転がり疲労における表面起点型き裂の進展*

田 宮 高 信^{*1}, 佐 藤 建 吉^{*2}

Surface-Initiated Crack Growth in Rolling Contact Fatigue

Takanobu TAMIYA and Kenkichi SATO

This paper describes a mechanism of surface initiated crack growth in rolling contact fatigue. Experiments with epoxy resin disk specimens were carried out using a newly developed test rig for rolling contact fatigue. Rolling contact occurred between an epoxy resin disk of 100 mm dia. and steel disk of 290 mm dia. under normal force of 400 N/mm and tangential force of 40 N/mm. After rolling cycles of 2.4×10^4 , surface-initiated cracks were observed. The cracks initially grew along the radial direction up to depth of 2.8 mm, and propagated to the circumferential direction, which coincides with the direction of tangential force. By optical microscopic examinations, striation-like marks were observed on the radial crack surfaces and the striation spacing decreased with increasing crack length. Stress intensity factors K_I and K_{II} of a crack under rolling contact fatigue were analyzed by finite element method. When the crack length is short, the calculated value of stress intensity factor range ΔK_I is larger than that of threshold stress intensity factor range ΔK_{th} for epoxy resin. It is shown that the cracks can propagate under mode-I mechanism. The crack growth transited from radial to circumferential direction was predicted by maximum circumferential stress around the crack tip.

Key Words: Fatigue, Crack Propagation, Stress Intensity Factor, Fracture Mechanics, High Polymer Materials, Rolling Contact Fatigue, Surface Initiated Crack, Finite Element Method

1. 緒 言

転がり軸受における玉・ころと案内面、歯車の破面、鉄道の車輪とレールなどのような、転がり接触を繰り返し受ける部分では転がり疲労損傷が発生する。そのため、転がり疲労損傷に関しては古くから研究されているが、近年の使用条件の過酷化、高い信頼性の要求により、転がり疲労損傷機構の解明に関心が寄せられている⁽¹⁾⁽²⁾。しかしながら転がり疲労においては、影響因子が非常に多岐にわたるため⁽³⁾、その機構は十分に明らかにされていないのが現状である。

Johnson⁽⁴⁾は転がり接触により起こる材料の塑性変形について理論的な解析を行い、シェークダウン・リミットを越える接触負荷が作用する場合には塑性変形が繰り返されることを示し、実験的に観察される前進流動と残留応力分布について説明している。また、Lyman⁽⁵⁾⁽⁶⁾は転がり接触下の応力とひずみ分布を理論的に検討し、塑性流動の方向をせん断応力

・垂直ひずみポテンシャルにより説明付けている。三由⁽⁷⁾⁽⁸⁾は転がり疲労を受ける材料の塑性変形層と弾性変形層の変形量の違いから残留応力の形成機構を明らかにし、転がり疲労過程の説明を試みている。

疲労損傷の発生形態は、内部起点型と表面起点型に大別できる。内部起点型の転がり疲労損傷は、内部起点型フレーキングやスポーリングと呼ばれる損傷であり、転がり接触により表面下に発生する最大せん断応力振幅に起因すると解釈されている。これは最大せん断応力の位置において非金属介在物の存在により、せん断型の応力集中が発生しき裂を誘発するというものである。Lundberg と Palmgren は、そのせん断応力振幅をもとに転がり軸受の寿命計算式を導出した⁽⁹⁾。この式は修正を加えられつつも国際規格として規定され、現在にいたるまで使用されている。また、久道⁽¹⁰⁾は転がり軸受用鋼中の非金属介在物の影響について実験を行い、き裂発生には材料中の酸化物が深く関与していることを明らかにした。最近、吉岡⁽¹¹⁾⁽¹²⁾はアコースティック・エミッション法により硫化物系の介在物がき裂の発生起点であることを同定している。

一方、表面起点型の転がり疲労損傷としては表面起

* 1998 年 4 月 1 日 第 75 期通常総会講演会において講演、原稿受付 1998 年 6 月 29 日。

^{*1} 正員、千葉大学大学院 (☎ 263-8522 千葉市稲毛区弥生町 1-33)。

^{*2} 正員、千葉大学工学部。

E-mail: ksato@meneth.tn.chiba-u.ac.jp

点型フレーキングやピッチングなどが知られている。Chiu⁽¹³⁾らは表面起点型フレーキングについて異物の噛み込みにより圧痕が形成されるとその肩部で応力集中が発生し、き裂の起点となることを明らかにした。また、Muroら⁽¹⁴⁾は表面起点型フレーキングの発生した実験について残留応力の詳細な検討を行い、表面直下に発生する引張り残留応力を用いてき裂発生機構を説明した。三由⁽⁷⁾はピッチングのやじり型き裂の形成について、表面に存在する凸部の接触によるつぶれと引き続く引張りひずみの繰返しによる機構を提案している。市丸ら^{(15)~(18)}は種々の系統的な接触条件の下で、き裂の発生からピッチングの形成までを時系列で詳細に観察し、ピッチングの形成機構を解明する研究を続けている。

転がり疲労き裂の進展機構について、室⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾は残留応力変化に着目して Johnson による前進流動の解析中で現れる過渡的残留応力を適用し、転がり疲労き裂の進展をモード I 型として評価している。一方、大塚らは内部起点型フレーキングのモード II 型の進展を提案⁽²¹⁾し、鋼やセラミックスの実験で確認している。また、せん断疲労試験を考案・実施⁽²²⁾鋼やアルミニウムにおいて、転がり疲労のような圧縮応力下ではモード II 型のき裂進展が可能であることを示した。

以上のように転がり疲労き裂の発生と進展機構については多くの研究が行われており、諸説提案されている。また、近年の材料中での介在物の減少により内部起点型から表面起点型のき裂発生が相対的に増加している傾向⁽²³⁾をとらえ、著者らは表面起点型き裂に注目し、材料のおよび力学的因子から表面起点型き裂発生・進展機構を明らかにするために研究を行っている。エポキシ樹脂試験片を用いた転がり疲労試験機を新たに設計・開発し、転がり疲労試験を行った結果、発生したき裂は表面起点型であり、数 mm だけ半径方向に進展し、その後円周方向に屈曲した⁽²⁴⁾。本報では、この表面起点型の転がり疲労き裂について、破面観察と有限要素法による応力拡大係数の解析を行い、き裂進展機構について検討・考察した結果を報告する。

2. 実験方法

2.1 エポキシ樹脂試験片 図1に試験片の形状を示す。供試材は上述したようにエポキシ樹脂とした。エポキシ樹脂は、圧縮強度に比べ引張り強度が小さく脆性的な材料特性を持っていることから表面起点型のき裂が発生しやすく、また内部に欠陥や介

Fig.1 Shape and dimensions for epoxy disk specimens

Fig.2 The test rig of rolling contact fatigue. The test specimen of epoxy resin disk① is fatigued by rolling contacting to large steel disk②.

在物を含まないため力学的な考察を行えると考え選定した。またエポキシ樹脂はアラルダイトとハードナーを調合して自作するため、材料特性を変化させた素材が使用できることも選定理由の一つである。本論文で用いたエポキシ樹脂は(株)日本チバガイギーのアラルダイトCY230およびハードナーHY956を使用した。アラルダイトに対するハードナーの混合率は、既報⁽²⁴⁾において表面起点型き裂が発生した25wt%とした。測定された材料特性は、ヤング率 $E=4.0\text{GPa}$ 、ポアソン比 $\nu=0.37$ 、破壊靱性値 $K_{Ic}=0.89\text{MPam}^{1/2}$ であった。

2.2 転がり疲労試験機 エポキシ樹脂試験片の転がり疲労試験は、図2に示す新たに開発された転がり疲労試験機により実施した。図において①エポキシ樹脂試験片(外径100mm,厚さ4mm)は、相手材である②鋼円板(外径290mm,厚さ5mm)と接触する。

Fig.3 A photograph of cracks initiated from the surface of epoxy resin disk. The direction of tangential force on the surface is right to left, and the contact point moves from left to right.

相手材を鋼にしたのは試験片よりも強度が高く疲労破壊が起こらないこと、ヤング率も大きく接触応力が高くなるため試験を加速することができるからである。エポキシ樹脂試験片の取り付けられている③スライドステージは④リニアガイドを用いることで左右に可動となっており、⑤負荷ネジを締め付けることによって平面接触が正しく行われる。このとき垂直力 P は⑥ロードセルにより測定される。鋼円板を原動側とし、回転動力は⑦無段変速ギアモータ（シンボ工業(株)製 RXM-40）により与えた。また、接触部に接線力 Q を負荷するために、従動側であるエポキシ樹脂試験片の軸は⑧パウダブレーキ（三菱電機(株)製 ZKN-2.5XN）により回転を拘束した。接線力 Q はパウダブレーキに印加する電圧を制御することにより任意な大きさで一定値にすることができる。このとき接触部に作用する接線力 Q は原動側の軸に取り付けられた⑨トルク計で軸トルク T を測定し、鋼円板の半径 R_s との関係から次式により求めた。

$$Q = T/R_s \quad (1)$$

3. 結 果

接触力 P を400N/mm、接線力 Q を40N/mm、回転数100r.p.m.として転がり疲労試験を行った結果、総回転数約 2.4×10^4 において表面起点型のき裂が発生した。

発生したき裂の例を図3に示す。き裂は表面から多数発生し、表面に対してほぼ垂直である半径方向に進展した。発生したき裂の間隔は、ほぼ等間隔であった。主き裂は半径方向に進展した後、深さ約2.8mmにおいて円周方向に向きを変えて進展した。き裂の屈曲部には激しい損傷の痕跡と見られる変形域や枝

Fig.4 Microphotographs on the fracture surface of radial crack. The position of (a), (b) and (c) is coincide to (a), (b) and (c) in figure 3.

分かれき裂が存在した。円周方向へ進んだき裂の向きは接線力の作用方向と一致した。

き裂進展機構を調べるため、光学顕微鏡（(株)キーエンス VH-Z250）を用いて破面観察を行った。その結果を図4に示す。表面近傍では無特徴なミラー状破面であった（図4(a)）が、約0.5mmの深さに達するとそれ以降はストライエーション状の模様（図4(b)）が

Fig.5 Microphotographs of surface-initiated crack. (a) The morphology of crack. The direction of tangential force is right to left. (b) Fracture surface of radial crack. The width of striation marks decreases with crack growth. (c) Fracture surface of tangential crack.

見られることから、この深さでき裂進展の機構が相違していることが分かる。また、き裂の屈曲部周辺では激しい損傷が観察された（図4(c)）。

別の試験片で得られたき裂の観察結果を図5に示す。このき裂（図5(a)）では半径方向へき裂が進展した後、湾曲して進展方向が遷移しているが、半径方向へ進展した後、円周方向へ遷移する特徴は図3の場合と同様である。図5(b)は半径方向の進展部に残されたストライエーション状の模様について詳細に観察した結果である。この破面では、き裂が進展とともにストライエーション状の模様の間隔が狭くなっている点が明瞭に観察された。また、図5(c)は円周方向に進展するき裂の破面観察結果である。円周方向き裂の破面においても同様にストライエーション状の模様が観察された。

破面にストライエーション状の模様が観察されたことは、エポキシ樹脂試験片に発生したき裂の進展が主にモードI型の進展であったことを推測させる。ただし、ストライエーション状の模様の間隔と応力サイクルの対応関係と微視的進展機構については今後の課題である。

4. 考 察

4.1 有限要素法による応力拡大係数の解析

上記のようなき裂の進展形態を考察するため、有限要素法による応力拡大係数の解析を行った。解析コードにはANSYS ver.5.2を用いた。図6に解析に用いたモデルを示す。図6(a)のようにエポキシ円板と鋼円板が

Fig.6 Model for analysis of finite element method. (a) Relationship of position between steel disk with epoxy resin disk. Hatching areas is modeled for analysis shown in (b).

接触する状態を想定し、図中の網掛け部を図6(b)に示す解析モデルとした。図6(b)において下側はエポキシ

樹脂試験片のモデルであり、その上部中央には予き裂を導入している。き裂は表面に垂直であり、長さは0.25, 0.5, 0.75, 1, 1.5, 2, 2.5, 3mmとした。また、拘束条件として下辺を完全拘束とした。上側は鋼円板のモデルである。鋼円板はエポキシ円板上を図で左から右へ接触位置 θ を $-20\text{deg}\sim+20\text{deg}$ まで 1deg 刻み(き裂長さ $c\leq 0.5\text{mm}$ の場合では $\theta=\pm 2\text{deg}$ の範囲で 0.25deg 刻みとした)で移動させて解析した。荷重条件は実験と同様に接触力 $P=400\text{ N/mm}$ 、接線力 $Q=40\text{ N/mm}$ とし、上辺および側辺に面圧として与えた。また、エポキシ円板/鋼円板間、およびき裂面には接触要素を配し接触問題として解析した。応力拡大係数は次式のように裂先端開口変位の値を外挿して求めた⁽²⁵⁾。

$$K_I = \lim_{r \rightarrow 0} G/(\kappa+1)(2\pi/r)^{1/2} \Delta v \quad (2)$$

$$K_{II} = \lim_{r \rightarrow 0} G/(\kappa+1)(2\pi/r)^{1/2} \Delta u \quad (3)$$

ここで、 G はエポキシ樹脂の剛性率であり、 r はき裂先端からの距離、 Δu 、 Δv はそれぞれ x, y 軸方向へのき裂開口変位である。また、 κ は次式で表される係数である。

$$\kappa = 3 - \nu/(1 + \nu) \quad \text{In plane stress}$$

$$\kappa = 3 - 4\nu \quad \text{In plane strain}$$

解析結果を図7に示す。図中、横軸 x はき裂直上を原点とした接触位置であり、図6(a)のようにき裂を通過する前を負、通過後を正とした。このとき、接線力 Q の作用する方向は x 軸の負方向である。

応力拡大係数 K_I は接触位置がき裂に近づくとともに増大し、き裂が接触部に入る直前で正のピーク値を与える。そして接触位置がき裂を通過すると0または負となる。ここで K_I が0または負であることはき裂が閉じていることを示している。 K_I がこのような正負を示すことは、接線力 Q が $x < 0$ のときはき裂を開く向きに作用し、 $x > 0$ のときはき裂を閉じる方向に作用するからである。また、 K_I のピークはき裂が短いと大きく、長くなるにしたがって減少する傾向を示している。

K_{II} はき裂が接触部に入る前後で正負反転したピーク値を取っている。その値はき裂長さ c が増大すると大きくなる傾向を示している。また、 K_{II} は K_I に比し絶対値が大きくなっている。

4.2 半径方向き裂進展機構 実験により発生したき裂の破面にはストライエーション状の模様が観察され、モードI型の進展であることが予想された。ここでは有限要素法による応力拡大係数の解析の結果から、き裂の進展機構を考察する。

有限要素法解析により求めた応力拡大係数幅 ΔK_I は正のピークを示し、そのピークはき裂長さ c が大きくなるにしたがって減少する。また、報告されている

Fig.7 The variation of the stress intensity factors K_I and K_{II} , obtained by FEM analysis, with the contacting position x and crack length c . Contact normal force is $P=400\text{N/mm}$, tangential force is $Q=40\text{N/mm}$, and crack length is $c=0.25$ to 3 mm .

エポキシ樹脂の下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} ⁽²⁶⁾は $0.4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 程度である。これらと比較すると、解析により得られた K_I のピークはき裂が短い範囲で ΔK_{th} を超えており、本実験条件においてき裂のモードI型進展が可能であったことを示している。

以上のことから、半径方向へのき裂進展機構としては次のように説明することができる。すなわち、表面からき裂が発生すると接触位置がき裂の前方($x < 0$)に位置するときに現れる正の応力拡大係数 K_I の作用によりき裂が安定的に成長し、ストライエーション状の模様を形成する。き裂が進展するとともに K_I のピークは低下する。き裂長さが約 2.8mm に達すると K_I が下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} まで低下することにより、実験においてき裂が停留したと考えられる。この過

程はストライエーション状の模様の間隔が次第に狭くなることに対応している。

ところで、転がり疲労き裂の進展は、大塚ら⁽²¹⁾によればモードII型として説明付けられている。本論文での結果においてもき裂の進展とともに K_{II} は増大し、 K_I は減少している。しかし、破面上のストライエーション状模様の間隔は上述のようにき裂進展とともに間隔が狭くなり（図5(b)）、ついには停留していること（図4(c)）から、き裂進展は主として K_I に支配されていると解釈される。

4.3 円周方向へのき裂の屈曲機構 次に、円周方向に屈曲して進展したき裂について考察する。転がり疲労試験で得られた、表面に対して平行に円周方向へ進展するき裂は、転がり軸受におけるフレーキングと類似している。フレーキングは接触により発生する表面下の最大せん断応力 $\tau_{1\max}$ または最大せん断応力振幅 $\Delta\tau_{xy\max}$ の深さで発生するとされている。しかしながら本実験条件下では、ヘルツ接触を仮定すると最大せん断応力 $\tau_{1\max}$ の深さは2.0mm、最大せん断応力振幅 $\Delta\tau_{xy\max}$ の深さは1.3mmである。これらは本実験でき裂が屈曲した深さ2.8mmに比して小さく、き裂の屈曲が表面下の最大せん断応力に関連するものではないことを示している。

そこで、エポキシ樹脂が脆性的な高分子であることから、き裂周りの引張り応力に依存すると考え、有限要素法で応力解析を行うことにより屈曲方向の評価を行った。解析は応力拡大係数の解析と同様、図5で示したモデルを用いた。ただし、予き裂長さ c は実験においてき裂が屈曲した $c=2.8\text{mm}$ について行った。き裂先端の応力は図8のように、き裂先端を中心とする半径 r の円を考えその円周上における円周方向応力 σ_θ として求めた。このとき半径 r は応力拡大係数の解析のためにき裂先端に配した節点を利用し $r=0.224\text{mm}$ とした。

図9に円周方向応力 σ_θ の解析結果を示す。図中、横軸はき裂延長方向から時計回りを正に定めた角度であり、縦軸は円周方向応力 σ_θ である。また、 x はエポキシ樹脂試験片に対する鋼円板の接触位置を示している。図より最大引張り応力は $\theta=90\text{deg}$ 方向に発生することが分かる。これはき裂が屈曲して進展した方向と一致している。応力拡大係数 K_I の低下によって半径方向き裂の進展が停留すると、負荷サイクルによりき裂先端周辺では激しく疲労損傷を受けることとなる。き裂周辺でも 90deg （円周方向）方向は引張り応力値が高かったため、二次き裂が発生し進展したものと考えられる。また、円周方向き裂の破面にも

Fig.8 Calculated circumferential stress near crack tip due to contact forces P and Q .

Fig.9 The variation of σ_θ with direction from crack tip θ and contacting position x .

ストライエーション状の模様が観察されたことから円周方向き裂もモードI型進展したものと思われる。

このように、エポキシ樹脂の転がり疲労き裂進展がモードI型としてモデル化できることは、破壊機構を考察する上で有益な見地であると思われる。

4.4 き裂の発生について 前節までは表面起点型き裂の進展機構についてのみ言及した。一方、き裂の発生は、破面がミラー状を示したことから表面に発生する引張り応力によって脆性的に発生したものと考えている。高分子材料を用いた表面起点型の転がり疲労き裂として、徳田ら⁽²⁷⁾はエポキシ樹脂を用いて実験を行い詳細な観察を行った結果として、表面近くから発生し半径方向に進展するき裂を報告している。また、Hookら⁽²⁸⁾は表面起点型のき裂が表面に対して垂直に発生し、半径方向に進展してから接線力の作用方向に進展方向を変える本実験と類似の実験を報告している。それらの論文においてはき裂の発生について、摩擦力、摩擦、発熱の影響を取

り上げているが、その機構は明らかにされていない。本実験においても赤外線応力測定装置（日本電子(株)製 JTG-8010）により表面温度分布を測定した結果、表面層において約6～7℃の温度上昇（室温23℃）が認められ、発熱の影響も考えられるが、き裂の発生との関係を明らかにするには至っておらず、今後の課題となっている。

き裂の発生機構について著者らは、高分子材料に特有の現象であるクレイジングや光学的手法であるコースティックス法^{(29),(30)}を用いて、接触による摩耗、塑性変形、残留応力、発熱などの影響の解明に継続して取り組んでいる。

5. 結 言

表面起点型き裂の発生・進展機構を明らかにするために、エポキシ樹脂試験片を用いてモデル実験を行い、破面観察および破壊力学を適用し考察した。得られた知見を以下にまとめる。

- (1)接触表面、すなわち転動面に初期き裂が発生し、半径方向に進展した後、主き裂は円周方向に屈曲して進展した。屈曲後のき裂の進展は接線力方向と一致している。
- (2)光学顕微鏡による破面観察から、起点部はミラー状であるが、その後の破面にはストライエーション状の模様が観察された。半径方向に進展したき裂のストライエーション状の模様の間隔は、き裂の進展とともに減少し、停留した。屈曲して円周方向に進展したき裂の破面においてもストライエーション状の模様が観察された。
- (3)有限要素法を用いて転がり疲労き裂の応力拡大係数 K_I, K_{II} を解析した結果、 ΔK_I は下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} を超えるピーク値を示し、モードI型進展が可能であることが明らかにされた。また、き裂の進展とともに K_I は減少する傾向を示し、き裂の停留現象が説明付けられた。
- (4)き裂の屈曲方向は、停留き裂からき裂先端における円周方向応力が最大になる方向に二次き裂が発生し進展したと考えられる。
- (5)以上から、エポキシ樹脂試験片円板に発生した表面起点型き裂の進展機構は、主にモードI型であるとして説明付けられた。転がり疲労き裂の発生・進展機構をより明らかにするためには、破面

の詳細な観察および接触による摩耗、塑性変形、残留応力、発熱などの影響を考慮した研究が必要である。

謝 辞

本研究における赤外線応力測定装置の使用に際しご便宜を賜った日本電子(株)増喜彰久氏に深謝致します。また、実験・解析にご協力頂いた、千葉大学卒研生(当時)の万谷航太、今井裕一両氏に謝意を表します。

文 献

- (1) トライボロジスト, **39-8** (1994)
- (2) トライボロジスト, **42-12** (1997)
- (3) 平野, トライボロジスト, **39-8** (1994), 644.
- (4) Johnson, K. L., *CONTACT MECHANICS*, Cambridge Univ. Press, (1985), 284-295.
- (5) Lyman, J., *Trans. ASME*, **F89** (1967), 76.
- (6) Lyman, J., *Trans. ASME*, **F92** (1970), 567.
- (7) 三由, トライボロジスト, **39-8** (1994), 678.
- (8) 三由, トライボロジー会議予稿集 東京, (1998-5), 114.
- (9) 岡本, トライボロジスト, **39-8** (1994), 652.
- (10) 久道, 転がり軸受の寿命に関する講演会資料, (1967), 47.
- (11) 吉岡, トライボロジスト, **39-8** (1994), 685.
- (12) 吉岡, トライボロジスト, **42-12** (1997), 978.
- (13) Chiu, Y. P. and Liu, J. Y., *Trans. ASME, J. Lubric. Tech.*, **92** (1970), 258.
- (14) Muro, H. ほか2名, *Wear*, **35** (1975), 261.
- (15) 市丸, 森田, トライボロジー会議予稿集 東京, (1994-5), 555.
- (16) 市丸, 森田, トライボロジー会議予稿集 東京, (1996-5), 489.
- (17) 市丸, 森田, トライボロジー会議予稿集 東京, (1997-5), 435.
- (18) 市丸 ほか2名, トライボロジー会議予稿集 東京, (1998-5), 111.
- (19) 室, トライボロジスト, **39-8** (1994), 668.
- (20) 室, トライボロジスト, **34-7** (1989), 534.
- (21) 大塚 ほか5名, 材料, **43-484** (1994), 55.
- (22) 大塚 ほか2名, 材料試験技術, **30-1** (1985), 22.
- (23) 山本, トライボロジスト, **42-12** (1997), 17.
- (24) Tamiya, T. ほか2名, *China-Japan International Conference on Machine Elements '96*, (1996), 85.
- (25) *ANSYS Theory Reference. 000656. Seventh Edition.*
- (26) Suresh, S., *Fatigue of materials*, Cambridge University Press. (1991), 476.
- (27) 徳田 ほか2名, 潤滑, **16-7** (1971), 517.
- (28) Hooke, C. J. ほか4名, *WEAR*, **200** (1996), 83.
- (29) 田宮, 佐藤, トライボロジスト, **43-8** (1998), 723.
- (30) 田宮, 佐藤, トライボロジー会議予稿集 東京, (1998-5), 105.