圧延銅膜材の疲労破壊特性に及ぼす膜厚さの影響*

清水 憲一^{*1}, 鳥居 太始之^{*1}The Effect of Film Thickness on Fatigue Fracture Properties
in Rolled Copper FilmKenichi SHIMIZU^{*2} and Tashiyuki TORII^{*2} Department of Mechanical Engineering, Okayama University,
3-1-1 Tsushima-naka, Okayama-shi, Okayama, 700-8530 Japan

Using a new fatigue testing method 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, cold rolled copper films of 100 and 30 μm thickness were fatigued under various stress amplitudes with a stress ratio of $R=0$. The effects of the film thickness and the rolling direction on fatigue fracture properties were studied using two types of specimens that the rolling direction was parallel and perpendicular to the loading direction. As a result, for the case of films of 30 μm thickness, the crack initiation was caused at lower stress amplitude in the film with the loading direction perpendicular than parallel to the rolling direction, and the fatigue crack propagates faster toward the parallel direction to the rolling direction than toward the perpendicular direction. There was a difference between the two types of specimen in crack observation on the specimen surface owing to the difference in the shape of grains stretched by rolling. The thinner the film thickness was, the lower the fatigue limit was and the higher the fatigue crack propagation rate was against the same stress intensity factor range, ΔK_{est} , evaluated from the crack opening displacement measured experimentally. The reason of the effects of thickness in the cold rolled pure copper film was probably that the crack propagates easier through the film thickness in the thin films than in the thick ones.

Key Words: Copper Film, Film Thickness, Rolling Direction, Fatigue Testing, Fatigue Properties, Crack Propagation

1. 緒 論

近年, IC パッケージ部品やプリント回路基板などの電子機器に用いられる金属材料には, 膜状態での使用例が多く見られる。従来用いられてきた金属のバルク材は, 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。そのため, 膜状態の金属はバルク状の金属とは異なる機械的性質を示すことが, 報告されている^{(1)~(4)}。これら機械的性質のうち, 疲労破壊特性は機能の損失や性能の低下に直接関わってくるので, 膜材を使用した製品の安全性や信頼性を考慮する上で, その特性を把握することが重要である。

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⁾。この方法によれば, 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 100, 50, 40 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⁾。また, 冷間圧延で製作された厚さ 50 μm の銅膜納入材の疲労試験を行い, 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, これも板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, 膜厚の異なる 2 種類の銅膜材(厚さ 100, 30 μm)を用いて, 疲労破壊特性に及ぼす膜厚さの影響について検討した。その際, 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, 圧延方向の違いが銅膜材の疲労破壊特性に及ぼす影響についても, き裂伝播形態の違いなどから考察を行った。

2. 実験方法

2.1 試験片 本実験では, 膜材として膜厚 t_f =

* 原稿受付 2002 年 6 月 10 日。

^{*1} 正員, 岡山大学工学部(〒700-8530 岡山市津島中 3-1-1)。
E-mail: kshimizu@mech.okayama-u.ac.jp

100, 30 μm の冷間圧延された純銅膜を用いた。図 1, 2 にこれらの銅膜材の表面, 圧延方向と平行な断面, 圧延方向と垂直な断面の組織写真をそれぞれ示す。膜材の結晶粒を, 図 3 のようにだ円体と仮定して模式的に表したときの各軸の長さの平均値を図 1, 2 から実測して求めた結果を表 1 に示す。これより $t_f=100\ \mu\text{m}$ の純銅膜材では, 厚さ方向に若干結晶粒が押しつぶされているが, 表面から見たときに, 結晶粒形状の方向性は見られない。これに対して $t_f=30\ \mu\text{m}$ の銅膜材では結晶粒は, 冷間圧延により圧延方向に引き延ばされると同時に, 厚さ方向につぶされ, 扁平化されている。これらの冷間圧延納入材を圧延方向の向きを考慮して図 4 の寸法に切り出した後, 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。

膜材を接着する母材には中炭素鋼(S 45 C)を用い

Fig. 1 Optical micrographs of copper film of 100 μm thickness

Fig. 2 Optical micrographs of copper film of 30 μm thickness

Fig. 3 Schematic model of rolled grain shape

た。母材は図 4 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 5 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。

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, 接着層厚さが均一になるように治具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 4 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 CT (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 CR (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 $(\sigma_a)_b$ (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角荷される。

膜内の応力は, 前報⁽⁵⁾と同様に境界要素法(BEM: Boundary Element Method)解析によって求めた。今回の解析では S 45 C, 純銅膜の弾性定数としてそれぞれヤング率 206 GPa, 110 GPa, ポアソン比 0.3, 0.33 を用いた。銅膜材の厚さ t_f によらず, 膜内の軸方向応力は, 母材負荷応力振幅 $(\sigma_a)_b$ の約 1.6 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 解析で得られたき裂開口量より, 変位外挿

Table 1 The mean values of grain size of each direction

	a (μm)	b (μm)	c (μm)
$t_f=100\ \mu\text{m}$	13.5	11.8	8.7
$t_f=30\ \mu\text{m}$	82.0	13.7	2.6

Fig. 4 Dimensions of the film and the base specimen

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 EHF 10 型(島津製、容量 100 kN)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 $(\sigma_a)_b$ 一定とした。き裂発生を観察およびき裂長さの測定は、倍率 110 倍の移動式光学顕微鏡を用いて行った。また疲労試験後に、走査型電子顕微鏡 (SEM: Scanning Electron Microscope) (日立製、S-3500 N) を用いて膜表面および切欠断面方向からき裂の伝ば形態を観察した。

3. 実験結果

3.1 硬さ測定 銅膜材の表面および圧延方向に平行な断面、垂直な断面におけるマイクロビッカース硬さの測定結果を表 2 に示す。荷重条件は 0.098 N-30 s とした。各膜厚において硬さの顕著な違いは見ら

Table 2 Micro-Vickers hardness on film surface and each cross section

	Surface (Hv)	Parallel section (Hv)	Perpendicular section (Hv)
$t_f=100\mu\text{m}$	102	105	110
$t_f=30\mu\text{m}$	106	105	106

Fig. 5 S-N relationship of the copper films of 100 μm thickness

Fig. 6 S-N relationship of the copper films of 30 μm thickness

れず、 $Hv \approx 105$ 程度の値を示している。これらの値は、通常の純銅 ($Hv \approx 50$) と比較するとかなり高い値であるが、これは冷間圧延による加工硬化の影響と考えられる。

3.2 S-N 関係 図 5, 6 に $t_f=100, 30\mu\text{m}$ の銅膜材の S-N 関係を示す。なお疲労寿命は、切欠き穴を含むき裂全長が 4 mm に達したときの応力繰返し数とし、 $N=10^7$ サイクルでき裂全長が 4 mm に達しなかった最大応力振幅を疲労限として図中の右向き矢印で示した。

膜厚 100 μm では、CT 試験片のほうが CR 試験片よりも若干低寿命側であるが、疲労限は等しい。これに対して、膜厚 30 μm では CR 試験片のほうが CT 試験片よりも低寿命側であり疲労限も低く、圧延方向の影響が大きく現れていることがわかる。また図 5 と図 6 を比較すると、膜厚 30 μm のほうが 100 μm より疲労限が低く、特に CR 試験片において疲労限の低下が著しい。なお、これらの銅膜材の疲労試験においても前報⁽⁶⁾⁽⁷⁾と同様に停留き裂は見られなかったことから、銅膜材の疲労限はき裂の発生限界で決まることがわかる。

3.3 き裂伝ば挙動 図 7 に $(\sigma_a)_b=40\text{MPa}$ の銅膜材のき裂伝ば曲線を示す。 $t_f=100\mu\text{m}$ の銅膜材では CT 試験片、CR 試験片で、き裂伝ば挙動に顕著な差は見られない。これに対して $t_f=30\mu\text{m}$ の銅膜材では、CT 試験片、CR 試験片ともに $t_f=100\mu\text{m}$ の銅膜よりもき裂伝ば曲線の傾きが大きく、き裂伝ば速度が速いことがわかる。また $t_f=30\mu\text{m}$ の銅膜材では、CT 試験片よりも CR 試験片のほうがき裂伝ば曲線の傾きが大きく、き裂伝ば速度が速い。き裂発生までの繰返し数に関しては、CT 試験片と CR 試験片、あるいは $t_f=100\mu\text{m}$ と 30 μm で顕著な相違は見られないことから、前述の S-N 関係における疲労寿命の相違は、主にき裂伝ば寿命の相違に起因していると考えら

Fig. 7 Crack propagation curves of the copper films

れる。

図 8, 9 に $t_f=100\ \mu\text{m}$, $30\ \mu\text{m}$ の銅膜材のき裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を示す。膜厚 $100\ \mu\text{m}$ の銅膜材では、CT 試験片と CR 試験片の da/dN - ΔK 関係はほぼ等しく、いずれも Paris 則に従っていることがわかる。これに対して膜厚 $30\ \mu\text{m}$ の場合、同一の ΔK で比較すると CR 試験片のほうが CT 試験片よりも高速側であり、圧延方向の影響が見られる。

3・4 き裂開閉口 応力振幅 $(\sigma_a)_b=40\ \text{MPa}$ で疲労試験を行った銅膜材について、き裂長さ $1.0\ \text{mm}$ のときのき裂に沿う開口変位範囲 ΔCOD (Crack Opening Displacement) のき裂面上の分布を測定した。このときの ΔCOD は、き裂の上下 $30\ \mu\text{m}$ に打ったビッカース圧痕を標点とし、最大荷重 $80\ \text{MPa}$ および最小荷重 $0\ \text{MPa}$ における圧痕標点間距離の差として求めた。膜厚 $100\ \mu\text{m}$ および $30\ \mu\text{m}$ の CT 試験片と CR 試験片の $(1/2)\Delta\text{COD}$ の分布をそれぞれ図 10, 11 に示す。なお図中の実線は、BEM 弾性解析より得られた $(1/2)\Delta\text{COD}$ のき裂面上の分布である。

膜厚 $100\ \mu\text{m}$ の銅膜材では、CT 試験片と CR 試験片で、 $(1/2)\Delta\text{COD}$ の分布に大きな差は見られない。またいずれの場合も、BEM 弾性解析より得られた $(1/2)\Delta\text{COD}$ の値よりも小さく、き裂閉口が生じていることがわかる。これに対して膜厚 $30\ \mu\text{m}$ の銅膜材では、き裂先端でのみき裂閉口が見られ、膜厚 $100\ \mu\text{m}$ の場合とは $(1/2)\Delta\text{COD}$ 分布形状が異なっていることがわかる。また膜厚 $30\ \mu\text{m}$ の CT 試験片と CR 試験片を比較すると、CT 試験片のほうが CR 試験片よりもき裂中央の $(1/2)\Delta\text{COD}$ の値が小さい。これらのき

裂閉口の原因は、引張残留塑性ひずみと考えられるが、後述の SEM を用いたき裂表面および疲労破面観察における膜厚 $100\ \mu\text{m}$ と $30\ \mu\text{m}$ の銅膜材の比較あるいは膜厚 $30\ \mu\text{m}$ の CT 試験片と CR 試験片の比較で、それぞれき裂周辺の塑性変形挙動が異なっていたことに対応した結果となっている。

他の応力振幅でも同様に $(1/2)\Delta\text{COD}$ 分布を測定し、次式を用いて有効応力拡大係数範囲 ΔK_{est} を評価した。

$$\Delta K_{\text{est}} = \frac{E}{4} \sqrt{\frac{2\pi}{r}} \cdot \frac{\Delta\text{COD}}{2} \quad (\text{平面応力}) \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで E は銅膜のヤング率で $110\ \text{GPa}$ 、 r はき裂先端からの距離である。前報⁷⁾では $r \rightarrow 0$ として変位外挿法によってき裂の ΔK_{est} を求めたが、前述のように $t_f=100\ \mu\text{m}$ と $30\ \mu\text{m}$ の銅膜材では $(1/2)\Delta\text{COD}$ の分布形状が異なることから、両者の ΔK_{est} を同じ変位外挿法で評価するのは困難と考えられる。そこで、き裂先端から 5 箇所の r を用いて ΔK_{est} の値を求め、これらの平均値をき裂先端の ΔK_{est} とした。このようにして求めた応力拡大係数範囲 ΔK_{est} とき裂伝ば速度との関係を整理した結果を図 12 に示す。図中の 2 本の実線は傾き 2.5 の直線であり、

$$da/dN = C(\Delta K_{\text{est}})^{2.5} \quad (C: \text{定数}) \quad \dots\dots\dots (2)$$

で表される。図 12 より、すべてのデータがこの 2 本の直線で囲まれた領域に存在していることがわかる。次に、それぞれの膜厚について見ると、いずれの膜厚においても CT 試験片と CR 試験片は、式 (2) を用いて、ほぼ 1 本の直線で整理できることがわかる。ただし、膜厚 $30\ \mu\text{m}$ の銅膜材の関係は、 $100\ \mu\text{m}$ の銅膜材

Fig. 8 Relationship between crack propagation rate and stress intensity factor range ($t_f=100\ \mu\text{m}$)

Fig. 9 Relationship between crack propagation rate and stress intensity factor range ($t_f=30\ \mu\text{m}$)

の関係と比較すると高速側に位置しており、膜厚が薄い場合には、等しい ΔK_{est} に対してき裂が伝ばしやすくなる傾向が見られた。

4. 考 察

4.1 結晶粒形状の方向性の影響 図 13, 14 に膜厚 100 μm , 30 μm の CT 試験片および CR 試験片のき裂先端の SEM 写真を示す。膜厚 100 μm では、CT 試験片と CR 試験片でき裂の形態に顕著な違いは見られない。これは図 10 において、CT 試験片と CR 試験片で、 $(1/2)\Delta\text{COD}$ の値がほぼ等しくなっていたことに対応する。これに対して、膜厚 30 μm の銅膜材では CT 試験片のほうが CR 試験片よりもき裂周辺のすべり変形領域が大きく、細かな屈折も多い。このため、CT 試験片のほうが CR 試験片よりもき裂閉口が顕著に表れ、図 11 において CT 試験片のほうが $(1/2)\Delta\text{COD}$ の値が減少したと考えられる。また 100 μm の膜材と 30 μm の膜材を比較すると、100 μm の膜材のほうがき裂周辺のすべりが多く、図 10, 11 におい

て厚さ 100 μm の膜材のほうがき裂閉口が生じやすいことに対応している。

CT 試験片と CR 試験片のき裂伝ば挙動の差異は、前報⁽⁷⁾で報告したように、圧延によって引き延ばされ、扁平化した結晶粒形状の方向性が原因である。膜厚 100 μm の膜材では、結晶粒形状に顕著な方向性は見られなかったのに対して、30 μm の膜材では結晶粒形状の方向性が極めて大きく、き裂周辺のすべり変形やき裂の屈曲などの挙動が、圧延方向によって異なることが、図 14 のき裂伝ば形態の相違からも明らかである。

4.2 膜厚の影響 膜厚 100 μm , 30 μm の CT 試験片を SEM 中で約 45 度傾斜させ、切欠き底を断面方向から観察した結果を図 15, 16 に示す。このときの繰返し数は、膜厚 100 μm が 1.58×10^5 サイクル、30 μm が 2.1×10^4 サイクルであり、切欠き底からのき裂長さはそれぞれ 310 μm , 300 μm であった。図 7 のき裂伝ば曲線とは異なる試験片の結果であるが、応力振幅はいずれも $(\sigma_a)_b = 40 \text{ MPa}$ である。図 15 の膜厚 100 μm の場合、切欠き底角部で発生したき裂①とは不連続に発生したすべり線②が不連続き裂に成長した後、最終的に①のき裂と合体し、膜厚方向に貫通した。これに対して、図 16 の膜厚 30 μm の場合、切欠き底角部から発生したき裂①は膜厚方向に連続的に伝ばし貫通した。また膜厚 100 μm のほうが、30 μm の膜材よりも切欠き底周辺に多くのすべり線が見られる。き裂発生に要する繰返し数は、図 7 のき裂伝ば曲線に示したように試験片ごとのばらつきが大きく、顕著な膜厚の影響は見られなかったが、図 5, 6 の S-N 関係において、膜厚 30 μm の疲労限のほうが 100 μm よりも

Fig. 10 Crack opening displacement along a crack ($t_f = 100 \mu\text{m}$)

Fig. 11 Crack opening displacement along a crack ($t_f = 30 \mu\text{m}$)

Fig. 12 Relationship between crack propagation rate and stress intensity factor range

Fig. 13 SEM micrographs of copper film of 100 μm thickness [$(\sigma_a)_b=40\text{ MPa}$]

Fig. 14 SEM micrographs of copper film of 30 μm thickness [$(\sigma_a)_b=40\text{ MPa}$]

Fig. 15 SEM micrograph of copper film of 100 μm thickness on cross section [CT specimen, $(\sigma_a)_b=40\text{ MPa}$]

Fig. 16 SEM micrograph of copper film of 30 μm thickness on cross section [CT specimen, $(\sigma_a)_b=40\text{ MPa}$]

低下していた。前述のように、銅膜材の疲労限はき裂の発生限界で決まると考えられることから、すべり線が成長して複数のき裂が合体して膜厚方向に貫通する100 μm の場合よりも、すべりを伴わず連続してき裂が貫通する30 μm のほうが、より低応力でき裂が発生しやすかったと考えられる。

図 17, 18 に膜厚 100 μm , 30 μm の CT 試験片およ

び CR 試験片のき裂長さ 1.0 mm 付近の疲労破面を示す。ただし、凹凸が明りょうになるように破面を数10度傾斜させている。膜厚 100 μm では、CT 試験片、CR 試験片ともに膜厚の中央付近の破面は負荷方向に対してほぼ垂直であるが、膜表面付近では白抜き矢印で示すような傾斜が見られ、破面が大きくうねっている。膜内部ではき裂は主にへき開型の破壊によって伝

ばするために、負荷方向と垂直な破面になり、膜表面では、せん断型の破壊によって傾斜した破面になったと考えられる。すなわち、膜厚 100 μm の銅膜材では、膜内部と表面付近の疲労破壊形態が異なり、破壊形態の異なるき裂面が膜厚方向に連結して貫通しながら伝ばするために、破面に大きなうねりが生じたと考えられる。

これに対して膜厚 30 μm の破面では、CT 試験片、CR 試験片ともに大きなうねりが見られず、破面は平坦である。ただし CT 試験片では、破面が全体的に傾斜している箇所が見られた。これらの破面観察結果より、膜厚 30 μm は膜厚 100 μm の場合と異なり、膜表面で発生したき裂が膜厚方向に連続的に貫通しながら伝ばするために、破面は平面的になったと考えられる。このとき、CT 試験片では破面全体がせん断破壊型、CR 試験片ではへき開破壊型になる原因は、図 2 および表 1 で示した扁平な結晶粒形状の影響と考えられる。膜表面で生じたすべり変形が内部へ伝ばしなからき裂が膜厚方向に貫通したときに破面はせん断型になると考えられるので、図 14 に示したように、すべり変形領域が大きい CT 試験片のほうが、すべり変形領域の小さい CR 試験片よりもせん断型の破壊を生じや

すかったと考えられる。

以上の観察より、き裂が膜厚方向に連続的に貫通する膜厚 30 μm の銅膜材のほうが、不連続的に貫通する膜厚 100 μm の銅膜材よりも、き裂が膜厚方向に貫通しやすいことから、き裂発生限界が低下し、疲労限も低下したと考えられる。このように膜厚方向へのき裂貫通挙動が異なると、膜厚 100 μm と 30 μm の銅膜材で、き裂前縁形状が異なることが予想される。膜厚 30 μm の銅膜材のように、膜表面で発生したすべりがき裂となって膜厚方向へ連続的に貫通する場合、膜表面が内部よりも先行したき裂前縁形状となり、図 11 に示したようにき裂先端近傍でのみ $(1/2)\Delta\text{COD}$ が低下した可能性がある。これに対して膜厚 100 μm の銅膜材のき裂前縁形状は直線状となり、膜厚 30 μm の銅膜材のようにき裂先端近傍でのみ $(1/2)\Delta\text{COD}$ が低下する現象は見られなかったと考えられる。なお本研究の破面観察では、き裂前縁形状の特定までは至らなかったために、今後それぞれの膜厚におけるき裂前縁形状を酸化着色法などを用いて測定する予定である。また図 12 において、同一の ΔK_{est} に対して膜厚 30 μm の銅膜材が、他の膜厚の場合よりも高速側となっていたのは、き裂の貫通しやすさが影響したと考えられるが、

Fig. 17 SEM micrographs of fatigue fracture surfaces in copper films of 100 μm thickness [$(\sigma_a)_b=40\text{ MPa}$]

Fig. 18 SEM micrographs of fatigue fracture surfaces in copper films of 30 μm thickness [$(\sigma_a)_b=40\text{ MPa}$]

前述のように $(1/2)\Delta COD$ から算出される ΔK_{est} に関しては、膜厚によるき裂前縁形状の相違について考察する必要がある。き裂伝ば速度と ΔK_{est} の関係については今後さらに検討が必要である。なお、このような膜厚の違いによる厚さ方向へのき裂貫通挙動の相違は、従来のバルク材では現れなかった現象であり、前報⁽⁶⁾で報告した鉄膜材のき裂伝ば特性に及ぼす膜厚の影響も、銅膜材と同様にき裂の貫通挙動の相違が原因と考えられる。

5. 結 言

本研究では、膜厚の異なる冷間圧延銅膜材の疲労試験を行い、疲労き裂伝ば特性に及ぼす膜厚の影響について検討を行った。また、圧延方向に対して負荷方向を90度変えることにより、圧延によって引き延ばされた結晶粒形状の方向性が、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) 圧延によって、銅膜の結晶粒は圧延方向に引き延ばされ、厚さ方向につぶされていた。この結晶粒形状の方向性は、厚さが薄い膜材ほど顕著であった。

(2) 結晶粒の形状に方向性が見られなかった膜厚100 μm の銅膜材では、負荷方向が圧延方向と平行な場合と垂直な場合で、 $S-N$ 関係や疲労限などの疲労特性に差異は見られなかった。これに対して膜厚30 μm では、負荷方向が圧延方向と平行な場合よりも、垂直な場合のほうが、同一の応力振幅に対して低寿命であり、疲労限が低下していた。また膜厚30 μm の膜材のほうが、膜厚100 μm の膜材よりも、負荷方向の違いによらず疲労限が低下することがわかった。

(3) き裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数範囲

ΔK の関係において、膜厚30 μm では同一の ΔK に対して、き裂が圧延方向に平行に伝ばする場合のほうが、直交方向に伝ばする場合よりも高速であった。これはき裂が圧延方向に平行に伝ばする場合のほうが、き裂が直線的に伝ばし、き裂周辺のすべりが少ないために、き裂閉口が生じにくいことが原因である。

(4) き裂開口量に基づく応力拡大係数範囲 ΔK_{est} を用いてき裂伝ば速度を整理した場合、膜厚30 μm の膜材のほうが、膜厚100 μm の膜材よりも、同一の ΔK_{est} に対して高速となった。これは疲労試験後の破面観察より、膜厚30 μm の膜材のほうが、膜厚100 μm の膜材よりも膜厚方向へのき裂貫通が容易であるために、低応力でき裂が発生し、き裂が伝ばしやすいことが原因であると考えられる。

終わりに、実験上援助いただいた文部科学技官・徳田勝氏、当時大学院生・西村裕文君、当時学生馬場浩行君に謝意を表する。

文 献

- (1) Nix, W. D., *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.