工業用純鉄における疲労き裂の発生と 初期進展挙動の結晶粒方位依存性[†]

田 中 道 七* 村 井 豊**

Grain Orientation Dependency of Fatigue Crack Nucleation and its Early Growth in Pure Iron

by

Tsuneshichi TANAKA* and Yutaka MURAI**

Fully annealed commercial base pure iron plate specimens were tested under completely reversed bending stress at 60 Hz. The crack nucleation and its early growth were observed until about 80% of the fracture life at a stress level just above the endurance limit. Then the specimen was removed from the machine and the grain orientation was determined for grains surrounding cracks by the etch pit method. Observation was also made after removal of surface layers to see the crack growth pattern toward the inside from the surface. It was found that cracks originated at grain boundaries on the surface penetrated into the inside along two or three dominant slip systems in one of the grains adjacent at the cracked boundary in the same manner as the pencil glide which was commonly observed in b.c.c. metals.

キー・ワード：疲労き裂，工業用純鉄，結晶方位，発生と初期進展，優先すべり系

1 緒 言

先に筆者らの一人はエッチピット法による結晶粒方位の解析方法を確立し，工業用純鉄平板試験片を用いて両振平面曲げ荷重下で発生する疲労き裂の結晶粒方位依存性を検討した。その結果，上記両振荷重下で疲労き裂は必ず表面の粒界に沿って発生し，そのような粒界の両側結晶粒にはシュミット因子の高い主すべり系が存在してそれらが粒界においてはほぼ直交する関係にあり，一方の主すべり面と表面との交線は表面の粒界とはほぼ平行であり，他方のすべり系に生ずるすべりが粒界に平行な主すべり系¹⁾によって阻止される形になっていることを見出した。

その後，き裂発生が見られない箇所も含めて試験試験部表面の全結晶粒について方位解析を含む詳細な検討を行い，さらに表面直下での粒界形状とき裂の進展方向に関する観察も行ってきたき裂発生箇所²⁾に見出される結晶学的条件のいくつかを明らかにした。とくに深さ方向の観察結果から，表面で粒界に沿うき裂は内部方向には上に述べた阻止側結晶粒のすべり面に沿ってすべり方向に粒内に進展していることを見出され，この結果は筆者らの一人が低炭素鋼について以前に観察した結果³⁾と一致している。

本研究は以上の研究結果をふまえて，工業用純鉄試験片の両振平面曲げ荷重下における疲労き裂の発生と

その後の初期進展挙動を観察し，方位性エッチピット法により求めたき裂周辺の結晶粒方位との関係を検討したもので，表面から深さ方向へのき裂形状や粒界形状に関する観察結果も加えて考察した結果，これまでの研究結果に加えていくつかの興味ある知見が得られた。

2 実験および観察方法

本実験に用いた材料は前報^{1,2)}と同系統の工業用純鉄で，その化学成分を Table I に示す。試験片は素材を冷

Table I. Chemical composition of material.

Chemical composition (%)				
C	Si	Mn	P	S
0.009	<0.01	0.03	<0.003	0.001

Cu, Ni, Cr, Mo and V are less than 0.01%

Fig. 1. Specimen.

[†] 原稿受理 昭和61年10月7日 Received Oct. 7, 1986

* 正 会 員 立命館大学理工学部 京都市北区等持院北町, Faculty of Science and Engineering, Ritsumeikan University, Tojiin kitamachi, Kita-ku, Kyoto

** 学生会員 立命館大学大学院 京都市北区等持院北町, Graduate Student, Ritsumeikan University, Tojiin kitamachi, Kita-ku, Kyoto

Table II. Heat treatment and mechanical properties of material.

Material	Heat treatment	Yield point σ_s (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)
Pure iron	960°C 3 hr, F.C.	115	239	48

間圧延後プレスで打ち抜き、平面研削後エメリー紙で #2000 まで研磨して Fig. 1 に示す試験片形状に仕上げた。さらに真空焼なまし炉中で完全焼なまし処理を施し、表面層を電解研磨で除去して実験に供した。得られた平均結晶粒径は約 $160\mu\text{m}$ であり、熱処理条件と機械的性質は Table II に示すとおりである。

疲労試験はすべて実験室大気中で繰返し速度 60 Hz の小型電磁式平面曲げ疲労試験機を用い、両振応力下で行った。試験機の詳細については既に報告してあるので省略する。³⁾

実験はまず Fig. 1 の試験片について両振曲げ荷重下の S-N 曲線を求め、ついで観察応力レベルを耐久限度直上に設定し、約 10^5 回の応力繰返しを与えるごとに試験片を試験機から取りはずして走査型電子顕微鏡 (SEM) によって表面き裂の発生と初期進展挙動を観察した。そして S-N 曲線から予想される寿命の約 80% において上記観察を中断し、エッチピット処理によって試験片表面に方位性エッチピットを発生させ、先に確立した方位解析法¹⁾²⁾によってき裂周辺結晶粒の方位を決定した。なお、前報までのところでは $\langle 111 \rangle$ - $\{110\}$ すべり系のみに着目して解析を行ったが、b. c. c. 金属である純鉄においては上のすべり系の他に $\langle 111 \rangle$ - $\{112\}$ すべり系が存在し、繰返しひずみ条件下

でこのすべり系に沿うすべりを観察した結果が既に報告されているので、本研究においては前報の解析に加えて $\langle 111 \rangle$ - $\{112\}$ すべり系についても解析を行った。

さらに表面から内部方向へのき裂進展挙動とそれに密接に関連する結晶粒界や優先すべり系の状態を明らかにするために、き裂周辺結晶粒中にビッカース圧痕を打点し、それを不動点として電解研磨により表面層を逐次除去し、SEM による観察を行って表面層でのき裂進展挙動について立体的考察を加えた。

3 実験結果および考察

完全焼なましした工業用純鉄平板試験片 (Fig. 1) について両振平面曲げ応力下で得られた S-N 曲線を Fig. 2 に示す。耐久限度は約 135 MPa である。これより観察応力を耐久限度直上の 140 MPa とし、前章で述べた方法で疲労き裂の発生と初期進展挙動を観察した。ここでは紙面の都合上、十分な観察結果が得られた試験片 No. 8 の場合について観察結果を示し、

Fig. 2. S-N diagram.

Fig. 3. Growth of the crack K on the specimen surface.

Table III. Slip systems and Schmid factors analyzed by etch pit method.

GNO.	s.d. S_i^j	$\langle 111 \rangle$ - $\{110\}$ slip system						$\langle 111 \rangle$ - $\{112\}$ slip system					
		s.p.	s.f.	s.p.	s.f.	s.p.	s.f.	s.p.	s.f.	s.p.	s.f.	s.p.	s.f.
		Π_{ij}^{20}	K_i^j	Π_{ij}^{20}	K_i^j	Π_{ij}^{20}	K_i^j	Π_{ij}^{22}	K_i^j	Π_{ij}^{22}	K_i^j	Π_{ij}^{22}	K_i^j
2	$i=1$	$ij=11$	0.03	$ij=12$	0.02	$ij=13$	0.00	$ij=11$	0.33	$ij=12$	0.24	$ij=13$	0.09
	2	21	0.34	22	0.23	23	0.11	21	0.33	22	0.26	23	0.06
	3	31	0.46	32	0.38	33	0.08	31	0.48	32	0.31	33	0.17
	4	41	0.22	42	0.13	43	0.08	41	0.21	42	0.18	43	0.02

Key: GNO.; grain number, s.d.; slip direction, s.f.; Schmid factor, s.p.; slip plane

考察を加えることにする。

本試験片の場合、上記応力下で繰返し数 1.0×10^6 において Fig. 3 の左下に示すように試験片表面に 3 個のき裂が発生し、以後 2.1×10^6 回で観察を中断するまでき裂が除々に成長するのが認められた。以下、この 3 個のき裂を G, K, L とし、それぞれについて表面と内部におけるき裂の状態を詳細に観察した。なお、上記 3 個のき裂以外にも微小き裂の発生が観察されたが、それらの表面および内部における進展量は小さく、表面層除去処理によってすぐに消滅する程度の大きさにすぎないので観察からは除外した。

3・1 き裂 K についての観察結果

Fig. 3 に示したようにき裂 K は繰返し数 1.0×10^6 で結晶粒界 9-2 に発生したことが確認され、 1.4×10^6 までほぼ同一の粒界に沿って成長しているが、 1.8×10^6 では写真上部でき裂は結晶粒 2 に入り、下部では粒界 9-12 に沿って進展した後、結晶粒 18 の粒界との 3 重点に達し、そこで僅かのくい違いをみせて結晶粒 18 内に入っている。繰返し数 2.1×10^6 ではき裂の上、下端部が結晶粒 2 および 18 のすべり帯に沿って成長しているのが認められる。なお、図中の記号 Π_{ij}^{20} については以下に説明する。

Table III はき裂 K の周辺にある結晶粒 2 についてエッチピット法により得られた各すべり系のシュミット因子 K の値を示したもので、 $\langle 111 \rangle$ - $\{110\}$ と $\langle 111 \rangle$ - $\{112\}$ の二つのすべり系に分けて表示しており、各すべり系にはすべり方向とすべり面の組合せにより 12 個のすべり系が属している。表中の記号 GNO. は結晶粒番号であり、 Π_{ij}^{20} はすべり面を、 S_i^j はすべり方向を、 K_i^j はシュミット因子を示しており、添字 k は結晶粒番号を表し、 l は $\langle 111 \rangle$ - $\{110\}$ すべり系に対して 0、 $\langle 111 \rangle$ - $\{112\}$ 系に対して 2 としてすべり系の区別を表している。また i ($=1, 2, 3, 4$) は四つの $\langle 111 \rangle$ すべり方向を区別し、 j ($=1, 2, 3$) は一つのすべり方向に属する三つのすべり面をシュミット因子の大きさの順に示す添字である。また前報と同様にシュミット因子 K_i^j が 0.38 以上のすべり系を優先すべり系と呼

ぶことにする。表中には結晶粒 2 内の優先すべり系を与える K_i^j を太字で示してある。

Fig. 3 中の記号 Π_{ij}^{20} と矢印は各結晶粒中のいくつかの優先すべり系についてそのすべり面記号と、すべり面と表面との交線の方角を示したもので、観察されるすべり帯は優先すべり系に沿っていることがわかる。また最初にき裂が発生した粒界 9-2 は結晶粒 9 の優先すべり系のすべり面（以下簡単のために優先すべり面またはすべり面と呼ぶ Π_{20}^{22} にはほぼ平行であり、結晶粒 2, 18 内のき裂は優先すべり面 Π_{31}^{22} , $\Pi_{31}^{18,2}$ に沿って入っている。

つぎに、Fig. 4 (a) は繰返し数 2.1×10^6 で試験を中断し、試験片表面をエッチピット処理した後の写真で、斑点状にみえるのが方位性エッチピットである。このエッチピットによる方位解析を行った後、電解研磨によって表面層を逐次除去して写真撮影を行った。得られた写真のうちいくつかを表面からの深さとともに同図(b)~(e)に示す。

Fig. 4. Observation of the crack K after removal of surface layers.

写真(a)にみるように表面でき裂はほぼ連続状態を保っているが、 $12\mu\text{m}$ 除去した写真(b)においては表面で粒界 9-2 に沿っていたき裂は 1 部結晶粒 9 内に入っている。さらに表面から $30\mu\text{m}$ 下部の写真(c)をみると

き裂はもはや連結しておらず, 結晶粒 2, 9 および 18 内に個々に進展していることがわかる. 写真(d)では結晶粒 9, 18 内のき裂は痕跡を残すのみとなり, 結晶粒 2 においてのみ僅かに湾曲したき裂が観察される. 写真(e)ではき裂は結晶粒 2 内に存在するのみとなり, このき裂は予想外に深いことがわかる. なお, 写真(e)中で N1 と表示した結晶粒は表面に顔を出していない新しい結晶粒である.

以下, 結晶粒 2, 9 および 18 内に個々に進展したき裂の状態を立体図で示しながら検討を加えることにする.

まず結晶粒 2 内に進展したき裂についてみると, Fig. 4 (a), (b)ではこのき裂は粒界 9-2 に沿うき裂とながっているが, 写真(c)では独立のき裂になっており, この段階で結晶粒 6 は消滅している. Fig. 5 はこの $\sim 30\mu\text{m}$ からさらに深部におけるき裂の状態と結晶粒界および優先すべり系の相互関係を示したもので, この図の作成には写真(c), (d), (e)の他に中間で撮影した多数の写真を使用した. 図中の太い実線と破線は粒界を, 斜線部はすべり面にのるき裂面を表し, 細線は優先すべり面を表している. また座標は試験片長さ方向(負荷方向)を l 軸, 幅方向を m 軸, 試験片表面の法線方向を n 軸として設定してある.

Fig. 5. Part of the crack K penetrated into grain 2.

図よりき裂は結晶粒 2 内で同一のすべり方向 S_2^2 に属する優先すべり面 Π_{31}^{22} と Π_{31}^{20} にのり, 両すべり面の交線で僅かに屈曲して上のすべり方向に沿って深部に進展していることがわかる. ここで注目すべきことは, Fig. 4 (c)における結晶粒 2 内のき裂長さ(約 $120\mu\text{m}$)に比べて Fig. 5 の S_2^2 方向へのき裂長さ(表面から計って約 $200\mu\text{m}$)がかなり大きく, き裂はほぼモード II 型で S_2^2 の方向へ進展していることである.

つぎに, Fig. 6 は表面で粒界 9-2 と 9-12 に沿い, 内部では主として結晶粒 9 内に進展したき裂の表面か

Fig. 6. Part of the crack K penetrated into grain 9.

ら内部にわたる状態を示したもので, 表面では Fig. 4 (a)の点 a から点 b の間のき裂に対応する部分である. 図中の実線と破線および細線の意味は Fig. 5 と同様であるが, ピッチの細かい斜線部 A は表面下約 $25\mu\text{m}$ まで粒界面に沿うき裂を表し, 斜線部 B は同程度の深さまで粒界面に沿う部分と結晶粒 2 内でどのすべり面にものらない部分からなるき裂面を表す. ピッチの粗い斜線部は結晶粒 9 内の優先すべり面にのるき裂で, この部分においてき裂はすべり方向 S_2^2 に属する二つの優先すべり面 Π_{21}^{92} と Π_{21}^{90} 上にあり, S_2^2 のすべり方向に深部に進展していることがわかる.

最後に結晶粒 18 内のき裂は Fig. 4 (a), (b)の表面近傍ではほぼ直線状をなし, Fig. 3 右端の写真からこのき裂はすべり面 $\Pi_{31}^{18,2}$ に沿っているが, Fig. 4 (c)をみると写真の上, 下端で折れ曲っており, 写真(d)になると再び直線状を呈している. Fig. 7 はこのき裂の深さ $12\mu\text{m}$ (Fig. 4 (b)) から深部の状態を描いたもので, 細かい斜線部はいずれのすべり面にものらないき裂面

Fig. 7. Part of the crack K penetrated into grain 18.

を表し、粗い斜線部は優先すべり面にのるき裂を表している。図よりき裂はすべり方向 S_3^8 に属する三つのすべり面 $\Pi_{31}^{18,2}$, $\Pi_{31}^{18,0}$ および $\Pi_{32}^{18,0}$ にのり、 S_3^8 のすべり方向にあたかも屏風をたてたような形で進展している。

3・2 き裂Gについての観察結果

Fig. 8 にき裂Gの試料表面における観察結果を示す。このき裂は繰返し数 1.0×10^6 において結晶粒8の優先すべり面 Π_{31}^{82} にほぼ平行な粒界8-5に発生したのが観察され、 2.1×10^6 に至るまでに写真下方では粒界8-7に沿って成長した後結晶粒9内に入り、その優先すべり面 Π_{31}^{92} に平行に進展しており、写真上方では結晶粒5内へ進展している。

Fig. 9 はこのき裂の内部観察結果で、写真(a)はエッチピット処理した試料表面であり、き裂は上述のように粒界8-5、8-7に沿い、上端は結晶粒5に入り、下端は結晶粒9内に伸びている。また粒界5-6に沿うき裂も観察される。しかし $18\mu\text{m}$ 研磨した写真(b)では

Fig. 8. Growth of the crack G on the specimen surface.

Fig. 9. Observation of the crack G after removal of surface layers.

表面で粒界8-5、8-7に沿っていたき裂は粒界からはなれて結晶粒8の内部に入っており、この傾向は写真(c), (d)でさらに顕著になる。また写真(c), (d)ではき裂は結晶粒8内で明らかな折れ線状を呈しているが、 $61\mu\text{m}$ 研磨した写真(e)ではほぼ直線状になっている。一方、このき裂の上端部は写真(a)~(d)の範囲で短い距離粒界5-8に沿い、上端は僅かに結晶粒5内に入ったところとまっている。他方、写真の下部にある結晶粒9は写真(e)でほとんど痕跡を残すのみとなり、結晶粒9内のき裂が観察されるのは写真(c)までである。なお粒界5-6に沿うき裂(1部結晶粒6内にある)は写真(a)~(d)の範囲で粒界に沿ったままである。

Fig. 10 は表面で粒界8-5、8-7に沿う上述のき裂について、き裂とすべり面および粒界との関係を立体図に示したもので表示方法は先と同様である。図でピッチの細かい斜線部は粒界に沿うき裂面と結晶粒5内ではすべり面にももらないき裂面を表し、ピッチの粗い斜線部はすべり面にのるき裂面を表している。図より結晶粒8内のき裂はすべり方向 S_3^8 を共有する二つの優先すべり面 Π_{31}^{80} , Π_{31}^{82} にのり、また結晶粒9内ではすべり方向 S_3^9 を共有して僅かに傾いたすべり面 Π_{31}^{90} , Π_{31}^{92} にのり、いずれもすべり方向に進展している様子が観察される。また、結晶粒8内のすべり面 Π_{31}^{82} にのるき裂と結晶粒9内のすべり面 Π_{31}^{92} にのるき裂は粒界面8-9を貫通してつながっているが、それらのすべり面間の傾きが小さく、すべり方向 S_3^8 , S_3^9 もほぼ平行している点が注目される。

Fig. 10. Crack G penetrated into grains 8 and 9.

3・3 き裂Lについての観察結果

き裂Lの試料表面における進展状態を Fig. 11 に示す。このき裂も繰返し数約 1.0×10^6 において結晶粒10の優先すべり面 $\Pi_{31}^{10,0}$ に平行な粒界10-12に発生し、 2.1×10^6 に至るまでに主として写真下方の結晶粒17から13内へとほぼ直線的に進展したものである。

Fig. 12 はこのき裂の表面から内部への観察結果で、写真(a)はエッチピット処理した表面であり、写真(b)~

Fig. 11. Growth of the crack L on the specimen surface.

Fig. 12. Observation of the crack L after removal of surface layers.

(e)は電解研磨により逐次表面層を除去したときの結晶粒とき裂の状態を示したもので、内部においても写真(b)~(e)にみるようにき裂はほぼ直線状である。また表面で粒界10-12に沿っていた部分は内部になるにつれてしだいに粒界から離れて結晶粒10内に入っているのがみられる。なお、写真(d), (e)でN1, N2, N3は表面に出ていない結晶粒である。

Fig. 13 は結晶粒10, 17, 13の間の粒界面を貫通するき裂面と粒界およびすべり面との関係を表面から深さ $33\mu\text{m}$ にわたる部分について描いたもので、図中のピッチの粗い斜線部はすべり面にのるき裂を、ピッ

Fig. 13. Part of the crack L in grains 10, 17 and 13.

チの細かい斜線部はいずれのすべり面にももらないき裂面を表している。

図にみるように各結晶粒内でき裂はそれぞれ優先すべり面によっており、さらに二つの結晶粒13, 17内でき裂ののるすべり面 $\Pi_{11}^{13,2}$ と $\Pi_{11}^{17,0}$ の間のくい違いは小さくき裂はこのような粒界を容易に通過し得ることが考えられる。しかし結晶粒10, 17内でき裂ののる優先すべり面 $\Pi_{21}^{10,0}$ と $\Pi_{11}^{17,0}$ をみると、それらの表面との交線はほぼ一直線をなしているが各すべり面の法線と n 軸との角度が異なるため内部でかなりのくい違いをもっている。そのためそれぞれの粒内ですべり面 $\Pi_{21}^{10,0}$ と $\Pi_{11}^{17,0}$ にのるき裂面は粒界10-17を横切る部分で細かい斜線部で示すように深部に行くにつれて大きくなる段差をもつことになる。また、結晶粒13, 17内でき裂面がのるすべり系のすべり方向 S_1^{13} , S_1^{17} は先の Fig. 10 における結晶粒8, 9内のすべり方向 S_3^8 , S_3^9 と同程度の平行度をもっている。しかし、Fig. 13 で結晶粒10, 17における優先すべり系のすべり方向 S_2^{10} と S_1^{17} の間にはかなりのくい違いがある。

3・4 き裂発生箇所と初期進展挙動の結晶粒方位依存性

上でみたようにいずれのき裂も試料表面の粒界に沿って発生し、この粒界を境にしてとなり合う結晶粒のどちらか一方の優先すべり面は表面で粒界とほぼ平行であり、このことは筆者らの先の観察結果と一致する¹⁾²⁾。

Table IV. Angular relationship between two dominant slip systems in the grains adjacent at cracked boundaries.

Crack	Grain boundary $i-j$	Schmid factor K_i-K_j	Angle (degree)	
			Between the normals of the slip planes	Between the slip directions
K	9-2	0.40-0.48	$\angle(\Pi_{21}^{9,0}, \Pi_{31}^{2,0})=80.5$	$\angle(S_2^9, S_3^2)=42.4$
G	8-5	0.48-0.47	$\angle(\Pi_{31}^{8,0}, \Pi_{31}^{5,0})=82.9$	$\angle(S_3^8, S_3^5)=80.9$
L	10-12	0.40-0.47	$\angle(\Pi_{31}^{10,0}, \Pi_{31}^{12,2})=80.5$	$\angle(S_3^{10}, S_3^{12})=80.7$

さらに前報²⁾ではこのような粒界において両側結晶粒の優先すべり系の間に高い直交性があることを論じたが、本研究の場合についてこの点を調べた結果を Table IV に示す。表中結晶粒界 $i-j$ の記号 i は表面で粒界に平行で、粒内でき裂がその上にのる優先すべり面をもつ結晶粒の番号を示し、 j はき裂発生粒界を境にしてとなり合う結晶粒を示している。

表より優先すべり系のシュミット因子はすべて 0.4 以上であり、すべり面法線のなす角度はいずれも高い直交性を示している。またすべり方向のなす角度は粒界 9-2 の場合のみ 42.4° と直交性に劣るが、他の場合は約 80° の角度を示し、高い直交性を有しており、前報の結果とよい一致を示している。

つぎにき裂 K, G の場合にみたように、き裂が結晶粒の深部へ進展するときはすべり方向を等しくする複数の優先すべり面にのって進展しており、いわゆるペンシルグライド状すべりと軌を一にしている。この点は先に第 I 段階き裂の発生箇所においてペンシルグライド状すべりと類似性を見出した大塚⁵⁾らや浅見⁶⁾らの観察結果を支持するものである。

ここでさらに注意深く観察すると、前項までの各立体図においてき裂が深さ方向に大きく進展した結晶粒は例外なく深さ方向に大きな容積を有しており、表面の粒界に沿って発生したき裂はそれがのっている優先すべり系のすべり面に沿ってすべり方向にせん断支配型で内部へ深く進展していることがわかる (Fig. 5~7)。このようにして各結晶粒内に進展したき裂がある大きさに達すると、き裂 K のような場合には隣接結晶粒間でき裂の連結が起ると考えられる。他の場合としてき裂 G, L のように隣接結晶粒内へ進展する場合があります、その際には隣接結晶粒内のいくつかの優先すべり系の中でき裂がすでにのっているすべり系と近い方位をもつ優先すべり系に選択的に進展するものと考えられる。しかし、この点についてはさらに豊富な観察結果にもとづいて考察を加える必要がある。

4 結 言

完全焼なまし後電解研磨した工業用純鉄平板試験片に耐久限度直上の両振平面曲げ応力を負荷し、き裂の発生と初期進展挙動を観察した。予想寿命の約 80% において試験を中断し、き裂周辺の結晶粒についてエッチピット法による方位解析を行い、さらに電解研磨によって表面層を逐次除去してき裂と周辺結晶粒の相互関係について深さ方向の観察を行った。得られた主な結論は次のとおりである。

(1) 疲労き裂は優先すべり系のすべり面に平行な試料表面の粒界に発生し、そのすべり系と粒界を境にして隣接する結晶粒内の優先すべり系との間には高い直交性²⁾があり、このことは前報で得られた結果と一致する。

(2) 表面で粒界に沿って発生したき裂が結晶粒内部へ進展する際には、多くの場合すべり方向を共有する複数の優先すべり面に沿って共通のすべり方向に進展し、いわゆるペンシルグライド状すべりと同様の形態を示し、き裂の進展はせん断支配型である。

(3) き裂が複数の結晶粒へつぎつぎに進展する場合は各結晶粒の優先すべり系の中で結晶粒をまたいで相互に平行度の高い優先すべり系を選択しながら進展する傾向が認められる。

(4) き裂が深さ方向に大きく成長している結晶粒は内部方向に十分大きな容積を有しており、この点も前報²⁾の結論とよく一致している。

(昭和 61 年 5 月 28 日 日本材料学会第 35 期学術講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) 田中道七, 小杉雅彦, 材料, **32**, 1031 (1983).
- 2) 田中道七, 小杉雅彦, 材料, **33**, 659 (1984).
- 3) 田中道七, 河瀬宗之, 材料, **29**, 815 (1980).
- 4) R. P. Wei and A. J. Buckner, Philosophical Magazine, **12**, 1005 (1965).
- 5) 大塚昭夫, 森 要, 津山青史, 材料, **29**, 568 (1980).
- 6) 浅見克敏, 寺沢正男, 材料, **30**, 803 (1980).