鉄膜材における疲労き裂伝ば特性と圧延組織の相関*

清水 憲一^{*1}, 鳥居 太始之^{*1}, 山本文彦^{*2}Relationship between Fatigue Crack Propagation Properties
and Rolling Texture in Iron Film MaterialsKenichi SHIMIZU^{*3}, Tashiyuki TORII and Fumihiko YAMAMOTO^{*3} Faculty of Engineering, Okayama University,
3-1-1 Tsushima-naka, Okayama-shi, Okayama, 700-8530 Japan

A new film fatigue testing method was proposed by which fatigue cracks can be initiated and propagated in a film adhered to cover an elliptical through-hole in a base plate subjected to push-pull cyclic loads. Using this method, in order to discuss the effect of rolling texture on fatigue crack propagation properties of commercially-pure iron films with the thickness of 100 μm , the films were annealed at 873 K, 1 073 K and 1 173 K after rolling, and the two types of specimen whose rolling direction was either parallel or perpendicular to loading direction were fatigued. The crystallographic characteristics of rolling textures in annealed iron films was analyzed using EBSD (Electron Backscatter Diffraction) system. As a result, the anisotropy of rolling texture remained after annealing, and there was a difference between the two types of specimen in crack morphology on the specimen surface. When compared at the same stress intensity factor range, ΔK_{est} , evaluated from the crack opening displacement, fatigue cracks in the film loaded to the perpendicular direction to the rolling direction propagate faster than that in the film loaded to the parallel direction. The reason was probably that the slip plane of the rolling texture in iron film materials is different in accordance with the relationship between rolling direction and crack propagation direction.

Key Words: Film Materials, Rolling Texture, Fatigue Crack Propagation, Crystal Orientation, Annealing Temperature

1. 緒 言

一般に機能性材料として使用される場合が多い膜材の疲労破壊は、機能の損失や性能の低下に直接関わってくるので、その疲労破壊特性を知ることが、製品の安全性や信頼性を考慮する上で重要となりつつある^{(1)~(4)}。

従来用いられてきたバルク材は、厚さ方向の結晶粒が無数にあるために個々の結晶粒の性質や方向性の違いが無視できるのに対し、膜材は膜厚さに対する結晶粒数が少ないためにそれらの影響を無視することができない。よって同じ組成の材料でも膜材はバルク材とは異なる疲労破壊特性を示すことが十分予想され、膜単体の疲労試験を行い、その特性を調べることが必要となる。

著者らは、チャック可能なバルク材に貫通穴を開けたものを試験片母材とし、この貫通穴を覆うように膜材を接着し、母材に繰返し応力を負荷する疲労試験法を提案した⁽⁵⁾。その方法によれば、母材穴部を介して

膜材に繰返し変形を与えることが可能である。この方法を用いて、これまでに工業用純鉄膜(厚さ 40, 50, 100 μm)の疲労試験を行い、バルク材とは異なる疲労破壊特性について報告した⁽⁶⁾。ここでは、バルク材と異なる膜材特有の性質として、膜厚方向の結晶粒数に注目し、膜厚方向の結晶粒数が少ない薄い膜ほど、き裂が伝ばしやすいことを述べた。また、冷間圧延で製作された厚さ 50 μm の銅膜納入材については、圧延方向の違いによる結晶粒形状の異方性のために、負荷方向と圧延方向の関係によって疲労破壊特性に差異が見られたことを明らかにした⁽⁷⁾。すなわち、冷間圧延銅膜材では、結晶粒が圧延方向に引き延ばされ、だ円形状になっているために、各結晶粒間の変形拘束や、き裂周辺の損傷の形成などに、圧延方向の影響が現れることを述べた。そして、これも膜厚方向に結晶粒数が少なく、各結晶粒間の変形拘束の弱い膜材特有の現象であることを考察した。

本研究では、熱処理温度を変えることによって結晶粒径を変化させた 3 種類の鉄膜材について疲労試験を行い、これらの疲労き裂伝ば挙動を、き裂の形態や、き裂開口量の違いなどに注目して検討した。また、圧延された鉄膜材は、熱処理後も圧延時の結晶方位の配向性が残っている可能性があるため、熱処理温度の異

* 原稿受付 2000 年 6 月 22 日。

^{*1} 正員, 岡山大学工学部(〒700-8530 岡山市津島中 3-1-1)。^{*2} 川重防災(株)(〒651-2271 神戸市西区高塚台 3 丁目 2 番地 16)。

E-mail: kshimizu@mech.okayama-u.ac.jp

なる膜材について、負荷方向が圧延方向と同一方向および直交方向の二通りの疲労試験を行って、圧延組織の影響を調べた。圧延組織の配向性は、電子線後方散乱回折(EBSP: Electron Backscatter Pattern)によって測定した。

2. 実験方法

2・1 試験片 本実験では、膜材として厚さ 100 μm の冷間圧延された純鉄膜を用いた。膜材は、冷間圧延納入材を圧延方向の向きを考慮して図 1 の寸法 (30 $\times$ 40 mm) に切り出した後、膜表面をアルミナ粉末を用いて鏡面研磨し、き裂発生場所を限定するため膜中央部に直径 0.5 mm の切欠きドリル穴を開け、切欠き穴を整えるため再度軽くアルミナ研磨をした。その後 873 K, 1 073 K, 1 173 K の 3 種類の温度で 1 時間真空保持の熱処理を行って結晶粒を成長させた。これらの膜材の硬さを、膜表面および圧延方向に平行な断面、垂直な断面の三つの面について、マイクロビッカース硬さ計を用いて測定した。圧子の押込み条件は、0.098 N-30 s とした。いずれの熱処理温度の膜材においても、各断面によって硬さの違いはほとんど見られず、873 K の膜材では $H_V \approx 130$, 1 073 K では $H_V \approx 120$, 1 173 K では $H_V \approx 110$ となり、結晶粒径の大きい膜材ほど硬さがわずかに減少している。これに対して、熱処理前の納入材の硬さは $H_V \approx 350$ であり、圧延による加工硬化の影響が見られる。

Table 1 Chemical compositions

Material	C	Si	Mn	P	S
Iron film	0.007	0.01	0.35	0.013	0.008
Base plate (S45C)	0.45	0.18	0.78	0.012	0.006

Fig. 1 Dimensions of the film and the base specimen

膜材を接着する母材には中炭素鋼(S 45 C)を用いた。母材は図 1 の寸法に加工した後、1 123 K-1 h 保持の真空焼なましを行い、中央に直径 10 mm の貫通穴を開け、機械加工の影響を取り除くため再び 873 K-1 h 保持の真空焼なましを行った。表 1 に純鉄膜材および母材の化学成分を示す。以上の方法で作製した膜材と母材を、膜材の切欠き穴と母材の貫通穴の中心が一致するように α -シアノアクリレート系接着剤(市販のアロンアルファ)を用いて接着した。さらに、接着層厚さが均一(約 10 μm)になるようにジグで挟んだ状態で丸一日固定し、完全に乾燥させて試験片とした。

なお、膜材の疲労試験には図 1 に示すように、負荷方向を圧延方向として、き裂が圧延方向と直交方向に伝ばする TC(Crack toward the Transverse direction)試験片と、圧延方向と直交方向に負荷を与え、き裂が圧延方向に伝ばする RC(Crack toward the Rolling direction)試験片の 2 種類の試験を行った。

2・2 疲労試験 前報⁽⁵⁾で報告したように、図 1 に示した膜接着した試験片母材に応力振幅 (σ_a)_b (貫通穴を考慮しない断面の母材応力)を負荷すると、膜内では一様な応力が繰返し負荷される。ここで、膜内の応力およびき裂発生後の応力拡大係数は、前報⁽⁵⁾と同様に BEM 解析によって求めた。今回の解析では S 45 C, 純鉄膜の弾性定数としてそれぞれヤング率 $E_1 = E_2 = 206 \text{ GPa}$, ポアソン比 $\nu_1 = \nu_2 = 0.3$ を用いた。膜材および母材の厚さ比 (t_f/t_b)=0.02 のときの膜内の軸方向応力 σ_y は、母材負荷応力振幅 (σ_a)_b の約 3.0 倍であった。また、膜き裂の応力拡大係数 K は、前報⁽⁵⁾と同様に BEM 解析より得られたき裂開口量より、変位外挿法⁽⁸⁾⁽⁹⁾によって求めた。

疲労試験には、電気油圧式疲労試験機サーボパルサー EHF 10 形(島津製)を用いた。試験条件は、繰返し速度 20 Hz, 応力比 $R=0$ で正弦波の応力振幅 (σ_a)_b 一定とした。

2・3 結晶方位解析 結晶方位解析には、走査形電子顕微鏡(SEM: Scanning Electron Microscope)(HITACHI 製, S-3500 N)に結晶方位解析装置 OPAL(OXFORD 社製)を取付けた装置を用いた。これは SEM の電子銃から加速された入射電子線のうちブラッグの回折条件を満たす反射電子線によって形成される電子線後方散乱回折パターン(EBSP: Electron Backscatter Pattern, Kikuchi Pattern)を解析し、照射位置の結晶方位を決定するものである⁽¹⁰⁾。解析条件は加速電圧 20 kV とし、157 $\times$ 123 μm の領域の 3 200 点について行った。

3. 実験結果

3・1 圧延組織の測定 873 K および 1 173 K で熱処理を行った純鉄膜材の組織写真を図 2, 3 に示す。それぞれ (a) は膜材の表面, (b) は圧延方向と平行な断面, (c) は圧延方向と垂直な断面である。膜材は冷間硬化樹脂で固定し、観察面をバフ研磨した後腐食して光学顕微鏡を用いて撮影した。また、腐食液には 5% 硝酸アルコールを用いた。図 2, 3 より、結晶粒の成長によって、いずれの温度で熱処理を行った膜材についても、圧延方向による形状の異方性は見られない。ここで、それぞれの結晶粒の平均粒径を d とすると、熱処理温度 873 K の鉄膜では $d \approx 9 \mu\text{m}$ 、膜厚方向当たりの結晶粒数 $t_f/d \approx 11$ であった。熱処理温度

Fig. 2 Optical micrographs of iron film annealed at 873 K

Fig. 3 Optical micrographs of iron film annealed at 1 173 K

1 173 K の膜材は、 $d \approx 35 \mu\text{m}$ 、膜厚方向当たりの結晶粒数 $t_f/d \approx 3$ であった。また写真は示していないが、1 073 K の鉄膜では $d \approx 15 \mu\text{m}$ 、 $t_f/d \approx 7$ であった。

次に、熱処理温度 873 K および 1 173 K の鉄膜の表面に電子線を入射したときに得られた EBSD の結果より求めたステレオ三角形 (Inverse Pole Figure) を図 4 および図 5 に示す。膜材の圧延方向と試料方向の関係を図 6 に示しており、図 4, 5 の (a) は試料法線方向, (b) は圧延方向, (c) は圧延方向と直交方向の結果である。これらの結果より、熱処理温度 873 K および 1 173 K のいずれの鉄膜でも、試料法線方向には $\langle 111 \rangle$ 方向が、圧延方向には $\langle 101 \rangle$ 方向の配向が強いことがわかる。これに対して圧延方向と直交方向には、 $\langle 111 \rangle$ および $\langle 101 \rangle$ 方向に若干配向していることがわかるが、圧延方向に比べると結晶の配向の程度は小さい。熱処理温度 1 073 K の場合も、同様の傾向が確認された。

以上のことから、TC 試験片では、き裂が (c) の圧延方向と直交方向に伝ばするので、結晶粒の方位が比較的ランダム方向に伝ばすることがわかる。これに対

Fig. 4 Inverse pole figures obtained from the iron film annealed at 873 K

Fig. 5 Inverse pole figures obtained from the iron film annealed at 1 173 K

Fig. 6 Explanation of directions of the film specimen

して RC 試験片では、き裂が (b) の圧延方向、すなわち $\langle 101 \rangle$ 方向への配向が強い方向へき裂が伝ばするので、両試験片にその相違が現れることが予想される。

3・2 疲労き裂伝ば挙動 図 7 に熱処理温度 873 K、図 8 に熱処理温度 1173 K の TC 試験片、RC 試験片のき裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を示す。図 7 の熱処理温度 873 K の場合、応力振幅によっても異なるが、同一の ΔK で比較すると、RC 試験片のほうが TC 試験片よりもやや低速側、もしくはほぼ等しくなっている。これに対して、図 8 の

Fig. 7 Relationship between crack propagation rate and stress intensity factor range of the iron film annealed at 873 K

Fig. 8 Relationship between crack propagation rate and stress intensity factor range of the iron film annealed at 1173 K

熱処理温度 1173 K の場合、応力振幅 $(\sigma_a)_b$ の大きさによらず、TC 試験片のほうが RC 試験片よりも低速側である。なお、熱処理温度 1073 K の膜材についても 1173 K の場合と同様に、TC 試験片のほうが RC 試験片よりも低速側となっていた。また、いずれの熱処理温度の TC 試験片、RC 試験片でも、従来のバルク材と同様の Paris 則がほぼ成立することがわかる。

次に、熱処理温度 873 K、1173 K の TC 試験片および RC 試験片の無負荷時における疲労き裂写真を図 9、10 に示す。いずれも応力振幅 $(\sigma_a)_b$ は 40 MPa であり、(a) が TC 試験片、(b) が RC 試験片である。熱処理温度 873 K の膜材では、TC 試験片、RC 試験片ともにき裂面上下約 100 μm 程度の領域で同程度のすべりが観察される。すなわち、き裂周辺の上下 10~11 個程度の結晶粒が損傷を受けていることがわかる。これに対して、熱処理温度 1173 K の膜材では、TC 試験片のほうが RC 試験片よりもき裂周辺のすべり変形

Fig. 9 Fatigue crack observations of the iron film annealed at 873 K
[$(\sigma_a)_b = 40 \text{ MPa}$, $\Delta K \approx 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$]

Fig. 10 Fatigue crack observations of the iron film annealed at 1173 K
[$(\sigma_a)_b = 40 \text{ MPa}$, $\Delta K \approx 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$]

が顕著であるが、すべりが観察される領域はいずれもき裂周辺のみで、TC 試験片ではき裂の上下約 50 μm 、RC 試験片では約 30 μm 程度である。すなわち、き裂周辺の上下 1~2 個程度の結晶粒のみが損傷している。このとき、き裂周辺のすべり領域として実測された損傷域より、繰返し塑性域 ω に関する次式を用いて膜材の降伏応力 σ_{ys} を推定した。

$$\omega = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (\text{平面応力}) \quad \cdots \cdots (1)$$

ただし ω は上述の実測されたすべり領域、 ΔK は疲労試験時の値として約 15 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ とした。このとき $\omega = 100 \mu\text{m}$, 50 μm , 30 μm で、それぞれ $\sigma_{ys} = 423 \text{ MPa}$, 598 MPa , 773 MPa となり、実際の鉄膜材の降伏応力よりもかなり高い値となっている。これは、き裂周辺でのみすべり変形が生じ、き裂から離れた結晶粒ではすべり変形が生じにくかったために、すべり領域が通常のバルク材よりも減少したことを示している。この原因としては、厚さ方向の結晶粒数が少なく、各結晶粒間の変形拘束が少ないために、すべり変形が局所的に生じ、周囲の結晶粒にすべり変形が伝わりにくいという膜材特有の性質が考えられる。これより、観察されたすべり領域が小さい熱処理温度の高い膜材のほうが、結晶粒相互の拘束が弱いことが考えられるが、膜材における結晶粒相互の拘束を考慮にいたした繰返し塑性域の形成のメカニズムに関しては、膜材の降伏応力の評価を含めて今後の検討課題である。なお、本実験に用いた鉄膜材の降伏応力は不明であるが、き裂周辺以外の領域ですべりなどの顕著な塑性変形は見られないことから、膜全体に生じている応力は降伏応力以下であると考えられる。

また、熱処理温度 873 K の膜材のほうが、1 173 K の膜材よりも細かなき裂の屈折が多く見られるが、それぞれの TC 試験片、RC 試験片を比較すると、TC 試験片のほうが屈折が多くなっている。これより、結晶粒がランダムに配向した方向にき裂が伝ばするときには屈折が多くなるのに対して、特定の方向への配向が強い向きにき裂が伝ばする場合には、屈折が生じにくくなるのがわかる。また、TC 試験片と RC 試験片のき裂周辺のすべりを比較すると、図 10(a)より TC 試験片では負荷方向となす角度が ± 30 度、 ± 60 度のすべりが多く見られるのに対して、図 10(b)の RC 試験片では、負荷方向となす角度が 90 度、つまりき裂伝ば方向に平行な方向のすべりが多く見られることがわかる。なお図 9 に示す熱処理温度 873 K の場合は、結晶粒径が小さいために個々のすべりの大きさは 1 173 K の場合よりも小さいが、すべりの方向に関し

ては同様の傾向が見られる。これらのすべり方向に関する詳しい考察は 4 章で行う。

3・3 き裂開口 母材負荷応力振幅 $(\sigma_a)_b = 40 \text{ MPa}$ で疲労試験を行った鉄膜材について、き裂に沿う開口変位範囲 $(1/2)\Delta COD$ のき裂面上の分布を測定した。き裂開口変位範囲の測定方法を以下に示す。疲労試験後のき裂面に沿って、ビッカース圧痕を 100 μm 間隔、き裂をはさんで上下 35 μm となるように、荷重 0.098 N、押込み時間 5 s で打った。このき裂をはさんだビッカース圧痕を標点とし、最大荷重 $\sigma_{\max} = 80 \text{ MPa}$ および $\sigma_{\min} = 0 \text{ MPa}$ における圧痕標点間距離の差として $(1/2)\Delta COD$ を求めた。このときの圧痕の対角線長さは約 12 μm と微小であり、圧痕中心もき裂面から 35 μm 離れていることから、圧痕導入がき裂の開口変位量測定に及ぼす影響は小さく、この方法によって膜材のき裂開口変位範囲が得られることを前報で報告している⁽⁵⁾⁽⁶⁾。熱処理温度 873 K および 1 173 K の鉄膜の $(1/2)\Delta COD$ の値をそれぞれ図 11, 12 に示す。なお、図中の曲線は、BEM 弾性解析より得られた $(1/2)\Delta COD$ のき裂面上の分布を示したものであり、実測した $(1/2)\Delta COD$ が BEM 弾性解析の結果よりも小さい場合、き裂閉口が生じていることを示している。また、実測した $(1/2)\Delta COD$ が BEM 弾性解析の結果よりも大きい場合、き裂先端の変形が大きいことを示している。

まず、図 11 より熱処理温度 873 K の鉄膜材では、RC 試験片のほうが TC 試験片よりも $(1/2)\Delta COD$ が小さい。図 9 のき裂写真では、き裂周辺に見られるすべり量に顕著な違いは見られなかったが、き裂伝ば方向に平行なすべりが多く見られた RC 試験片のほうが、き裂閉口が生じていることがわかる。これに対して、図 12 に示す熱処理温度 1 173 K の鉄膜では、き裂先端付近の $(1/2)\Delta COD$ はほぼ等しいが、き裂中央付近で、TC 試験片のほうが RC 試験片よりも $(1/2)\Delta COD$ が小さくなっている。これは図 10 に示したように、TC 試験片のほうが RC 試験片よりも、き裂周辺のすべりに多くの結晶粒が関与し、かつその領域が大きいために、き裂面上の残留塑性層が大きいこと、TC 試験片のほうが屈折が多く、き裂が開口しにくいことなどが原因として考えられる。また図 11 と図 12 を比較すると、TC 試験片、RC 試験片ともに図 12 に示した 1 173 K の鉄膜材のほうが $(1/2)\Delta COD$ が大きく、き裂閉口が生じにくいことがわかる。これは前述のように、熱処理温度 1 173 K の膜材のほうが 873 K の膜材よりもき裂周辺ですべりが観察される領域が小さいことに対応している。通常のバルク材で

は、熱処理温度が高いほうが降伏応力が低下し、塑性変形が生じやすいことからき裂開口も増大すると考えられるが、本研究では、熱処理温度の高い膜材のほうが、膜厚方向に結晶粒数が少ないことから、各結晶粒間の変形拘束が弱く、き裂面から離れた結晶粒では、すべり変形がほとんど生じなかったと考えられる。なお、熱処理温度 1073 K の $(1/2)\Delta COD$ の値は、1173 K の $(1/2)\Delta COD$ よりも若干小さい値を示し、1173 K の場合と同様に、TC 試験片のほうが RC 試験片よりも $(1/2)\Delta COD$ が小さかった。

次に、図 11 および図 12 で得られた $(1/2)\Delta COD$ より、次式を用いて ΔK_{est} を算出し、 ΔK_{est} とき裂先端からの距離 r の関係を最小二乗法により直線近似し $r \rightarrow 0$ の ΔK_{est} の値を外挿して評価した⁽⁹⁾。

$$\Delta K_{est} = \frac{E}{4} \sqrt{\frac{2\pi}{r}} \cdot \frac{\Delta COD}{2} \quad (\text{平面応力}) \quad \dots (2)$$

ここで E は鉄膜のヤング率で 206 GPa である。このようにして求めた応力拡大係数範囲 ΔK_{est} とき裂伝

(a) TC specimen

(b) RC specimen

Fig. 11 Crack opening displacement along a crack in the iron film annealed at 873 K

(a) TC specimen

(b) RC specimen

Fig. 12 Crack opening displacement along a crack in the iron film annealed at 1173 K

Fig. 13 Relationship between crack propagation rate and stress intensity factor range

ば速度との関係を整理した結果を図13に示す。なお、 ΔK_{est} は応力振幅 $(\sigma_a)_b = 40 \text{ MPa}$ の試験片についてのみ測定し、熱処理温度 1073 K の膜材の結果も載せてある。これより、TC 試験片および RC 試験片のき裂伝ば速度 da/dN と ΔK_{est} の関係は、熱処理温度によらず、式(3)を用い2本の直線のバンド内で表すことができる。

$$da/dN = C(\Delta K_{est})^2 \quad (C: \text{定数}) \quad \dots\dots\dots (3)$$

ただし、同一の ΔK_{est} で比較すると、RC 試験片のほうが TC 試験片よりも若干高速側にある。これは、TC 試験片と RC 試験片で、4章で考察するように、負荷方向あるいはき裂伝ば方向に対する結晶方位が異なるために、等しい開口量に対しても、き裂伝ば速度が異なることを示している。また、BEM 弾性解析より得られた ΔK に対する ΔK_{est} の有効率 U ($\Delta K_{est} = U \cdot \Delta K$) を各熱処理温度について求め、それぞれ TC 試験片、RC 試験片について平均値をまとめた結果を表2に示す。熱処理温度 1173 K の鉄膜材では U が1以上の値を示すことがわかる。これは、 1173 K の鉄膜材では膜厚方向の結晶粒数が少ないことから、各結晶粒間の変形拘束が弱く、き裂が開口しやすくなったことが考えられ、膜材の特徴が現れている。

4. 結晶配向に基づく き裂伝ば挙動に関する考察

一般に圧延された金属は、結晶構造に依存して集合組織を有する。例えば、体心立方格子からなる α 鉄の場合、厚さ方向に $\langle 111 \rangle$ 集合組織を形成させて圧延を

Table 2 Effective fraction of each iron film

Annealing temperature of the iron film	Effective fraction U	
	TC specimen	RC specimen
873K	0.92	0.67
1073K	0.75	1.00
1173K	1.11	1.13

Fig. 14 Crystal orientation system due to rolling

行くと、幅方向ひずみと厚さ方向ひずみの比である r 値 (Strain ratio, Lankford 値) を高めることができ、圧延が容易になることが報告されている⁽¹¹⁾。本研究においても、3・1節の結晶方位解析の結果より、鉄膜材は圧延前に $\langle 111 \rangle$ 集合組織が形成され、圧延後もこの集合組織が残っていることを示した。また体心立方格子の場合、圧延による集合組織は $\langle 101 \rangle$ となるが⁽¹¹⁾、この鉄膜材でも圧延方向に $\langle 101 \rangle$ 方向が配向していることを述べた。以上の結晶配向状況を図示すると図14のように表すことができ、本研究に用いた鉄膜材中の大部分の結晶がこのような配向性を持つとして、その疲労き裂伝ばに及ぼす効果を考察する。なお、図14で紙面垂直方向が膜厚方向であり、 $[111]$ 方向となっている。また、 $[\bar{1}10]$ 方向が圧延方向である。体心立方格子の場合、 $\langle 111 \rangle$ 方向がすべり方向となるが⁽¹²⁾、ここでは $[\bar{1}11]$ 方向を一つのすべり方向として図示している。また体心立方格子では、 $\langle 111 \rangle$ 方向を含む多くの面がすべり面となるが、原子密度が最大となる $\{110\}$ 面をすべり面とした場合、 (101) 、 $(0\bar{1}1)$ および (110) の三面がすべり面となる⁽¹²⁾。

さて、このような結晶配向性を生じると、TC 試験片と RC 試験片において、次のように作動するすべり面の相違が現れる。まず、図15は TC 試験片における負荷方向とすべり面の関係を表しており、結晶方位は、図14を $[111]$ 軸を回転軸として時計方向に 90° 回転させたものになる。すべり方向 $[\bar{1}11]$ に対する三つのすべり面 (101) 、 $(0\bar{1}1)$ 、 (110) 面のうち、 (101) 面が作動すると、図15より膜表面に表れるすべり線は負荷方向と 60° 方向、 $(0\bar{1}1)$ 面が作動すると、膜表面に表れるすべり線は負荷方向と 30° 方向となり、図10で角度表示したように、TC 試験片のき裂周辺のすべりの形態に対応していることがわかる。なお、図9に

Fig. 15 Slip system due to crystal orientation in TC specimen

においても結晶粒径が小さいが基本的には同様である。これに対して、(110)面はすべり面法線方向が負荷方向と直交しているため、すべり面として作動しないと考えられる。

一方、RC試験片における負荷方向とすべり面の関係を図16に示す。すべり方向 $[\bar{1}11]$ に対する三つのすべり面(101), (0 $\bar{1}1$), (110)面のうち、(101), (0 $\bar{1}1$)面はTC試験片の場合と同様に作動し、膜表面に現れるすべりの方向は、それぞれ負荷方向と30度、60度方向となる。一方、TC試験片では作動しなかった(110)面もRC試験片では作動し、この場合膜表面で観察されるすべりは負荷方向と90度、すなわちき裂伝ば方向と平行方向となる。図10のRC試験片のき裂においては、TC試験片の場合と異なり、図中矢印で示すように負荷方向とのなす角度が30度もしくは60度のすべりはほとんど観察されず、き裂伝ば方向と平行なすべりが多く観察されることから、前述の三つのすべり系のうち、(110)面が主なすべり面であることがわかる。力学的には等価な三つのすべり面のうち、RC試験片において(110)面のすべりが優先的に生じた原因として、膜表面では結晶粒の変形拘束が三次元的に等価でなく、厚さ方向への変形拘束が膜面内の変形拘束よりも弱いことが考えられる。これに対してTC試験片では、(110)面が荷重軸と平行になるので対応するすべり面が作動しないため、RC試験片よりも全体的にすべり変形が生じにくく、図11におい

てき裂の閉口量が減少したと考えられる。

また図13において、同一の ΔK_{est} に対して、RC試験片のほうがTC試験片よりも若干高速側になったことは、等しいき裂開口量に対しても、すべり系が異なると、き裂伝ば速度が相異なることを示している。これに対する原因は、RC試験片で多く見られたき裂伝ば方向に平行なすべりが、図17のようなすべり系の幾何学的関係から、体心立方格子のへき開面である(001)面のへき開破壊を助長させる効果をもつことに関係していることが予想される。

以上のような現象は、前述のように、厚さ方向の変形拘束が弱い試料表面や膜材において特徴的な挙動である。しかも厚さ方向にき裂が貫通したき裂の伝ば挙動に関しては、厚さが薄い膜材のほうが、バルク材と比較して、試料表面の影響が相対的に大きくなることから、結晶方位の影響がバルク材よりも顕著に現れるようになる。実際バルク材では、板厚面内の異方性と比較して、本研究で検討した圧延面内の異方性は弱く、疲労破壊特性にも大きな差は現れないことが知られている⁽¹⁵⁾。しかも鉄鋼材料の圧延異方性の原因としては、フェライト層とパーライト層の繊維状組織の影響⁽¹⁵⁾や介在物の影響⁽¹⁶⁾などが報告されているが、本研究で用いられた純鉄膜材では繊維状組織および介在物ともに見られなかったことより、従来のバルク材の疲労という観点からは、異方性はほとんど現れないことが予測できる。これより、本研究で観察された圧延方向の影響は膜材特有の現象であることがわかる。

5. 結 言

本研究では、3種類の熱処理温度によって膜厚方向の結晶粒数を変化させた鉄膜材の疲労試験を行い、疲

Fig. 16 Slip system due to crystal orientation in RC specimen

Fig. 17 Geometric relationship between slip plane and cleavage plane due to crystal orientation in RC specimen

疲労き裂伝ば特性の検討を行った。その際、圧延方向と直交方向にき裂が伝ばする TC 試験片と、平行方向に伝ばする RC 試験片の 2 種類の試験片を用いて、圧延組織が膜材の疲労破壊特性に及ぼす影響についても調べた。以下に、得られた主な結果についてまとめる。

(1) 熱処理温度 1173 K では、き裂が圧延方向と直交方向に伝ばする場合(TC 試験片)のほうが、平行方向に伝ばする場合(RC 試験片)よりもき裂の屈折が大きく、き裂周辺ですべりが多く観察された。またき裂が圧延方向に伝ばする場合、き裂伝ば方向に平行なすべりが多く観察された。熱処理温度 873 K の場合も、ほぼ同様のすべり形態であったが、き裂周辺の比較的広い範囲で大きさの小さいすべりが多数観察された。また熱処理温度 873 K の場合、き裂が圧延方向と平行方向に伝ばするほうが直交方向に伝ばする場合よりもき裂閉口が顕著であった。

(2) き裂伝ば速度 da/dN を有効応力拡大係数範囲 ΔK_{est} を用いて整理すると、鉄膜材の疲労試験の結果は、圧延方向・熱処理温度の違いによらず、次式で表される平行な 2 本の直線(両対数目盛)で囲まれた領域内に存在した。

$$da/dN = C(\Delta K_{est})^2 \quad (C: \text{定数})$$

ただし同一の ΔK_{est} に対して、圧延方向と平行方向に伝ばするき裂のほうが、直交方向に伝ばするき裂よりも高速側となり、圧延方向の影響が見られた。

(3) 熱処理に伴う結晶粒の成長によって、圧延による結晶粒形状の方向性は消滅するが、結晶方位に関しては、圧延方向に $\langle 101 \rangle$ 方向、試料法線方向に $\langle 111 \rangle$ 方向が配向し異方性が存在していた。その結果、き裂が圧延方向と平行な方向に伝ばする場合、き裂伝

ば方向と平行なすべりが生ずるようなすべり面(110)面ですべりが生じやすいことがわかった。この面は、き裂が圧延方向と直交方向に伝ばする場合にはすべり面にならないので、き裂伝ば挙動に対して圧延による結晶異方性の影響が無視できないことがわかった。

終わりに、実験上援助いただいた文部技官・徳田勝氏、および当時学生・今井啓之君に謝意を表する。また、本研究は平成 10・11 年度文部省科学研究費補助金基盤研究(B)(2)(10555032)の援助を受けた。記して謝意を表する。

文 献

- (1) William, D. N., *Met. Trans.*, A, **20**-11(1989), 2217-2245.
- (2) Ikegami, K., *Advances in Electronic Packaging*, ASME, **1**(1992), 567-573.
- (3) 河合末男, 材料学会講演会講演論文集, No. 910-71, A (1991-11), 494-497.
- (4) 尾田十八・坂本二郎・久保田隆司・山田耕二, 機論, **57** 541, A(1991), 2050-2056.
- (5) 鳥居太始之・本田和男・松葉朗・谷田睦, 機論, **59**-563, A(1993), 1575-1581.
- (6) 鳥居太始之・伊場田晶・本田和男, 材料, **44**-500(1995), 637-642.
- (7) 鳥居太始之・清水憲一・中村明英, 機論, **65**-631, A (1999), 461-468.
- (8) 岡村弘之, 線形破壊力学入門, (1976), 21, 培風館.
- (9) 結城良治・木須博行, 境界要素法による弾性解析, (1987), 123, 培風館.
- (10) Randle, V., *Microtexture Determination and its applications*, (1992), 18, The Institute of Materials.
- (11) 河合望, 新版塑性加工学, (1988), 105, 朝倉書店.
- (12) 阿部秀夫, 金属組織学序論, (1967), 228, コロナ社.
- (13) (社)日本材料学会編, 材料強度学, (1986), 90, (社)日本材料学会.
- (14) 文献(13)の 10 ページ.
- (15) 大路清嗣・原田昭治, 機論, **38**-313(1972), 2193-2200.
- (16) 鹿毛正治・西谷弘信, 機論, **41**-344(1975), 1080-1088.