には, $\{110\}$ または $\{100\}$ に沿って伝播するために疲れき裂は傾いていく。

(2) ストライエーションは, 巨視的疲れき裂面が変化するとき, それにつれて配列方向が変化し, $\{110\}$ または $\{100\}$ に沿って伝播するときには, 巨視的き裂伝播方向にほぼ直角に配列した。この事実からストライエーションは, 巨視的き裂面と $\{110\}$ または $\{100\}$ との交線に平行に配列する。

(3) この疲れき裂伝播の結晶方位依存性は, 現在まで提案されている疲れき裂伝播機構では説明し得ないことを示した。これを説明し得るモデルとして slip-off process が有望であるが, 現在示されているものは, 相当の修正が必要である。

この研究を行なうにあたり, 実験試料の溶製・分析に御援助いただいた石川島 播磨 重工業株式会社 雑賀喜規博士および深川宗光博士に深く感謝致します。

文 献

- (1) P.J.E.Forsyth and D.A.Ryder : Metallurgia, **63**(1961), 117.
- (2) C.Laird and G.C.Smith : Phil. Mag., **7**(1962), 847.
- (3) J.C.Grosskreutz : J. Appl. Phys., **33**(1962), 1787.
- (4) A.J.McEvily, Jr. and R.C.Boettner : Acta Met., **11**(1963), 725.
- (5) C.Laird : ASTM STP, **415**(1967), 131.
- (6) J.Schijve : ASTM STP, **415**(1967), 415.
- (7) R.M.N.Pelloux : Trans. ASM, **62**(1969), 281.
- (8) P.Neumann : Acta Met., **17**(1969), 1219.
- (9) B.Tomkins and W.D.Biggs : J. Mater. Sci., **4**(1969), 544.
- (10) C.Q.Bowles and D.Broek : Int. J. Frac. Mech., **8**(1972), 75.
- (11) C.A.Stubbington : Metallurgia, **68**(1963), 109.
- (12) P.Neumann : Acta Met., **22**(1974), 1155.
- (13) G.G.Garrett and J.F.Knott : Acta Met., **23**(1975), 841.
- (14) J.H.Weber and R.W.Hertzberg : Met. Trans., **4**(1973), 595.

bcc 金属における粒内疲れき裂伝播機構

布 村 成 具* 福 井 泰 好**

Shigetomo Nunomura and Yasuyoshi Fukui : On the Transcrystal Fatigue Crack Propagation Mechanism of *bcc* Metals.

On the basis of the observed crystallographic features of the fatigue crack propagated planes in Fe-3% Si single crystals, the transcrystal fatigue crack propagation mechanism of *bcc* metals was studied. To make sure the one cycle-one striation relation which forms a basis of the fatigue crack propagation, program load fatigue tests were carried out. The relation was confirmed all over the fatigue cracked surfaces. The dependence of crystallographic orientation on the crack propagating rate and the direction of the propagation was investigated using the coarse-grain thin plate specimens. The two dimensional slip-off process model was modified under the three dimensional condition, taking the shear stresses on slip planes into account. This model shows that the crack plane and the fatigue striation have a tendency to coincide with $\{110\}$ and $\langle 111 \rangle$ respectively, where the rate reaches a maximum value. The model also shows that this tendency appears slowly in polycrystals, and that the effect of the stress intensity factor of the whole specimen and that of the local one are in equilibrium with each other and the fatigue crack plane and the striation can lie on an unspecified plane and direction respectively in single and coarse grain crystals. These were in good agreement with the observations. Considering the strain hardening in the cracking process, the variety of the contrast and the profile of the striation could be explained.

(Received October 12, 1976)

I. 緒 言

Fe-3% Si 合金の粗大結晶粒試料を用いて, 疲れき裂伝播における巨視的き裂面, 微視的き裂面およびき裂先端あるいはストライエーションの関連を前報⁽¹⁾に報告した。そ

こで疲れき裂は $\{110\}$ あるいは $\{100\}$ に沿って伝播し, この $\{110\}$ や $\{100\}$ が引張軸に対して傾いている時には $\{110\}$ あるいは $\{100\}$ に沿って伝播するためわん曲していくこと, ストライエーションは巨視的疲れき裂面が変化するとき, それにつれて配列の方向が変化し, $\{110\}$ に沿って伝

* 東京工業大学精密工学研究所 (Research Laboratory of Precision Machinery and Electronics, Tokyo Institute of Technology, Yokohama)

** 東京工業大学大学院 (Graduate School, Tokyo Institute of Technology, Tokyo)

播するときには巨視的伝播方向にほぼ直角に配列すること、したがって多くの場合ストライエーションは巨視的き裂面と $\{110\}$ あるいは $\{100\}$ との交線に平行に配列することを示した。また同時にこれら結晶学的特徴は現在提案されているモデルで完全に説明できず、slip off process モデルをもととした厳密な解釈が必要であることを示している。

モデルの検討にあたってはこれらの結晶学的特徴と共にき裂先端近傍においては引張-引張疲れ試験においても、また圧縮-圧縮疲れ試験においても、常に塑性変形に伴う残留応力に基づく引張-圧縮状態にあること、および一部異論はあるが1サイクルに1本のストライエーションが形成されることが基礎となる。き裂先端の応力拡大係数と巨視的伝播速度の関係、および平均応力あるいは R 値の効果についても多くの測定結果があり、これらとも矛盾があってはならない。ここではまず1サイクル1ストライエーションであることを直接的に示す補足実験を行ない、併せて前報の結晶学的特徴を満す機構を考察し、転位挙動と巨視的疲れき裂伝播速度の定量的な結合に必要な粒内でのき裂の進行のプロセスを明らかにすることを目的としている。

II. 実験材料と方法

疲れき裂伝播の結晶学的特徴を調べるために用いた疲れ試験機、試験片および試験方法は主として前報に述べた通りである。さらに単結晶内での疲れき裂伝播速度を調べるため圧延方向が $\langle 011 \rangle$ に平行で板面が $\{110\}$ である粒径 $10 \sim 20 \text{ mm}$ の Fe-3% Si 粗大結晶極薄板 (板厚 0.3 mm) を用いて、その圧延方向と 0° , 45° および 90° の引張荷重軸を持つ幅 30 mm の中央切欠試験を作製し、引張-引張荷重下で疲れ試験を行なった。疲れき裂伝播速度は写真撮影により測定した。30 sec から 30 min の間隔で繰返すタイマーによりモータドライブカメラおよびストロボを駆動した。薄板の曲げ応力による応力拡大係数のみだれを防ぐために、この Fe-3% Si 合金の薄板は厚さ 5 mm の黄銅板にアルダイトにより接着し共に疲れ試験を行なった。薄板試験片の応力拡大係数は試験片に直接接着されたひずみゲージの読みから計算した。黄銅板は切欠がなく、断面積が大きく、弾性係数は Fe-3% Si 合金より小さいので、結果として定ひずみ振幅試験であった。

繰返し応力とストライエーションの関係を調べるため、多結晶 SS 41 鋼および 7075-T 6 アルミ合金についてプログラム荷重疲れ試験を行ない、透過電顕レプリカ写真によりストライエーションの観察を行なった。 10^4 個以内の主共振装置の波数を数えし 2^n 個 ($0 \leq n \leq 5$) の波数に相当する区間信号を発する計数装置をこの目的で自作した。この信号により主共振器の出力を振幅変調し、この電気信号で電気油圧サーボバルブを制御した。Photo. 1 は 9 回毎に 1 回の高荷重を組合せた場合の試片に掛かった荷重の記録例で繰返し速度は 40 Hz である。この計数装置はまた一定波数間隔のモータドライブカメラおよびストロボの駆動にも用いられる。

Photo.1 Oscillographic recording for the applied load of the program cycle where a 50% overloading every 9 cycles.

III. 実験結果と考察

1. 1サイクル1ストライエーション

プログラム荷重試験で得られた 7075-T 6 試片のストライエーション模様を Photo. 2, Photo. 3 に示す。Photo. 2 は Photo. 1 のプログラム荷重疲れ試験を行なった試片の (a) $\Delta K = 11.6 \text{ kg}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$, (b) $15.9 \text{ kg}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ および (c) $21.7 \text{ kg}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ に相当する位置のものであり

Photo.2 Fracture topography resulting from application of the program cycle of Photo.1. The areas corresponding to (a) $\Delta K = 11.6 \text{ kg}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$, (b) $\Delta K = 15.9 \text{ kg}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ and (c) $\Delta K = 21.7 \text{ kg}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$. 7075-T 6.

Photo.3 Fracture topography resulting from application of the program cycle where a 25% overloading every 10 cycles. ΔK value was surely lower than knee point. 7075-T 6. $\Delta K_{critical}=12.4$ and $\Delta K_{prog.} < 11.7$ (kg $\sqrt{mm/mm^2}$).

(b) (c)では明らかに 9 個のサイクルで繰返されていることが判る。高荷重が 9 回に 1 回であるのに対し幅広の部分が 9 回中 2 回であるのは McMillan ら⁽²⁾も報告しており、Photo.1 にみられるように大きな荷重上昇部分が 1 山に 2 箇所あるためである。Photo.2(a) はあまりストライエーション幅が狭いため高荷重相当分のみが認められる。Photo.2(b), (c) は Schijve⁽³⁾などがすでに示しているように、明らかに 1 サイクル 1 ストライエーションの関係にあることを示している。1 サイクルが 1 本のストライエーションに必ずしも対応しないとする考察の論拠はストライエーション間隔(SS)と巨視的疲れき裂伝播速度(dl/dN)の応力拡大係数振幅(ΔK)従属性が ΔK の全域では一致しない点である。Fig.1 は 0.12% C 軟鋼(SS 41 相当)のプログラム荷重ではない疲れ試験における SS- ΔK および dl/dN - ΔK 関係である。ここでも低 ΔK 側では SS は図上で直線的に減少しているのに対して dl/dN はある ΔK 値以下で急激に減じほぼ同じであった両者が 3 倍以上

Fig.1 Relation between the fatigue crack propagation rates observed at specimen surface (dl/dN) and the fatigue striation spacings in connection with the stress intensity factor range (SS 41 steel).

も開く結果がみられる。また高 ΔK 側では SS がやや低目にみられる。Fig.2 は Photo.2 の dl/dN - ΔK 関係で、図中 (a), (b), (c) は Photo.2 より測定されたストライエーション間隔の相当位置を示している。ここで (a) 点は高荷重ストライエーションの間隔の 1/9 をとってある。 ΔK で N_L 回、 $(1+h)\Delta K$ で N_h 回のプログラムサイクルにおける相当 ΔK 値($\Delta K_{prog.}$)は疲れき裂伝播速度が ΔK^m に比例するとして次式で求めた。

$$\Delta K_{prog.} = \{[N_L + N_h(1+h)^m] / (N_h + N_L)\}^{1/m} \Delta K$$

Fig.2 の場合 $m=3$ とすれば右辺の ΔK の係数は 1.073 である ($N_L=9$, $N_h=1$, $h=0.5$)。低 ΔK 側のずれはなんらかの障害物によって疲れき裂先端が部分的な hesitation を繰返すものとして理解でき、この障害物としては結晶粒界、亜結晶粒界、第 2 相、介在物などが考えられる⁽⁴⁾。これについては別報に説明するが 1 サイクル 1 ストライエーションがここでも微視的に成立っていることは Photo.2(b), (c) のごとき写真をこの領域で得れば良い。Photo.3 は 10 回に 1 回の 25% 増の荷重を加えたプログラム荷重疲れ試験での dl/dN - ΔK 関係において確実に遷移点以下である領域より得られたストライエーション模様である。1 サイクル・1 ストライエーション関係が Photo.2 の中高 ΔK 域と同様に認められた。遷移域以下の疲れき裂絶対長さは小さく、またストライエーション間隔も百分の数ミクロン以下で測定困難であるためあまり多くの視野で求めることは出来なかったが、SS 41 鋼試片を含めていくつか確認されており、特にこれに反する模様は 1 つも認められなかった。高 ΔK 域におけるずれについては明瞭な観察結果は得られなかったが、微視的進行方向と巨視的な方向のずれ(Photo.4)、および部分的な jump として定性的に理解できる。したがって全域において微視的き裂の伝播に関して 1 サイクルで 1 本のストライエーションが形成されるとすることは妥当と考えられる。

Fig.2 Micro and macro fatigue crack propagating rates of program loading 7075-T 6 aluminum alloy. (see Photo.2.)

Photo.4 Fracture topography explaining the difference between dl/dN and striation spacing. In this photograph $\theta=50^\circ$ and $dl/dN=1.54 \times (SS)$. Fe-3% Si. $\Delta K=56 \sim 58 \text{ kg} \sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$.

2. き裂先端の応力場

塑性域の形成に伴う残留応力とき裂先端の応力特異性のため、引張-引張(あるいは圧縮-圧縮)疲れ試験でもき裂の先端近くは引張圧縮状態になることは crack closure 現象,あるいは Rice ら⁽⁵⁾の reversed plastic zone の観察によって誤らないことと考えられる。したがってき裂の進行はすべて適当な両振試験の状態に置換されと考えられる。Reversed plastic zone の存在については著者らも応力誘起マルテンサイト変態を応用して実験的に実証している⁽⁶⁾。一般に疲れき裂が伝播する時の荷重は降伏荷重よりはるかに小さく、塑性域も切欠に比較して充分小さいから、局部応力には弾性解が充分適用できると思われる。またき裂先端も伝播開始後は自然き裂であるため、弾性計算の先端半径に関する項は無視できる。

3. すべり面上の応力と slip-off モデル

緒言で述べた結晶学的特徴、および前述の1サイクル・1ストライエーション関係、および両振応力状態を考察して金属結晶粒内において疲れき裂は基本的に Fig. 3 の如く伝播するものと考えた。前報で検討したように結晶学的特徴を総括的に満すものは slip-off process である。また Photo.1, Photo.2 の関係に見られる荷重上昇がき裂の進行量を支配することは1サイクル1ストライエーションと併せて考えるならば、開口サイクル中にき裂が進展するとする slip-off モデルが最適である。まず基本的形態として片切欠板試片あるいは中央切欠板試片において、巨視的き裂面が2つの適当なすべり面の2等分面上にあり、この2等分面が外力に垂直で、その交線が板面に垂直な場合を考える (Fig.3)。これまでの slip-off process モデルに

おいてはほとんどこれのみが取扱われている。Fig.3において荷重サイクルの P_1 点までの引張荷重の間に破面両側での等価なすべり面の活動により新しい自由表面が作られ、これらがき裂面を構成し P_1 点では(a)の状態となる。 P_1 点までの過程は Bowles ら⁽⁷⁾の2次元模型をそのまま使用できる。開口したき裂先端 AA' および AA'' はすべり面である。続いて P_1 より P_2 までの除荷の間にき裂先端に生じる圧縮応力により破面両側で等価な逆方向のすべりによりき裂は閉じ (b) の状態となる。この過程においてき裂先端の両すべり面は応力状態が等価であるため確率的に等価なすべりを相互に繰返していく。開口あるいは閉口の過程で一方のすべりのみが優先した場合はき裂面は両すべり面の2等分面を離れることになるが、これは次節に説明される様に自己修正機能をもっている。閉じられたき裂面はすべり面を両斜面にもつ鋸歯状を示す (Fig.3(b))。この鋸波の波幅波高は格子定数のオーダーでありフラクログラフィでは1つの面としてみられるものである。fcc 金属の場合と同様にき裂面は鋸歯の斜面に相当する両活動すべり面の2等分面であることは容易に理解できる。圧縮サイクルの終端において弾性的なもどりがあるためこの部分では slip-off による完全な閉鎖は行なわれず、これがストライエーションのコントラストの一部を形成する。圧縮荷重の大きさはこの最後の弾性的もどりに影響を与えるが、その効果は大きなものであり得ないことは容易に理解できる。したがってコントラスト間の距離は引張サイクルの大きさに従い、これはまた Photo.1, Photo.2 の関係にみられるパルスの位相の効果をもたらす。この行程を繰返し、1サイクルで1ストライエーション模様を形成していく。ストライエーションを示すコントラストのもう1つの原因は開口時と閉口時ですべりが完全に可逆的でないことである。開口時はまず先端に接した一方のすべり面が働くがす

Fig.3 Mechanism of fatigue striation formation where the plane of crack lies on $\{110\}$ and the striation is formed parallel to $\langle 111 \rangle$.

Fig.4 The effect of strain hardening on the striation profile.

ひずみ硬化し、次のすべり面の方がより低応力で働くようになる。この過程ですべりは次々と起りき裂面はほぼ等しくひずみ硬化する。閉口時にはすでにひずみ硬化しているため開口時におけるような次のすべり面に移るポテンシャルは低く、開口時の先端近くが大きな変位を受け持ち、1 サイクルの進行区間中の変形量および転位濃度は均一ではない。これはひずみ硬化特性に支配され、ストライエーションのプロファイルに影響を与える (Fig.4)。

bcc 金属の主たるすべり面として $\{110\}$ を考えるならば、き裂面として $\{110\}$, $\{100\}$ および $\{211\}$ が期待される。これらの両すべり面の交線、すなわちストライエーションの方向は $\langle 111 \rangle \langle 100 \rangle \langle 111 \rangle$ であり、その存在の確率は 12 : 6 : 12 である。

fcc 金属における疲れき裂伝播に関する Bowles ら⁽⁷⁾ の slip-off process モデルによればこれら 2 等分面はすべて存在するはずであるが実際に観察されるき裂面はほとんどが $\{110\}$ か、その方向に近づこうとしているもので $\{100\}$ はまれであった。

$\{211\}$ にかかわるものが観察されない原因はすべり面に働くせん断応力の大小によるものと思われる。前述のモデルにおいてはすべり方向の効果は算入されていない。しかし、すべり面上のすべり方向のせん断応力がこの検討に必要である。すべり方向がすべり面の交線の垂線となす角は $\phi_{110} = 19^\circ 28'$, $\phi_{100} = 35^\circ 16'$, $\phi_{211} = 19^\circ 28'$ である。またすべり面と 2 等分面のなす角は $\theta_{110} = 60^\circ$, $\theta_{100} = 45^\circ$, $\theta_{211} = 30^\circ$ である。

き裂面と θ の角をなすすべり面上の、すべり面の交線の垂線と ϕ の角をなすすべり方向のせん断応力 $\tau_{\phi\theta}$ はき裂先端の応力の弾性解を座標変換することによって次式で与えられる (平面応力および平面ひずみ状態の場合)。

$$\tau_{\phi\theta} = \frac{K}{2\sqrt{2}\pi r} \cos \phi \sin \theta \cos \frac{\theta}{2} \quad (1)$$

ここで K は応力拡大係数、 r は先端からの距離である。面上に働くせん断応力の相対値として $\tau'_{\phi\theta} = \tau_{\phi\theta} / (K/2\sqrt{2}\pi r)$ を以後用いる。式 (1) に前述の ϕ および θ の値を代入すると $\tau'_{110} = 0.706$, $\tau'_{100} = 0.533$, $\tau'_{211} = 0.454$ が得られる。これより $\{110\}$ を主体とするものが観察される原因が明らかである。

4. $\{110\}$ 面上にないき裂面

以上はき裂面がすでに好ましい結晶方位関係にある場合の検討であるが、他の結晶粒より侵入したき裂はこの関係にあるとは限らないし、粒内においても障害物による局所的な応力場の乱れによりこの面より離脱するものがある。交線の方向は板面に垂直であるが、すべり面の 2 等分面が外力に垂直なき裂面と角 α だけ傾いている場合 (Fig.5(a)) を考える。すべり面上の相対応力はそれぞれ $\tau'_{\theta+\alpha,\phi}$, $\tau'_{\theta-\alpha,\phi}$ である。(1) の θ の変化に伴う増減を調べるため、式 (1) を θ で微分し最大値を求めれば $\theta = 70^\circ 31'$ が得られ、 $\theta = 0$

Fig.5 Mechanism of fatigue striation formation where the plane of crack inclines to $\{110\}$ and the striation is formed parallel to $\langle 111 \rangle$.

より 70° まで単調に増加することが知られる。式 (1) より $\tau'_{60+\alpha,\phi} - \tau'_{60-\alpha,\phi}$ の正となる範囲を求めると $0 < \alpha < 45^\circ$ が得られる。すなわち $\{110\}$ 面より 45° ずれるまでは $\tau'_{\theta+\alpha,\phi}$ の方が常に大きい。一方外力および転位の動き始める応力が一定の場合は式 (1) の r の値あるいは可動転位の数は応力の 2 乗に比例して大きくなるためこのすべり面は $\tau'_{\theta-\alpha,\phi}$ に相当するすべり面より大きく働き、外力 P_1 までの開口過程で Fig.5(b) の形態をとる。これは P_2 までの圧縮荷重により Fig.5(c) のひずみ硬化模型によって示されるように閉鎖され、き裂はすべり面の 2 等分面へと接近していく。この作用は Fig.3 の模型において一方のすべり面が不均等に働いた場合と同様に作用し自己修正機能を果す。き裂面上の進行幅は非常に小さいのでこの修正機能は巨視的には極めて緩慢に行なわれるはずである。

き裂面が外力の垂線方向より著しく離脱した場合、およびき裂面が式 (1) による数値では不適であった $\{100\}$ あるいは $\{211\}$ にある場合の挙動は次のようにして取扱える。すべり面の応力は式 (1) に従い K 値に比例するが、この K 値は外力がき裂面の垂線方向から角度 β だけ傾いた時次式で与えられる⁽⁸⁾。

$$K = \cos^2 \beta \cdot K_{\beta=0} \quad (2)$$

すなわちある特定のすべり面の組が働き、このき裂が巨視的に外力の 2 等分面から著しく離脱した場合、実効応力は減じ、個別のすべり面の組合せが作動する。特定の結晶方向の場合偏倚すべき適当な 2 等分面が存在しない可能性は否定できない。しかしそのような条件を満たす関係を式 (1), (2) および bcc のすべり面の幾何的分布のみで求めることは可能であるが、 K 値を支配する要件が複雑なため、一般式として示すことはできない (き裂先端の曲率, 3 次元的方向など)。本実験における極薄板試片において $\langle 100 \rangle$

方向より 45° 離れた方向に負荷された試片においてこの現象が認められた(Photo.5). もち論この場合前述の 1 次的条件は満足している.

$\{211\}$ は最も近い $\{110\}$ と 30° 離れている. もしき裂がこの面にあった時, 最近の $\{110\}$ に関するすべり面上の相対せん断応力の平均値は式(2)より

$$\tau_{\{110\}} = \cos^2(30^\circ) \times 0.706 = 0.529 > 0.454$$

となり, この $\{110\}$ 2 等分面が働く. また $\{100\}$ は最も近い $\{110\}$ と 45° 離れているので同様に

$$\tau_{\{110\}} = \cos^2(45^\circ) \times 0.706 = 0.352 < 0.533$$

と必ずしも $\{110\}$ 系が働くとは限らず, $\{100\}$ を 2 等分面とするき裂面は存在し得る. $\{100\}$ 系に留まる限界角 β は

$$0.706 \cos^2(45^\circ - \beta) = 0.533 \cos^2 \beta \\ \therefore \beta \approx 4^\circ 6'$$

でそれが存在し得る範囲は非常に狭い. これがき裂面が $\{100\}$ であるケースが少い理由であろう. 一方 10° 以上離れた方位からも $\{110\}$ に向わずに $\{100\}$ に向うものも認められており⁽¹⁾, これはすべりでなくへき開が破面形成に役割を果しているのではないかと考えられる.

Photo.5 Asymmetric crack growth in a $45^\circ(0)$ thin plate specimen. Fe-3% Si.

5. $\langle 111 \rangle$ と平行でないストライエーション

活動すべり面の交線が板面に垂直な場合, 平面応力あるいは平面ひずみの域内においてストライエーションが $\langle 111 \rangle$ に平行であることは III.3. 節より明らかであり, 前報における実験結果ともよく一致する. 新たな結晶にき裂が侵入し, き裂面が $\{110\}$ にありながら先端(ストライエーション)が $\langle 111 \rangle$ と平行でない場合, および単結晶で $\langle 111 \rangle$ が板面に垂直でない場合について Fig.6 のすべり模型が考えられる. 図は活動すべり面が $\{011\}$, $\{101\}$ で, 交線は $[1\bar{1}1]$, したがって 2 等分面が $\{110\}$ の場合である. Fig.6(b), (c) は開口時の最初の 2 ステップに相当するもので, き裂先端(ストライエーション)と交線のずれを補償するため最初のステップで $\{101\}$ が, 次のステップで $\{011\}$ が働く. この過程はすべり面, すべり方向も適当であり, き裂以外の空隙も重なり合いも生じない.

この過程がき裂の進行と共にいかに変わるかは, 先端に

Fig.6 Combinations of crack plane and slip planes where the crack plane lies on $\{110\}$ but the striation is not parallel to $\langle 111 \rangle$.

おける K 値の分布に従う. 荷重方向に垂直である板貫通型き裂の先端の縁が板面と直交しない場合, すなわち巨視的進行方向とある角度を持つ場合の K 値の一般解は得られていない. 定性的に直交状態に近づく傾向にあることを証明するためにこれを無限体内の楕円き裂(軸比 10:1)の先端近傍と考えると, 直交線と 15° の角をなす場合巨視的き裂長さの 3% 後方の縁に位置する K の値は 0.6% 大きい⁽⁹⁾. 巨視的伝播速度は $(dK)^m$ に比例することが知られているから, $m=3$ とすれば他の条件が等しければこのおくれた部分は約 1.8% 進行速度が先行部分より早く, 徐々に追いつき, 最終的には直交状態になる. $\{110\}$ 上にはない場合はこの作用は必ずしも期待できず傾斜を持続することがあり得る. 前述の大まかな計算でも判るように直交状態に修正される速度は緩慢であるが, 全体としてき裂先端が試片側面と直交する傾向を示すことになる(平面応力あるいは平面ひずみ域内において). 本実験で用いられたような単結晶中においてはストライエーションはすべり面の交線であることと, それが進行方向と直交することの間には矛盾がある場合は, き裂面が $\{110\}$ にある場合にも力学的バランスのもとに不明瞭な位置をとることが実験的に認められた.

多結晶試片において一つの粒内のき裂を前述の楕円板に考えるならば K 値の分布からその内部でストライエーションが $[1\bar{1}1]$ に一致してゆく. これは Fig.6(b), (c) の $\{101\}$ ($0\bar{1}1$) 上での余分な仕事を避ける方向にき裂が進行するとするエネルギー的考察と同一のものである.

き裂面が最近 2 等分面上の交線の垂線を軸として回転している場合の疲れき裂の伝播を表すものとして Fig.7 のすべり模型が考えられる. Fig.6 同様にストライエーションと交線のずれを補償するため $\{110\}$ が働く. この過

Fig.7 Combinations of crack plane and slip planes where the crack plane in Fig.3 rotates about a normal axis of the intersect line.

程のすべり面，すべり方向も適当であり，き裂以外の空隙も重なり合いも生じない．この状態においてはき裂面は $\{110\}$ にもその他の特定の結晶面にも存在しないし，ストライエーションも $[1\bar{1}1]$ と平行ではない．このようなき裂は図の場合 ($\bar{1}10$) で之余分の仕事を軽減するため (110) へと回転していくことは容易に想像でき，局所的な K 値分布も同一の傾向を示すであろう．しかし試験片全体としては式 (2) より求められるように，主き裂の延長面を離れて回転した部分は K 値は減じ，伝播速度がその 2~4 乗に比例しておくるため，試片表面に垂直なき裂先端を持つようになる．巨視的な最適方位に切欠を付された単結晶試片ではこの 2 つの効果が平衡するまで $\{110\}$ き裂面 $\langle 111 \rangle$ ストライエーション方向に近づく．

多結晶試片において隣接した結晶粒においてもストライエーション間隔が大きく異っている場合がよく認められるのもこの方位効果によるものである。き裂が $\{110\}$ 面上でストライエーションが $\langle 111 \rangle$ と平行である場合 (Fig. 3) き裂進行においてなされる仕事が最低でき裂伝播速度が最も速いはずである。板面が $\{110\}$ で $\langle 100 \rangle$ に 0° , 45° , 90° 傾いた方向に負荷された3種の粗大結晶粒極薄板試片における疲れき裂伝播速度はこの方位関係より計算された順に 45° 試片, 90° 試片, 0° 試片の順で速く、推測と一致した (Fig. 8)。しかし Richard⁽¹⁰⁾ の集合組織である Fe-3% Si 合金での測定結果は必ずしも前の関係を満足していない。この原因は疲れき裂伝播のすべりに基く部分の割合が方位により変化し、へき開部分が主役を示したためと思われる。へき開応力は主化学成分にのみよらず少量の不純物も効果を持つため、同じ Fe-3% Si 合金でも異った結果を示したものと思われる。

Fig.8 Effect of the crystallographic orientation on fatigue crack propagating rate in a coarse grain Fe-3%Si thin plate. θ is the angle between loading axis and $\langle 100 \rangle$. Lines were drawn after general consideration on all test results.

Meyn⁽¹¹⁾は 2024-T3 Al 合金を用いて疲れ破面のマッチング写真とストライエーションの側面を示している。この時ストライエーション間隔は明らかに上下破面で違い違っている。これは Fig.5 で示すようなき裂がわん曲し最適面への移行の過程として説明できる。

ストライエーションのプロファイルは Jacoby⁽¹²⁾ によると不等辺 3 角形であり, Meyn⁽¹¹⁾ はかなり平らな部分と鋭い溝からなっていることを示した. 最近 Bowles と Broek⁽⁷⁾ は浅いさざ波状からなっていることを示した. この違いはひずみ硬化能の差異が圧縮閉口プロセスを支配するとする本報告解釈によって共に存在し得ることが説明できる (Fig.3, Fig.4).

多結晶金属においてストライエーションの方位および間隔は隣合った粒内においてもかなりずれているが、これは本節前半に述べた結晶方位と巨視的き裂面の相対関係の結果である。

IV. 結 語

疲れき裂の伝播機構を *bcc* 金属の疲れ破面の結晶学的な解析結果を基として考察した。まずプログラムサイクル試験により微視的な疲れき裂伝播は 1 サイクル 1 ストライエーションであることを示した。この結果とともに、基本となるものは slip off process モデルですべり面に働くすべり方向のせん断応力が疲れき裂の形成に直接関与することである。この応力の大きさを比較し、観測されたき裂の特徴がよくこの計算結果と一致することを示した。また理想的な面方位関係にある時最も伝播速度が大きいことを示した。

一方観察されたストライエーションの方位形状は巨視的なき裂先端における K 値の方位依存性およびその分布にもとづきこのモデルによって導かれたものと合致し、しばしば結晶学的に不明確な位置をとるものであることを示した。またストライエーション形成の過程にひずみ硬化が寄与することを示し、そのプロファイルの多様性が説明された。

本研究の一部は文部省科学研究費によったことを付記し、謝意を表する。

文 献

- (1) 福井泰好, 肥後矢吉, 布村成具: 金属学会誌, **41** (1977), 400.
- (2) J.C. McMillan and R.W. Hertzberg: ASTM STP 436 (1968), 89.
- (3) J. Schijve: ASTM STP 415 (1967), 415.
- (4) 布村成具, 山下哲二: 日本鉄鋼協会講演概要, **62** (1976), S 357 および A 151.
- (5) J.R. Rice: Pro. ICF 1 (Sendai), **1** (1965), A 17.
- (6) 布村成具, 肥後矢吉, 古正博之, 八木 優: 金属学会講演概要, (1976・4), 163.
- (7) C.Q. Bowles and D. Broek: Int. J. of Frac. Mech., **8** (1972), 75.
- (8) H. Tada, P.C. Paris and G.R. Irwin: *The Stress Analysis of Crack Handbook*, DEL. R. C. Pen., (1973), 4-11.
- (9) M. Kassir and G.C. Sih: *Three Dimensional Crack Problems*, NIP, Ne therlands, (1975), 93.
- (10) C.E. Richard: Acta Met., **19** (1971), 583.
- (11) D.A. Meyn: Trans. ASM, **61** (1968), 42.
- (12) G. Jacoby: Exp. Mech., **5** (1965), 65.

LaNi₅, CeCo₅, SmCo₅ の水素吸・脱蔵特性*

北 田 正 弘**

Masahiro Kitada: Absorption-Desorption Characteristics of Hydrogen for LaNi₅, CeCo₅, and SmCo₅. Absorption-desorption characteristics of hydrogen, e.g. the enthalpy changes, the absorption and desorption rates, for LaNi₅, CeCo₅, and SmCo₅ noticed as hydrogen storage materials have been studied.

The results are as follows:

(1) Hydrides formed under 5 atm of hydrogen at 20°C are LaNi₅H_{7.72}, CeCo₅H_{2.45} and SmCo₅H_{2.90}.

(2) The enthalpy changes for the formation of the hydrides (hydrogen absorption) in the LaNi₅-H, CeCo₅-H, and SmCo₅-H systems are -6.76, -7.49, and -7.93 kcal/mol, and the enthalpy changes for the dissociation of the hydrides (hydrogen desorption) are 6.56, 7.24, and 7.35 kcal/mol, respectively.

(3) The desorption rates of hydrogen against the air of 1 atm from the hydrides decrease with decreasing temperature, and the apparent activation energies of the hydrogen desorption obtained from the relations between the desorption rate and inverse temperature are 11.3-11.7 in the LaNi₅-H, 10.1-15.2 in the CeCo₅-H, and 4.1-14.3 kcal/mol in the SmCo₅-H systems. On the hydrogen desorption from the hydride in the LaNi₅-H system, the following relation is obtained empirically; $\nu_d = B \cdot P_d^2$, where ν_d , P_d , and B are the hydrogen desorption rate, the equilibrium hydrogen desorption pressure, and a constant, respectively.

(4) On the hydrogen absorption in the LaNi₅-H system, the following relation is obtained empirically; $\nu_a = A(P_a - P_e)$, where ν_a , P_a , P_e , and A are the hydrogen absorption rate, the applied hydrogen pressure, the equilibrium hydrogen absorption pressure, and a constant respectively. The absorption rates increase with decreasing temperature, and the apparent activation energy of the hydrogen absorption is about 3 kcal/mol.

(Received December 2, 1976)

I. 緒 言

世界的なエネルギー危機と公害などの問題から 2 次エネルギーとしての水素の利用が重要な問題として提起されている。水素エネルギーを実用化するためには水素の製造から利用技術および安全性に到るまでの広範な研究開発が必要で

ある。金属水素化物もこの水素エネルギーシステムの中で非常に重要な役割を果たすものと考えられる。金属水素化物の応用としては、水素の固化化による貯蔵と輸送、重水素の分離、触媒などが主なものとして挙げられる。用いられる金属水素化物はそれぞれの用途に適した特性を有することが必要である。上記のような用途に適した金属あるいは

** 株式会社日立製作所中央研究所 (Central Research Laboratory, Hitachi Ltd., Kokubunji)

* 1975 年 4 月金属学会東京大会に発表