mm}^2$ の場合についてそれぞれ $8, 14 \mu$ 程度である。き裂の両側のオーステナイト相部分の変形状態は二重すべりを含む直線的なすべり線が認められる程度できわめて単純である。体心立方晶である鉄系金属材料、それに面心立方晶でも積層欠陥エネルギーの高いアルミニウムなどで観察されているき裂近傍の副結晶粒形成などの複雑な変形と比較すると、この単純な変形は交差すべりが困難な、積層欠陥エネルギーがごく低い金属材料の特徴を示しているものと思われる。

18-8 オーステナイト鋼の疲労き裂進展経路は貫粒型である。Fig. 8(a)(b)に結晶粒界を貫通するき裂およびその近傍の変形状態を示す。Stage II 型疲労き裂の伝ば過程においても疲労き裂は結晶粒界近傍で複雑な挙動を示す。Fig. 8(a)は粒界近傍において疲労き裂進行経路が複雑に変化している例で、これは結晶粒界がき裂進展に対して強い抵抗を示しているものと思われ

(a) Electron micrograph showing the complicate crack propagation path near the grain boundary after $N=3.3 \times 10^5$ cycles at $\sigma=28 \text{ kg/mm}^2$
(b) Electron micrograph showing the fatigue crack propagating through near the triple point of grain boundary after $N=3.3 \times 10^5$ cycles at $\sigma=28 \text{ kg/mm}^2$

Fig. 8. Fatigue crack propagating through the grain boundary and fatigue deformation structure in the vicinity of its crack.

る。同図(b)は粒界の三重点近傍をき裂が進行している場合の一例である。一般に疲労き裂伝ば過程の Stage II に入るときき裂は発生過程においてみられるような Crystallographic な挙動を示さなくなり、すべり線の方向にも、また結晶の方位にもほぼ無関係に進行する傾向がある。この意味で結晶粒界が疲労変形に及ぼす影響の程度は疲労き裂伝ば過程の Stage I までの段階と Stage II 以後のそれとでかなり様子が異なっているものと思われる。これらは疲労き裂の発生と伝ば¹⁴⁾に及ぼす結晶粒度の影響と論じた Hoepfner の結果と一致するものであろう。

結晶粒界近傍において特に複雑な変形形態が観察されるのはき裂伝ば過程においても同様である。粒界近傍において観察された激しい二重すべりおよび典型的な交差すべりの例をそれぞれ Fig. 9(a), (b)に示す。18-8 オーステナイト鋼といえども、このように局部的には交差すべりを起こすが、しかしこれが原因で鉄とかアルミニウムなどでみられるような波状性に富んだ変形形態を示すことはない。

Fig. 10 は疲労き裂先端部分の微視的変形組織を示す。結晶粒界近傍において変形が特に複雑であることはこれまでに再三強調しているところであるが、Fig. 10(a)はその結晶粒界近傍にき裂先端が位置している例である。き裂先端部分においてレンズ状の細長い盛り上がりが多数観察され、これがすべり線と交わっている部分ですべり線のずれが観察される。また、Fig. 10(b)は結晶粒内の疲労き裂先端近傍において形成された

(a) Developed double slip lines after $N=10^5$ cycles at $\sigma=28 \text{ kg/mm}^2$
 (b) Defined cross slip lines after $N=6.5 \times 10^4$ cycles at $\sigma=28 \text{ kg/mm}^2$

Fig. 9. Electron micrographs showing the double slip and cross slip lines near the grain boundary formed by the fatigue deformation.

(a) Substructure at the crack tip near the grain boundary after $N=10^5$ cycles at $\sigma=28 \text{ kg/mm}^2$
 (b) Substructure at the crack tip inside the grain after $N=5.5 \times 10^4$ cycles at $\sigma=33 \text{ kg/mm}^2$

Fig. 10. Electron micrographs showing the deformation structure in the vicinity of the fatigue crack tip.

マイクロクラックであるが、この写真においても γ 相の激しい二重すべりの中に、すべり線の全く認められない盛り上がりが見られる。これらがX線で確認された α 相に相当しているかどうかについては、ここで結論を下すことはできないが、疲労によって生じた微小き裂先端の透過電子顕微鏡観察により α 相の生成を

確認していることから判断して、これがマルテンサイトを示しているものと推定される。なお 18-8 オーステナイト鋼の疲労き裂先端部分にはレプリカ電子顕微鏡的にみて、疲労き裂近傍の表面組織において認められたと同様に鉄などでみられる表面的な微細化結晶構造は認められず、変形の様式がきわめて単純な特徴を有することがわかる。Fig. 4においてX線的にはsubgrainの形成が確認されたがこのことは表面組織と内部組織とが必ずしも対応しないことを示しているものと思われる。

3・4 Stage II 型疲労き裂伝ば過程に関する一考察

Grosskreutz¹⁰⁾らは積層欠陥エネルギーと疲労き裂伝ば機構との関係を論じ、これが非常に低い材料ではき裂先端においてさえsubgrainは形成されず、これが高い材料とは異なった疲労破壊機構をとる可能性があることを示唆している。鉄鋼材料のうちでは最も積層欠陥エネルギーが低い材料の一つである 18-8 オーステナイト鋼の場合、疲労き裂部分に不完全ながらsubgrainが形成されていることがX線的に確かめられた(Fig. 4)。したがって疲労過程におけるsubgrainの形成という観点からは、交差すべりの容易な他の材料と比較して、前者の不完全、後者の完全といったsubgrainの形態の差はあるが、根本的な差は認められない。このことは透過電子顕微鏡による観察結果によっても確かめられている¹⁶⁾。しかし、18-8オーステナイト鋼の場合、subgrainとき裂伝ば機構との関係を論ずる前にFig. 5(b)(d)、それにFig. 7に示されている疲労き裂部分のマルテンサイトに言及しなければならない。

大平らは 18-8 オーステナイト鋼の切り欠き材の室温における回転曲げ疲労試験で、切り欠き底の塑性域部分にはマルテンサイトを生ずるが成長した疲労き裂先端部分にはそれが生じないことを報告している。しかしこれは光学顕微鏡による観察結果であって、それがゆえにき裂先端の約 10μ 程度のごく局部的な現象をとらえているとは言い難い。それに切り欠き底において形成されるマルテンサイトが疲労き裂先端において形成されないという理由はないように思われる。疲労き裂先端およびその近傍の変形組織については薄膜の透過電子顕微鏡による観察により統報において詳細に検討するが、とにかく 18-8 オーステナイト鋼の室温における疲労破壊機構はき裂先端部にマルテンサイトが形成されるという特殊性から他の金属のそれと根本的に異なることが示唆される。疲労き裂はマルテンサイトのぜい性的破壊の繰返し過程で進行してゆくものと思われ、Fig. 11(a)に示したFractographyにおいて観察される不規則な α -マルテンサイトの凹凸は、そのぜい性的破壊の痕跡を示しているものと思われる。なお同図(b)は(a)に示した破面からのCrの白色X線に

(a) Electron micrograph
(b) Microbeam X-ray diffraction pattern

Fig. 11. Microscopic observations in fatigue fracture surface at $\sigma = 28 \text{ kg/mm}^2$.

よる細束X線写真で、これにおいて観察される一番内側のリングが α 相 $\{211\}$ 面からの回折像である。

き裂の進展経路とマルテンサイトの破壊との間には密接な関係があるように思われる。Stage II の伝ば過程においてはき裂はすべり線の方向にほとんど無関係である。マルテンサイトが多分に非結晶学的な破壊形態をとることからこのことは定性的には説明できると思われる。

き裂部分において認められた subgrain はたぶんマルテンサイトの外側に形成されているものと思われるが、この両者の結晶学的な関係、それにマルテンサイトの破壊が今後詳細に検討されなければならない。

4 結 言

18-8 オーステナイト鋼の Stage II の疲労き裂伝ば過程を、主として疲労き裂近傍の変形組織を細束X線法および電子顕微鏡レプリカ法で詳細に観察することにより検討した。そのおもな結果を列挙すれば次のようになる。

(1) 18-8 オーステナイト鋼は非常に積層欠陥エネルギーが低い材料であるにもかかわらず、疲労き裂の近傍には subgrain が形成される。しかしこれは高積層欠陥エネルギーを有する他の面心立方晶系金属、それに鉄などにみられるように、X線的にはっきり分離した点としては見分けられず、かなり不完全な subgrain であるという特徴を有する。

(2) X線的に検出される疲労き裂近傍の塑性域は、そのき裂が存在する一結晶粒内の局所的な部分のみに

限られ、交差すべりの容易な金属材料に比較してかなり小さい。また一つの結晶粒内において著しい不均一変形が観察されることから疲労変形を詳細に検討するためには、細束X線ディバイ法よりも、その結晶粒のみから正確に情報が得られるラウエ法の方が適した方法といえる。

(3) 疲労き裂およびその先端近傍においてX線的に α -マルテンサイトが検出された。疲労き裂はマルテンサイトのぜい性的破壊を通じて成長してゆくものと思われる、この点で 18-8 オーステナイト鋼の疲労破壊機構は他の金属のそれとかなり様子が異なっていることが予想される。

(4) 室温試験における疲労き裂近傍で、しかも結晶粒界近傍において明りょうな交差すべりが観察された。これは結晶粒界が転位の運動に対して強い抵抗体となった結果生じたもので 18-8 オーステナイト鋼の場合、このような場所以外では交差すべりはほとんど認められない。

終わりに貴重なる実験材料の提供をいただきました日本冶金工業株式会社に対して厚く謝意を表する。また種々有益な討論をいただきました大阪大学高村正治助教授、それに実験を行なうにあたって終始ご協力いただいた当時の大阪大学工学部学生、鎌田浩一郎氏に深く感謝する。

(昭和44年5月21日 日本材料学会第18期総会学術講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) 辛島誠一, 及川 洪, 小倉次夫, 日本金属学会誌, **31**, 669 (1967).
- 2) Holden, J., Phil. Mag., **6**, 547 (1961).
- 3) 平 修二, 林 建吉, 日本機械学会論文集, **32**, 389 (1966).
- 4) 平 修二, 林 建吉, 日本機械学会論文集, **33**, 1 (1967).
- 5) 小倉次夫, 辛島誠一, 日本金属学会誌, **34**, 739 (1970).
- 6) 辛島誠一, 及川 洪, 小倉次夫, 日本金属学会誌, **31**, 674 (1967).
- 7) Murr, L. E., and P. J. Smith, Trans. AIME, **233**, 755 (1965).
- 8) 小倉次夫, 辛島誠一, 日本金属学会誌, **34**, 746 (1970).
- 9) Avery, D. H., and W. A. Backofen, Fracture of Solids, Interscience, p. 339 (1962).
- 10) Grosskreutz, J. C., and P. Waldow, Acta Met., **11**, 717 (1963).
- 11) 幡中憲治, 川辺秀昭, 山田朝治, **20**, 481 (1971).
- 12) 幡中憲治, 川辺秀昭, 田中政夫, 材料, **19**, 96 (1970).
- 13) Otte, H. M., Acta Met., **5**, 614 (1957).
- 14) Hoepfner, D. W., Fatigue Crack Propagation, ASTM, STP, No. 415, p. 486 (1967).
- 15) 幡中憲治, 木川 泓, 川辺秀昭, 山田朝治, 日本金属学会 昭和45年度春季大会概要, p. 43 (1967).
- 16) 幡中憲治, 中川紀寿, 川辺秀昭, 山田朝治, **19**, 1105 (1970).
- 17) 大平 敏, 村松正光, 石田昭夫, 材料, **18**, 62 (1969).