

転がり疲れによる表面圧痕周辺の き裂挙動の詳細解析

Detailed Analysis of the Crack Behavior around the Surface Dent under Rolling Contact Fatigue

藤岡 優馬^{*1} 石橋 いずみ^{*1} 前田 尚輝^{*1} 藤松 威史^{*2}

FUJIOKA Yuma, ISHIBASHI Izumi, MAEDA Naoki and FUJIMATSU Takeshi

Synopsis: With recent trends toward carbon neutrality, represented by the progress in the electrification of automobiles, there is an increasing demand for higher-efficiency power transmission parts. Given this background, lubricants have tended to decrease in viscosity. Therefore, it is expected that the low-viscosity state will be promoted by the rise in lubricant temperature during operation, thereby resulting in an increasingly harsher operating environment for bearings. For example, in electric vehicles, the rotation speed of the motor is increased by weight reduction and the greater efficiency of the drive units. Under such harsh environments, the working parts come into contact with one another and generate wear particles that can bring surface dents on the raceway. Furthermore, iron powder and scale may be accidentally brought to the surface of bearings for steel rolling mills, forming dents on the raceway. Surface dents are well known as a root cause of surface-originating premature flaking under rolling contact fatigue (RCF) in bearings. Previously reported results indicate that cracks are generated around the edge of the dent and then cause flaking because of crack propagation. Several previous studies proposed hypotheses on crack initiation mechanisms. However, there are few investigations of crack initiation mechanisms under a contaminated lubricating condition. In this study, the details of the crack generation process around dents were investigated so as to devise new countermeasures for further improvements in bearing steel materials. A rolling fatigue test was conducted in which hard steel particles were artificially introduced into the lubricant as foreign matter. Observation of the surface and cross sections of the specimen showed a causal relationship between the microscopic plastic deformation and crack initiation near the surface region around the dent. These findings are useful for developing countermeasures to strengthen steel against flaking that originates from a dent.

This is a translation of the accepted version of an article published in Bearing and Transmission Steels Technology, ed. J. Beswick. Copyright © 2024 ASTM International, West Conshohocken PA, pages 457–488, DOI 10.1520/STP164920230012.

本報は ASTM STP 1649 Bearing and Transmission Steels Technology (編集者: J. Beswick) の 457 頁から 488 頁について翻訳を行ったものであり、著作権は 2024 ASTM International (West Conshohocken PA) に帰属する。

Keywords: rolling contact fatigue (RCF); dent-originating flaking; crack initiation; grain refinement; microplasticity

1. はじめに

近年、自動車電動化の拡大や風力発電の増大に代表され

るように、カーボンニュートラル社会の実現に寄与するエコプロダクトの実用化が加速している。その活動の狙いが、CO₂排出量の低減にあるとすれば、例示した用途には

^{*1} 研究・開発センター 基盤研究室 材料研究グループ

^{*2} 研究・開発センター 部長 博士 (工学)

限らず、様々なプロダクトに組み込まれている駆動系部品の高効率化の達成が工業的な重要課題である。

自動車電動化を例にとると、駆動系部品の軽量化や高効率化を狙い、モーターの高速回転化が進んでいる。また、摩擦を低減するため潤滑油は低粘度化する傾向にある¹⁾。さらに、モーターに限らず、変速機や減速機等の自動車の駆動系全般に対しても同様の傾向がみられる。潤滑の低粘度化や駆動部の高速回転化が進むと、ギヤ等の駆動系部品においては潤滑環境がより過酷化する可能性がある。

上述の状況から駆動部品同士の金属接触による摩耗が生じやすくなり、潤滑油の循環を通じて摩耗粉（硬い粒子）が駆動部内に配置された軸受の軌道上に輸送される可能性がある。摩耗粉が軌道部に噛み込まれると、軌道面には圧痕が形成される。この圧痕付近を起点として生じる表面起点型のはく離は、内部起点型のはく離に比べて寿命が短いことから²⁾、問題視されている。他の用途でも、鉄鋼圧延機用軸受では鉄粉塵やスケールの噛み込みが生じる可能性が想定されるため、同様の対策のニーズがある。また、風力発電機の場合、長期に渡って安定に稼働することが設備の役割発揮に不可欠であることから、圧痕が形成されるリスクを想定して予め対策を講じておく必要があると思われる。これらの背景に対し、圧痕起点はく離の抑制対策を創出することが強く望まれている。

2. 先行研究

軌道上の圧痕を起点とするはく離については従来から研究が行われている。圧痕の存在は応力集中作用をもたらしており、その現象に対する圧痕形状の影響の考察が行われている。

Chiuら³⁾は表面欠陥（圧痕）の形状について理想化した二次元プロファイルを仮定した応力計算を行い、圧痕状の欠陥の肩部（curved shoulder）に応力集中が生じることを示した。さらに、圧痕状の欠陥の肩部の曲率半径を r 、欠陥の幅を $2c$ としたとき、彼らの研究では r/c 値（論文では圧痕幾何学パラメータと呼称）が小さいほど、より高い最大接触応力が作用するとした。この知見は圧痕状欠陥の幅が大きく、肩部の曲率が小さいほど、応力集中の度合いが強まることを示している。なおこの研究では、接線力の影響については考慮されていない。

硬さ試験機を用いて試料に人工的に付与した圧痕を利用した実験も多く行われており、圧痕が寿命やき裂の発生に及ぼす影響が見出されている。戸田らは、ピッカース硬度計で付与した圧痕には圧痕の縁に盛り上がりが生じており、そこに応力が集中すると考えた⁴⁾。この場合、盛り上がり高さが高い場合は寿命が短くなっており、圧痕の盛り上がり高さに対しては、硬さや残留オーステナイト量の影響があると指摘している。試料の硬さについては高い方が

盛り上がり高さは制限される⁴⁾。一方、残留オーステナイトは、軟質であるため盛り上がり高さの抑制に有効とされている⁵⁾。盛り上がりの高さは、転がり接触の繰り返しにより徐々に低下するが、残留オーステナイトが過剰に含まれる場合、加工硬化の影響によって盛り上がり高さが低減されにくくなる。したがって、残留オーステナイト量は適量に調整する必要があると指摘されている⁶⁾。

佐田らは⁷⁾、ロックウェル硬さ計を用いて、深溝玉軸受の内輪に、人工圧痕を付与して転がり疲れ試験を行っている。圧痕の形状に変化を与えた実験のもと、圧痕の傾き角（深さ/圧痕径比に比例）が大きいくほど寿命が短いことを示した。この傾向は複数の研究者からも同様の報告がある⁸⁾。以上の研究は、主に疲労挙動と圧痕の幾何学的特徴との関係に焦点を当てたものとなっている。

き裂の発生に関する研究も行われている。き裂は、転動体の移動方向からみて圧痕の後方側（trail edge）に発生すると報告されており²⁾、この特徴から圧痕周縁の転がり接触部での接線力の作用とその作用方向の影響が考えられている。また、接線力の発生に対し、接触部のすべりの関与が想定されている²⁾。き裂は、表層における圧痕周縁の接線力の作用に伴う引張応力によって生じるとみられている²⁾。

また植田らは転動体の表面粗さが、圧痕起点の寿命に影響を及ぼすことを示した⁹⁾。この場合、転動体の粗さが大きくなると、軸受の軌道上圧痕を起点とする寿命が低下するとした。これに関連して、小俣ら¹⁰⁾はSAE52100鋼をベースとしてSi添加量を増量した転動体の表層に浸炭窒化により窒化物を析出させたものを用いた実験から、標準の転動体を用いた場合に比べて軸受寿命が向上することを報告している。これは、転がり疲れに伴う面粗さの増大が起こりにくくなることで接線力の作用が軽減されるためと考察されている。Vieillardら¹¹⁾は、軌道上に人工圧痕を付与した鋼製軸受を用いて、ローラーに鋼を使用した全てが鋼製の軸受と、ローラーに鋼に代わってセラミックス（ Si_3N_4 ）を使用したハイブリッド軸受について転がり疲れ挙動を調査した。その結果、ハイブリッド軸受の場合に寿命が向上すると報告している。セラミック製ローラーの場合、圧痕周縁の盛り上がりの変形を促進して盛り上がり高さを低減する効果がある。それにより、境界摩擦が低減されて、鋼製軌道面の表面の平滑性が保たれ、接線力が低減し、寿命が延びると考察されている。これらの研究結果から、軸受寿命に対して部品の表面粗さが強く影響することが伺える。

圧痕周縁でのマイクロ弾性流体潤滑（Micro-elastohydrodynamic lubrication、マイクロEHL）についても影響が考慮されている¹¹⁾。圧痕周縁では、面圧分布に部分的な変化が生じ、平坦部に比べて高い圧力が加わることで応力集中の作用が高まると考えられている。一方、

転がり疲れ過程に伴って圧痕の隆起した周縁が再び変形して盛り上がりが高減すると、平均面圧の減少がもたらされると推定されている。

以上に挙げた従来研究の成果から、材料面での長寿命化対策として、軌道面の硬さの向上や残留 γ 量の適正化が見出されている⁴⁾⁶⁾。それらの方策を活用するための熱処理方法として、真空浸炭や浸炭窒化⁵⁾が提案されている。また、圧痕周縁のトライボロジーの考慮のもと、「転動体の強化」や「転動体の材質変更」の有効性が見出されている。また、いくつかの従来研究において、き裂発生メカニズムに関する仮説が提唱されている¹⁾¹²⁾。ただし、き裂の発生過程やはく離のメカニズムについては、詳細なミクロ組織観察が不足しているために依然として不明な点が多く残されている。その明確化は、軸受に使用する材料を最適化するためのさらなる知見を得るために欠かせないものと考えられる。

3. 目的

本研究では、圧痕周縁を起点とするき裂の発生メカニズム、およびはく離のメカニズムを明らかにすることを目的とする。本研究で得られる知見は、軸受用鋼材の更なる改良に向けた新たな方策の開発に役立つものと期待される。

特に注力するのは、圧痕周辺にき裂が発生する過程ならびにき裂のはく離過程の詳細な観察である。本研究では、従来研究のように硬さ試験機により付与した圧痕を利用していない。それに代わり、硬質の鋼粒子を潤滑油に導入してスラスト型の転がり疲れ試験 (Rolling Contact Fatigue test、RCF test) を行うことで、軌道上への多数の圧痕付与を行った。この方法を採用することにより、形成される圧痕の形状は実際の使用環境下で形成されるものに近いこ

とが期待できる。また、その狙いは単なる加速評価試験を狙いとしたものではなく、軌道幅内の比較的ランダムな位置に形成された多数の圧痕を起点とするき裂を数多く観察することにより、定量的な知見を得ることにある。この知見はき裂発生メカニズムを明らかにする上で大いに役立つと考えられる。また、圧痕周縁の転がり接触による材料の表層組織のミクロ的な状態変化がき裂発生に関与しているとの仮定のもと、収束イオンビーム装置 (Focused Ion Beam、FIB) や透過型電子顕微鏡 (Transmission Electron Microscope、TEM) を用いて表層断面の微視的観察を強化した。加えて、従来は知見の乏しかった表面き裂の内部への伝ばやはく離の形態的特徴をさらに明確にする狙いで、放射光X線ラミノグラフィ法による三次元観察と、その断面の二次元観察を実施した。

最終的に、推定したき裂発生メカニズムに照らし、本研究において長寿命化への有効性が見込まれる「結晶粒微細化」について効果を確認した。

4. 供試材と実験方法

4.1. 供試材

供試材には、代表的な軸受鋼としてJIS規格のSUJ2とSCM420を用いた。SUJ2鋼は量産工程で溶製し、SCM420鋼は100kgの真空誘導溶解炉 (Vacuum Induction Melting Furnace、VIM炉) または量産工程で溶製した。鋼材の化学成分をTable 1に示す。同一鋼種の化学組成はほぼ同じであるため、特に区別することなく実験を行った。鋼塊は熱間で圧延または鍛造し、直径65mmの丸棒に加工した。そこからスラスト型転がり疲れ試験用に複数枚のフラットワッシャー型の試験片を作製した。寸法は、外径60mm、内径20mm、厚さ6mmと

TABLE 1 Chemical composition of specimens (mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
SUJ2	0.99-1.01	0.17-0.26	0.36-0.40	0.011-0.017	0.006-0.007	0.06-0.08	1.37-1.41	0.02-0.03
SCM420	0.20-0.22	0.24-0.29	0.75-0.82	0.009-0.018	0.005-0.012	0.07-0.11	1.00-1.08	0.15

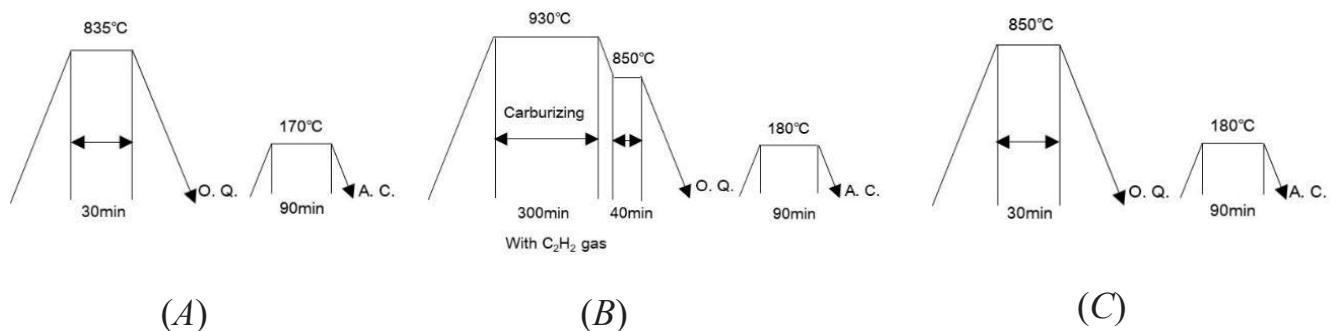


FIG. 1 Heat-treated conditions of specimens: (A) quenching and tempering; (B) carburizing, quenching, and tempering; and (C) secondary quenching and tempering.

した。試験片はFig. 1に示す条件で熱処理を実施した。SUJ2鋼は、Fig. 1Aに示すように835℃で加熱後に焼入れを行い、その後170℃の焼戻しを行った。SCM420鋼については、Fig. 1Bに示す高濃度真空浸炭処理（研磨後の試験片表面の炭素濃度C=0.8%~0.9%を狙い）を行った。高濃度浸炭を行うことにより残留γはSUJ2に比べてより多く残存する。その後、焼戻しを180℃で実施した。その熱処理に加えて、Fig. 1Cに示すように、二次焼入れとして850℃で加熱後に焼入れを行い、その後180℃の焼戻しを行うことで結晶粒を微細化した試験片も用意した。両鋼種の試験片は、熱処理後の表面から100μmの深さまで研磨したのち、平均表面粗さRaが0.004μm程度となるように鏡面仕上げした。以降では、SUJ2鋼の試験片をSUJ2、SCM420鋼で高濃度浸炭処理を実施した試験片をSCM420、さらに二次焼き入れを実施した試験片をSCM420 secondary QTと称する。各鋼種の鏡面仕上げ後の試験片に対し、表面硬さを後述要領でマイクロピッカース硬さ試験機を用いて測定した結果、それぞれSUJ2が801HV、SCM420が716HV、SCM420 secondary QTが774HVであった。

4. 2. 実験方法

4. 2. 1. 転がり疲れ試験方法

転がり疲れ試験は、実部品の使用環境を想定して行った。試験機の概略図をFig. 2⁵⁾に、試験の詳細条件をTable 2に示す。この試験機ではスラスト型軸受の疲労試験が可能である。図中のフラットワッシャー型試験片とスラスト型軸受の一方のレースとの間には、焼入焼戻しされた直径9.525mmのSUJ2製の鋼球3個を転動体として配置した。転動体は、保持器を用いて120°の角度で等分配置した。続いて、回転軸と接続されたスラスト型軸受側を回転させながら、転動体を介して負荷を与えることによりフラットワッシャー型試験片に繰り返しの転がり疲れを付与した。試験片の最大ヘルツ接触応力は5.2GPaとした。また、バッチ式の油浴中に高速度鋼製の硬質かつ球形の

粉末を投入し、汚染された油浴を潤滑に用いることにより、軌道上に圧痕を形成させた。粉末には、硬さ870HV程度で直径100~150μmの分級粉を用いた。粉末の大きさは、摩耗によって部品から生じる摩耗粉の中でも比較的大きな粒子を想定したものである。このような粒子は部品の使用初期段階から存在するというより、使用中で生じる場合が多いと推定されることから、本試験ではクリーンな環境で一定サイクル数（ 1.0×10^4 サイクル）転走した後に高速度鋼製の硬質粉末を投入するようにした。粉末の投入量は、後述する表面き裂の生成過程を調査する実験の場合にのみ少量の7mg/Lとし、それ以外の実験では300mg/Lとした。試験は、き裂の観察を目的として中断を行う場合と、寿命を評価するためにはく離まで試験を行う場合について行った。寿命評価に際し、転動体の損傷が寿命に影響しないように、試験を途中止めて定期的な表面観察を行い、損傷が認められた場合は転動体の交換を行った。

4. 2. 2. 試験片の特性評価

試験片の特性に関し、寿命やき裂挙動の比較を行うSCM420、SCM420 secondary QTについては、圧痕形成や寿命特性に影響を及ぼす可能性がある硬さ、残留γ量

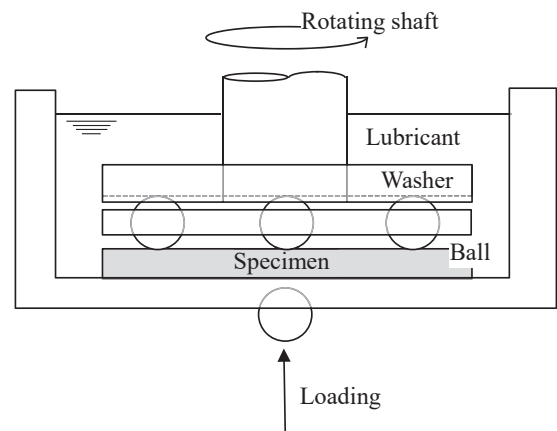


FIG. 2 Schematic diagram of thrust-type RCF test.⁵⁾

TABLE 2 Conditions of thrust-type RCF test

Contact stress	Maximum Hertzian contact pressure, P_{max} : 5.2 GPa
Loading speed	1,800 cycles/min
Ball	SUJ2 3/8 in. (3balls)
Lubricant	VG10 up to 10^4 cycles Contaminated VG10 by steel particle after 10^4 cycles Steel particle: 870HV in hardness, 100-150 μm in diameter made of high-speed steel <ul style="list-style-type: none"> • Investigation of the generation process of surface cracks: 7 mg/L • Other investigations: 300 mg/L

の測定を行った。また、結晶粒径についても調査した。特に転がり疲れ試験中に変化が生じる可能性がある硬さ、残留 γ 量については、試験前、鋼製の硬質粉末を潤滑油に投入する前、試験途中、およびはく離後の各段階において測定を実施した。後述するように両試験片に比べて短寿命となったSUJ2についてはこのような詳細な調査は省略した。

試験片の硬さはマイクロピッカース硬さ試験機を用いて試験荷重を300gfとして測定した。残留 γ 量はXRDにより測定した。硬さと残留 γ 量の測定について、転がり疲れ試験開始以降では軌道上の表面を対象に実施した。測定のための試験片の研磨は、機械的な研磨によってひずみが入らないように化学研磨（電解研磨）により行った。結晶粒径については、平均旧オーステナイト粒径の測定を行った。粒界を観察しやすくするため、加熱された飽和ピクリン酸溶液に浸漬して試験片の粒界を腐食した。続いて、光学顕微鏡で写真を撮影し、切片法により平均旧オーステナイト粒径を評価した。

4. 2. 3. 圧痕の形状評価

各鋼種について鋼製の硬質粉末を潤滑油に投入した後、300サイクル転走後に転がり疲れ試験を停止して圧痕の形状測定を行った。従来研究において、圧痕周縁の盛り上がり高さは圧痕を起点とする寿命と関連が深いことが報告されている。圧痕形状の観察には、走査型白色顕微鏡（Coherence Scanning Interferometry, CSI）を使用した。この装置を用いて圧痕の三次元画像を撮影し、その画像の情報をもとに転がり方向に平行な方向における圧痕の形状プロファイルを取得した。さらに、その形状プロファイルをもとに、Fig. 3の模式図における転動体移動方向からみて圧痕の前方側の盛り上がり高さ h_1 、ならびに後方側の盛り上がり高さ h_2 を評価した。具体的には、圧痕縁の高さが最も高い位置と、その位置から転動体移動方向の幅30 μm 以内における高さが最も低い位置との差を算出し、それを盛り上がり高さとした。なお、0.3 μm 以下の高さの差は誤差の可能性があるので除外した。この作業を、評

→ Ball moving direction

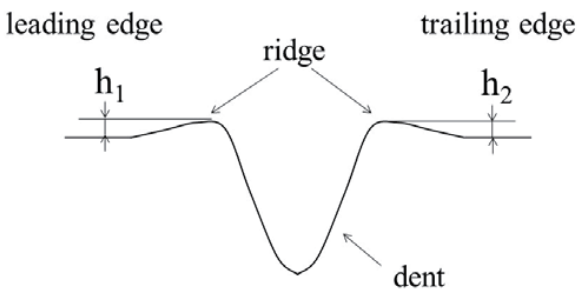


FIG. 3 Schematic diagram of ridge of dent.

価対象の鋼種毎に軌道全周から任意に選定した12個の圧痕に対して行い、 h_1 と h_2 の平均値を求めた。

4. 2. 4. 圧痕周縁の表面き裂の観察

SUJ2においては 0.5×10^6 サイクル、SCM420、SCM420 secondary QTにおいては 1.0×10^6 サイクルでスラスト型転がり疲れ試験を中断し、デジタルマイクロスコープを用いて、軌道上に形成された全ての圧痕を観察した。その際、圧痕周縁に発生したき裂の全数について、軌道表面上のき裂の長さ（表面き裂長さ）を測定した。なお、この場合の試験の中断サイクル数は、寿命の数分の1程度に相当するため、十分な数のき裂の発生・伝ぱが生じていることが期待される。また後述するように、このき裂長さは内部き裂伝ぱの程度を示す指標として利用ができる。

また、SUJ2を対象として、き裂が周囲に生成していなかった圧痕の特徴を確認するため、電解放出型走査電子顕微鏡（Field Emission Scanning Electron Microscopy, FE-SEM）に実装されている二次電子の検出を利用した三次元測定機能を用い、三次元形状を取得した。測定装置にはelionix社製のERA-8900FEを使用した。また、後述するように長寿命を示したSCM420、およびSCM420 secondary QTについては、表面き裂の伝ぱ挙動を詳細に調査した。転がり疲れ試験の途中止めとデジタルマイクロスコープによる観察を繰り返して、それぞれ平均寿命（ L_{50} 寿命）に近い 3.0×10^6 サイクル、 5.3×10^6 サイクルまで同じき裂を経過観察し、表面き裂長さの変化を測定した。

4. 2. 5. き裂の前駆段階および初期のき裂の詳細観察

圧痕の断面プロファイルにおけるき裂の生成箇所を特定するため、SUJ2において 0.5×10^6 サイクル転走後に転がり疲れ試験を中断し、前述と同様のSEMの3D測定機能を利用して圧痕の三次元形状を取得した。また、SCM420 secondary QTについて 2.0×10^4 サイクル転走後に試験を中断し、き裂が発生した圧痕の周縁をデジタルマイクロスコープにて観察した。さらに、き裂周辺で観察されたしわ状模様について表面の凹凸状態を確認するため、SCM420 secondary QTについて 1.0×10^6 サイクル転走後に試験を中断し、前述と同様のSEMの三次元測定機能を利用して圧痕の三次元形状を取得した。

き裂の前駆段階、および発生後の初期段階のき裂に関し、SCM420を対象として詳細なミクロ組織観察を行った。SCM420において 1.12×10^4 サイクル転走後に試験を中断し、その時点での光学顕微鏡やFE-SEMによる観察を行った。さらに、き裂が観察されなかった圧痕の転動体移動方向からみて後方側からFIBで断面試料を切り出し、SIM像の取得ならびに透過型電子顕微鏡（TEM）での観察

を行った。また、疲労がより進行した段階と想定される 1.0×10^5 サイクル転走後に試験を中断した同鋼の試験片についても、転動体移動方向からみて圧痕の後方側の微小き裂を同様の方法により観察した。

さらに、圧痕周縁の微小き裂の断面観察において、き裂周囲の結晶の状態や結晶方位を確認するために、TEM-ASTAR法による観察を行った。観察はSUJ2を対象とし、同鋼製の試験片に対して、き裂の発生が観察され始める 1.03×10^4 サイクル転走後に試験を中断して観察を行った。ASTARは開発元のNanoMEGAS社の商標であり、ASTAR法とはTEMと組み合わせて良質な回折像を得るためのプリセッション電子回折図形を収集し、最小で数ナノメートルオーダーの微細な結晶の方位やひずみの情報を取得できる方法である。

4.2.6. はく離直前およびその過程段階のき裂の観察

圧痕周縁に生じた表面き裂が内部でどのように伝ばし、はく離が生じるかを明らかにするため、はく離直前の状態とみられるき裂、および伝ばの途中段階にあるき裂の観察を行った。

前者については、SCM420 secondary QTについて 5.8×10^6 サイクル転走後に転がり疲れ試験を中断した試験片を観察対象とし、デジタルマイクロスコープによる表面観察によりはく離直前であることの確認を行った。後者については、SCM420 secondary QT を対象として 5.3×10^6 サイクル、および 2.9×10^6 サイクルで試験を中断した試験片からデジタルマイクロスコープの観察により表面長さの異なるき裂を選定した。それらを観察することで内部の伝ば状態の違いを明らかにすることを狙った。

両試験片に対し、表面き裂とその内部伝ばの関係を解明するうえで三次元的な可視化が極めて有効とみて、放射光X線ラミノグラフィ法を用いて透過観察を実施した。使用したビームラインは、大型放射光施設SPring-8に設置されているBL24XUである。X線の透過性を確保するため、試料の厚みは0.3 mm以内に調整した。放射光X線観察は、ビームエネルギーを37 keV、試料-検出器間距離を40 mmとし、実行画素サイズ（空間分解能）が $0.65 \mu\text{m}$ の条件下で実施した。CT（Computed Tomography、コンピューター断層撮影）像の取得は、き裂を中心とする視野直径1.33 mm内に対して実施した。露光時間は0.2 sとし、撮影枚数は1500枚/360° の条件とした。CT像を取得後、コンポリューション逆投影法によるフィルター処理を行い、二次元断層像として再構築した。続いて取得した

二次元断層像を元にして、Thermo Fisher社製の画像解析ソフトAvizo ver.2022.1を用いて三次元画像を構築し、き裂形状を立体的に可視化した。

さらに、はく離直前の状態とみられるき裂に関し、実際の伝ば状態を確認するため、軌道断面のFE-SEM観察も行った。使用したFE-SEMは前述と同様のelionix社製である。転がり疲れ試験後の試験片から軌道方向に対して平行かつ、軌道面に垂直な断面試料を割り出し、断面を鏡面研磨仕上げして観察を行った。必要に応じて、観察前に試料をナイタールで腐食して観察を行った。

5. 結果と考察

以降では、圧痕起点はく離に関する本実験の結果をもとに、圧痕の形成状況、はく離の特徴、表面のき裂発生と圧痕との関係、き裂発生の推定メカニズム、表面き裂と内部伝ばとの関係、はく離の推定メカニズムについて示す。それに続いて、得られた知見に基づく長寿命化方策の提示とその有効性の検証結果について示す。本実験において得られた評価材の L_{50} 寿命は、Table 3に示すようにSUJ2に比べてSCM420鋼の寿命が長く、特にSCM420 secondary QTは最も長寿命であった。

5.1. 圧痕およびはく離の形態

Fig. 4に硬質・球形の高速度鋼粉末を転がり接触領域にかみ込ませることで形成させた圧痕形状の観察結果を示す。観察対象はSUJ2であり、硬質粉末を潤滑油に投入した直後のサイクル数（ 1.03×10^4 サイクル）に転がり疲れ試験を中断した試験片を観察に用いた。軌道上には、投入した球形粉末の平均直径よりやや大きい $200 \sim 400 \mu\text{m}$ の圧痕が観察され、形成された圧痕形状は球形ではなく、不定形状であった。Fig. 5に示すように潤滑油に投入した直後の硬質粉末の形状は、圧痕と同様の不定形状に変形し

→ Ball moving direction

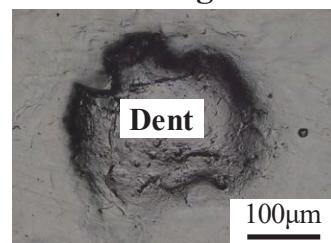


FIG. 4 Digital microscopic image of a dent formed by steel particle. RCF test on SUJ2 was interrupted at 1.03×10^4 cycles.

TABLE 3 Average lifetime, L_{50} evaluated by thrust-type RCF

	SUJ2	SCM420	SCM420 secondary QT
L_{50} (cycles)	0.9×10^6	3.5×10^6	5.1×10^6

ていた。通常、粒子が脆い場合は、転動体と軌道との接触部に引きこまれる際に粒子は破碎する。一方、本報告で使用した高速度鋼製の粒子は硬質（硬さ870HV）ではあるものの冷間での可塑性を有する。したがって、Fig. 6の模式図に示すように、高い面圧が作用する転動体と軌道の接触部に引き込まれた際に粒子が塑性変形し、変形後の粒子形状が圧痕形状として軌道上に転写されたと考えられる。このような粒子の変形挙動については、これまでも報告例がある¹²⁾。一方、高速度鋼製の粒子とは異なり、砕けやすい硬質粒子の場合は周縁部に鋭い肩部を伴うような圧痕を形成する可能性が高い¹²⁾。本実験のように実際の軸受使用環境を想定し、意図的に汚染した潤滑油浴を介して形成させた圧痕は、従来研究で利用されてきた硬さ試験機で付与した規則的な形状の人工圧痕とは異なる形態的特徴を示した。

続いて、SUJ2、SCM420、および SCM420 secondary QTの圧痕の寸法を対比した結果をTable 4に示す。この表には、盛り上がり高さがゼロのものを除いた圧痕の個数と、これらの圧痕から収集したデータから算出した圧痕盛り上がり高さの平均値ならびに標準偏差を示した。材料間の比較において、圧痕形状の指標とした h_1 、 h_2 の平均値はいずれも同程度で大きな差異は見られなかった。また、測定した圧痕のうち盛り上がりを観測されなかった約半数の圧痕のデータを除くと、 h_1 と h_2 の平均値は $0.6\sim 0.7\mu$

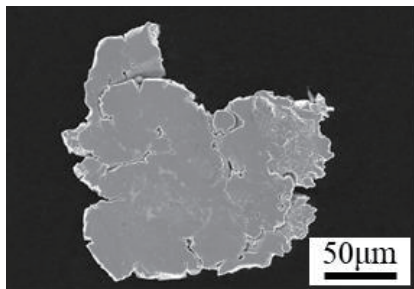


FIG. 5 Scanning electron micrograph of a deformed steel particle picked from the lubricant just after the mixing of the steel particles into the lubricant after 1.00×10^4 cycles of RCF testing for the SUJ2 specimen.

mほどで比較的軽微な盛り上がりであった。

Fig. 7に示すように、硬質粉末で付与した圧痕を起点としたはく離は、転動体の移動方向からみて圧痕周縁の後方側で生じた。これは、従来から報告されている人工圧痕を起点としたはく離の特徴と類似する¹¹⁾。したがって、本実験の圧痕の形態的特徴には従来研究で用いられた人工圧痕との違いが見られているものの、はく離のマクロ的な特徴に関しては両者で大きな違いは見られなかった。

5. 2. 圧痕周縁のき裂の発生状況のマクロ的な特徴

Fig. 8に、SUJ2において硬質粉末の投入直後（ 1.03×10^4 サイクル）で転がり疲れ試験を中断した試験片の軌道面の低倍率の写真を示す。軌道上のランダムな箇所、多数の圧痕が偏り無く形成されている様子が観察された。

次に、代表例としてSUJ2について 0.5×10^6 サイクル

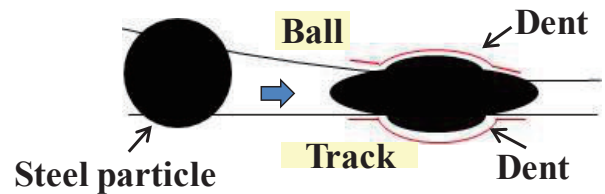


FIG. 6 Schematic diagram of deformation of steel particle and dent formation.

→ Ball moving direction

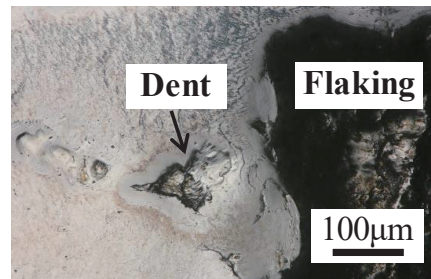


FIG. 7 Digital microscopic image of flaking on SUJ2. Flaking occurred at 0.4×10^6 cycles from the dent formed by the steel particle.

TABLE 4 Average height of ridge of dents

		Number of Dents	Average Height (μm)	Standard Deviation (μm)
SUJ2	h_1 (μm)	3	0.70	0.08
	h_2 (μm)	5	0.72	0.15
SCM420	h_1 (μm)	4	0.73	0.04
	h_2 (μm)	6	0.75	0.16
SCM420 secondary QT	h_1 (μm)	4	0.63	0.11
	h_2 (μm)	5	0.60	0.21

Note: Table excludes dents with zero ridge height.

で転がり疲れ試験を中断し、圧痕周縁の表面き裂の発生状況を確認した結果を示す。このサイクル数は、 L_{50} 寿命の約半分に達していることから、き裂の発生・伝ばは十分に進行しているとみなせる。Fig. 9に示すように、表面き裂は転動体移動方向に対して圧痕の後方側の縁に発生していた。また、軌道上の全圧痕個数（914個）に対して、き

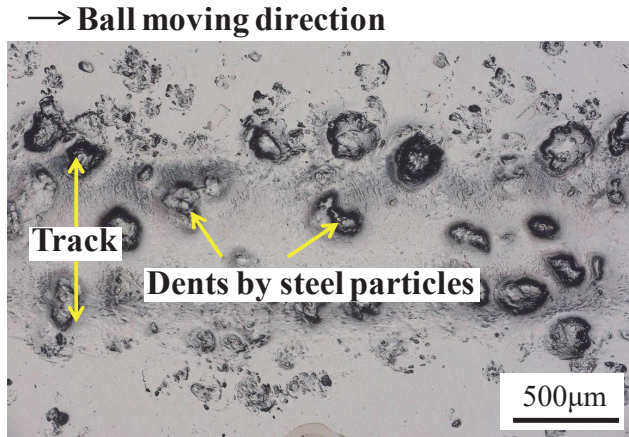


FIG. 8 Digital microscopic image of dents on the track observed in SUJ2 just after contamination of lubricant. RCF test was interrupted at 1.03×10^4 cycles.

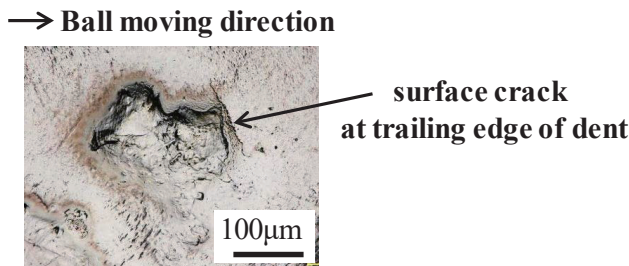


FIG. 9 Digital microscopic image of surface crack at trailing edge of dent observed in SUJ2. RCF test was interrupted at 0.5×10^6 cycles.

裂を伴う圧痕の個数は63個であり、き裂の発生頻度はわずか6.9%に過ぎないことが分かった。これは、ごく一部の圧痕周縁にのみき裂が発生することを示唆する。続いて、き裂が発生した圧痕に関する規則性を見出すため、き裂が発生している位置（軌道幅中央からの距離）の分布を調べた。Fig. 10は、軌道幅中央からの距離と、観察されたき裂を伴う圧痕の頻度を示したヒストグラムである。定量的な検証の結果、き裂は軌道中心付近～軌道内周側にかけて、すなわち軌道中央に対して内周寄り側に偏って発生し、外周側ではほとんど発生しないことが明らかとなった。また、観察結果に基づくと、軌道中心付近～内周側の圧痕周縁に見られたき裂は、いずれも転動体の移動方向からみて圧痕の後方側で生じていた。この実験事実ははく離が発生する箇所の特徴と一致する。一方、き裂が発生しにくい軌道外周側の圧痕の特徴について確認したところ、外周側の圧痕周縁は摩滅しており（Fig. 11A）、表面粗さから判断して周囲に比べて平滑化していた（Fig.11Bの白線上のB～Cの間）。なお、上述した傾向は、鋼種や熱処理の違いに関わらず同様に認められた。また、初期き裂は鋼種や熱処理に関わらず 10^4 サイクルオーダーで観察された。き裂を伴う圧痕の位置が軌道の中心付近～内周側に偏っている傾向に関する考察ならびに寿命評価結果については後述する。

以下では、スラスト玉軸受の作動環境を模擬した本試験において、軌道の内周側と外周側でき裂挙動が変化した理由を考察する。はじめに、従来研究において、圧痕周縁のき裂生成への関与が指摘されている「すべり」の挙動に注目して考察を進めることとする。

スラスト玉軸受においては、転動体が円形軌道に沿って円滑に回転するために、転動体の周速を外周側で速く、内周側で遅くしようとする動きを通じてすべりがもたらされると考えられる。その場合の転動体と軌道との接触時のす

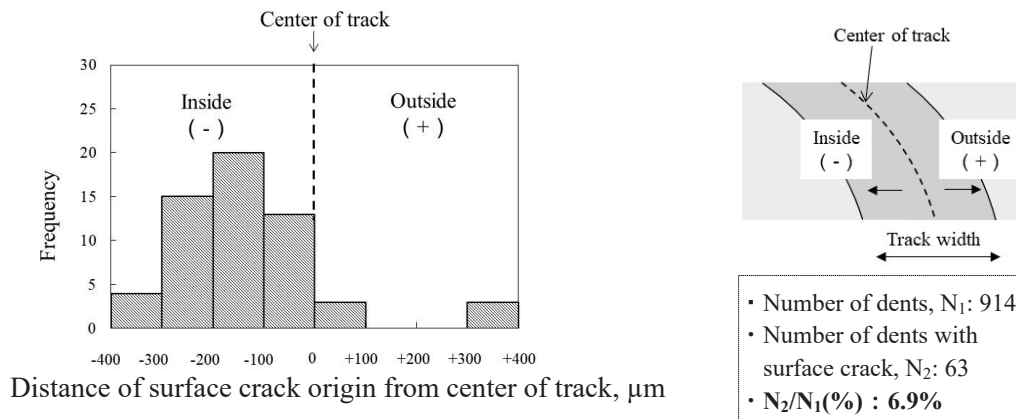


FIG. 10 Location and number of surface crack origins for SUJ2; “-” and “+” indicate inside and outside from the center of the track width, respectively. Diameter of contact circle by Hertzian contact is 0.68 mm. RCF test was interrupted at 0.5×10^6 cycles.

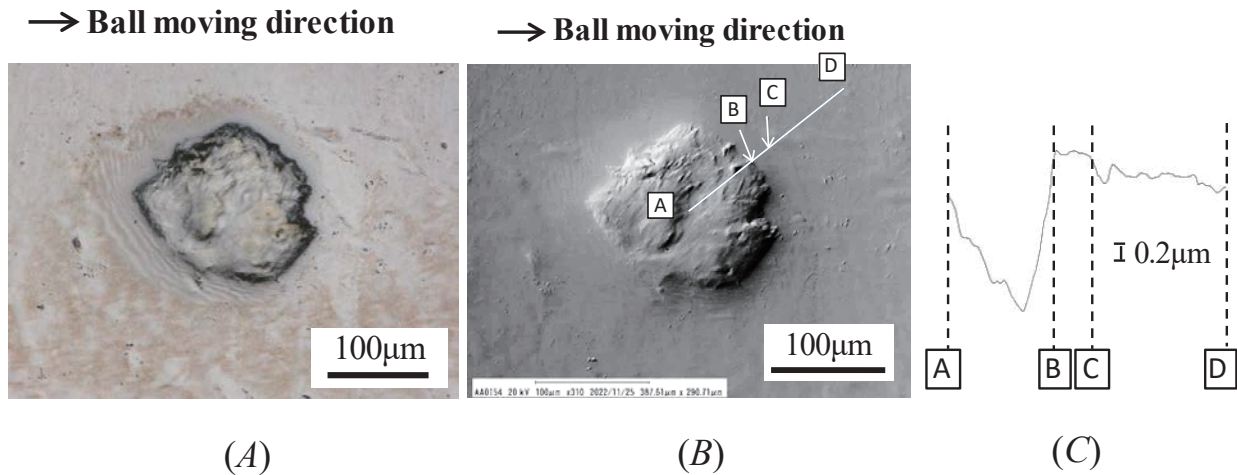


FIG. 11 (A) Appearance of a dent on the outside of the track observed in SUJ2; (B) scanning electron micrograph of dent; (C) scanning electron microscopic 3D cross-sectional profile of dent. In (B) and (C), A and D indicate the start and end points of the profile, while B and C indicate the end points of the smoothed area of the dent edge. RCF test was interrupted at 0.5×10^6 cycles.

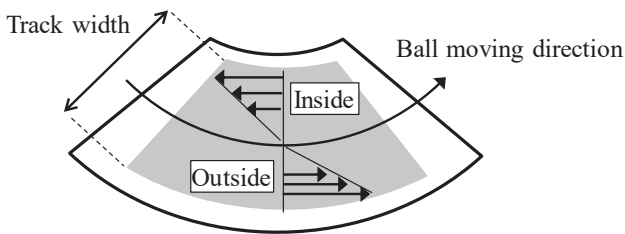


FIG. 12 Schematic diagram of estimated differential slip direction on the track.

べりの影響は、軌道中央に比べて内周側および外周側のそれぞれ軌道端部に近いほど強まるとみられ、試験片の片方にフラットワッシャー状の試験片を用いた本実験の場合でも同様の挙動を示すことが想定される。上述した転動体の推定挙動から、Fig. 12に示すすべりに伴って働く圧痕周縁での接線力は軌道内周側では転動体の移動方向と逆向きに、軌道外周側では転動体の移動方向と同じ向きに作用すると考えられる。この観点に立つと、本実験で軌道内周側にき裂が明らかに偏って発生したという実験事実は、すべ

りの方向性（この場合のすべりの方向は転動体の移動方向と逆向きと推定）がき裂生成に関与していることを示唆する。このき裂挙動から、本実験において形成された不定形状圧痕からのき裂生成に対しても、すべりの影響が及んでいることが強く推定された。一方、軌道外周側の圧痕周縁にき裂が生じ難いのは、軌道内周側とはすべりの向きが逆になるためと考えられる。加えて、軌道外周側の圧痕周縁では摩滅による表面の平滑化が生じることで、表面からのき裂発生を抑制しているとみられる。軌道の外周側では転動体の周速が速いと推定されること、圧痕周縁で接触面圧の局所的な増大が生じること³⁾¹¹⁾とが相まって、潤滑状態が過酷化し、摩滅による平滑化が進行しやすいと推定される。これに伴い、すべりによる接線力の影響を受けにくくなると考えられる。

本実験によって、スラスト型玉軸受に特有の転動体のモーションが圧痕周縁のトライボロジー挙動に影響を及ぼし、その影響がき裂発生挙動にも強く反映されていることが見出された。今回、高速度鋼製粉末を混入させた汚染油

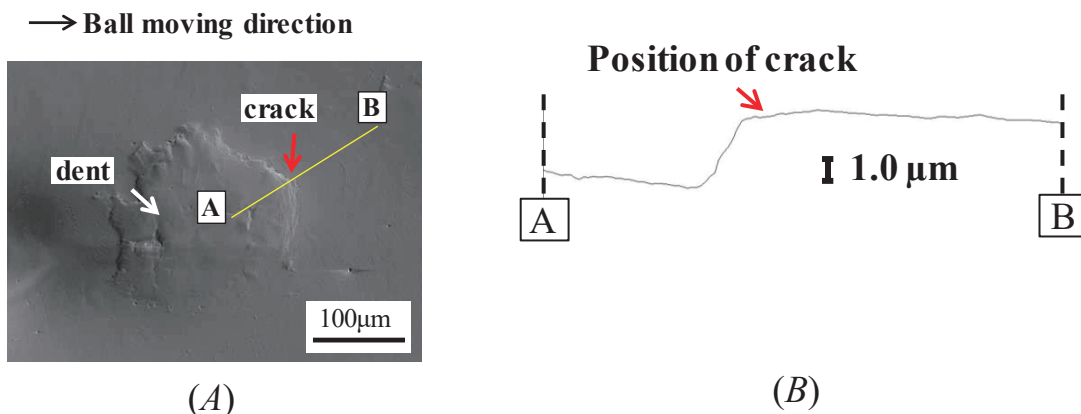


FIG. 13 (A) Scanning electron micrograph of a crack-generated dent observed in SUJ2; (B) its 3D cross-sectional profile. RCF test was interrupted at 0.5×10^6 cycles.

浴内でスラスト型玉軸受の転がり疲れ試験を行い、多数の圧痕を軌道幅内に偏りなく分布させる実験を行ったことを通じ、き裂が生成する圧痕の軌道内位置には明確な偏りが生じていることが明らかになり、き裂発生へのすべりの関与を強く裏付ける結果を得ることができた。

以降では、マクロスケールの転動体のすべりが圧痕周縁の微小なき裂生成に及ぼす影響についてその詳細を明らかにする狙いのもと、ミクロスケールでの材料応答の観点に注目してき裂の発生メカニズムを調査した。

5.3. き裂の発生メカニズムの推定

転動体移動方向からみて後方側にある圧痕周縁のき裂をさらに詳細に観察した。Fig. 13は、SUJ2について 0.5×10^6 サイクルで転がり疲れ試験を中断した試験片の観察結果である。き裂は圧痕周縁の後方側の曲線状を成す傾斜面において、軌道表面よりも低い箇所でも生成していた。一方、観察したサイクル数の時点では圧痕周縁部の変形がある程度進行していた可能性を想定しても、従来研究で推定されているような圧痕周縁の盛り上がり部でき裂が生成した様子は見られなかった。本実験では転がり接触部へのかみ込み時に塑性変形して扁平化した硬質粒子によって圧痕が形成されているため、周縁の盛り上がりは生じにくい傾向にあった。圧痕周縁の盛り上がりでき裂生成に強く影響していないとすれば、繰り返し疲労による材料表面の状態変化でき裂生成に影響を及ぼしている可能性がある

る。そのような表面の状態変化の兆候として、SCM420 secondary QTについて 2.0×10^4 サイクルで転がり疲れ試験を中断して観察した結果、Fig. 14Aに示すようなき裂周辺におけるしわ状の様子が観察された。また、さらに転がり疲れが進んだ 1.0×10^6 サイクルで転がり疲れ試験を中断して観察した場合、Fig. 14C、Dに示すように、しわ模様はき裂から離れた位置にまで発生し、転動体移動方向に周期性を持った微視的な凹凸を伴っていることが分かった。表面での微視的塑性変形の痕跡とみられるその様相から、ミクロスケールのトライボロジーが疲労に強く関与していることが示唆された。

しわ状の様子は、き裂生成前の段階（ 1.12×10^4 サイクル時点）のSCM420 secondary QTでも同様に確認されていた。そして、しわ状模様は鋼種、熱処理、寿命の違いにはよらず、いずれも 10^4 サイクルオーダーでは形成されていることを確認した。また、Fig. 14Aで示すように、表面き裂はしわ状模様に沿って生成している様子が観察された。これらの結果から、き裂形成に先立ち、転動体の移動方向に対して圧痕周縁の後方側の傾斜した部分（従来研究の呼称に倣えば圧痕周縁の肩部）において、表層で微視的な塑性変形が生じていることが強く推定された。

そこで、さらなる現象の明確化のため、SCM420の試験片を用いて、き裂が生成していない段階（ 1.12×10^4 サイクル）のしわと、き裂生成直後（ 1.0×10^5 サイクル）の微小き裂の断面をFIBを用いて切り出し、同装置

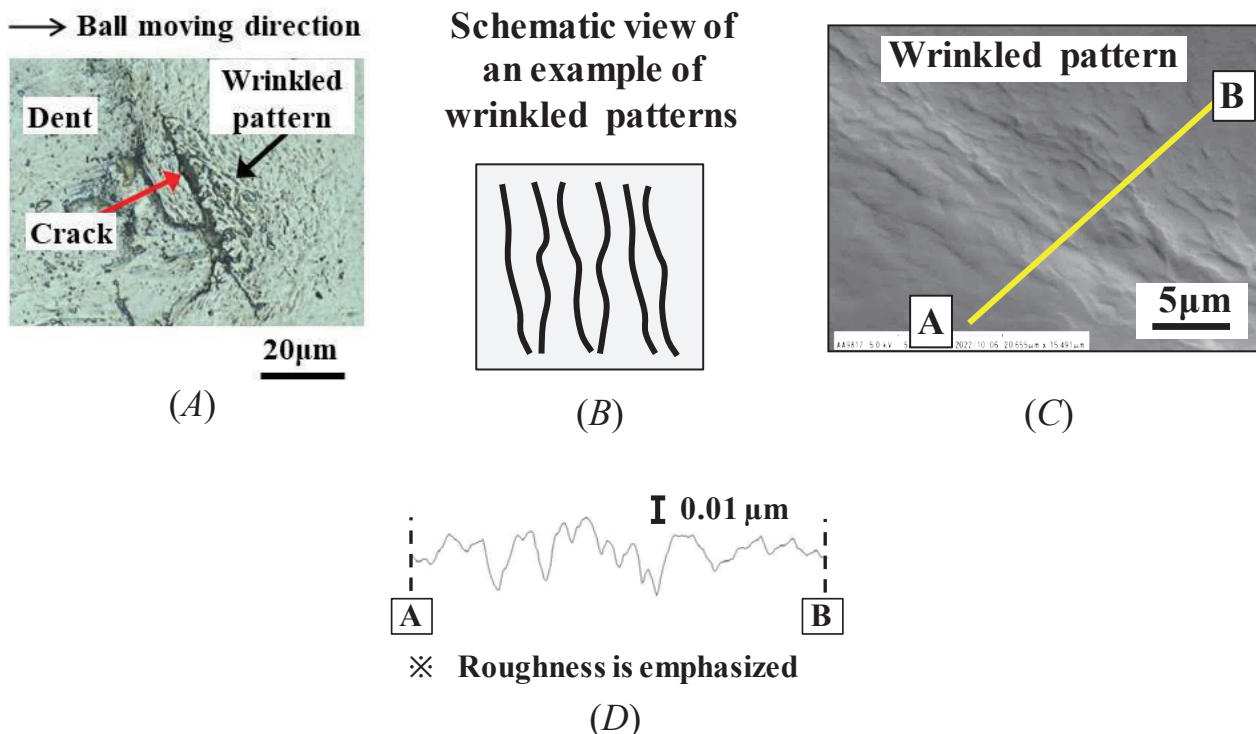


FIG. 14 (A) Appearance of a surface crack observed in SCM420 secondary QT. RCF test was interrupted at 2.0×10^4 cycles. (B) Schematic view of an example of wrinkled patterns. (C) Scanning electron micrograph of wrinkled pattern away from a crack and (D) its 3D profile. RCF test was interrupted at 1.0×10^6 cycles.

に付帯している観察機能を用いてSIM像（Scanning Ion Microscopy Image、走査型イオン顕微鏡像）を取得し、詳細に観察した。Fig. 15Aに示すしわ部断面のFIB-SIM像から、しわ部の表面にはき裂発生の前駆段階として生じる「入込み・突出し」（Fig. 15B）に似た微細な凹凸が存在することが確認された。そして、Fig. 15Aの右側矢印で示すように、しわ部の突出している側（凸側）の断面には局所的な塑性流動を伴うサブミクロンオーダーの局所変形領域が観察された。Fig. 16Bに示す微小き裂の断面のTEM明視野像にも、き裂周辺の表層部で同様の局所的な塑性流動が生じた領域が認められた。なお、Fig. 16BのTEMの観察位置は、Fig. 16Aに示すSIM像の微小き裂部分に相当する。加えて、微小き裂は塑性流動領域と塑性流動が生じていない領域との境界で生じている様子が見られた。関連して、Fig. 15Aの左側矢印が示すように、しわ部断面にも境界と見られる箇所が観察された。以上の結果に基づき、圧痕周縁のすべりを伴う繰返し疲労によるミクロ的な材料応答の結果としてき裂形成に先立ち表面でしわ部が形成され、これがき裂発生の起源となることが推定された。なお、観察された断面の微小き裂は、表面に対して約30° 傾斜していた。この角度は、最大せん断応力の作用方向（45°）、水平せん断応力の作用方向（0°）のいずれに対してもずれがある。このことから、発生するき

裂の方向は、すべりに伴う接線力の影響によって最大せん断応力と水平せん断応力の双方に対して角度が変化したとみられる。この理由として、合成せん断応力の影響があるものと推定される。

塑性変形の様相をさらに詳細に確認するために、SCM420について塑性流動とみられる領域のTEM観察を行った。Fig. 17に、 1.12×10^4 サイクルで転がり疲れ試験を中断した試験片のしわ部と、 1.0×10^5 サイクルで中断した試験片のき裂断面を観察した結果を示す。TEMの観察位置は、Fig. 17A、Cに示したSIM像の枠内部分に相当する。なお、Fig. 16とFig. 17は同一き裂断面を観察しており、Fig. 17Cと Fig. 16AのSIM像は同一視野、Fig. 17DのTEM像はFig. 16Bより低倍の視野となっている。しわ部ならびにき裂断面のTEM明視野像には、双方とも部分的に転位セル状の組織形成が認められた。すなわち、Fig. 17B、Dの丸で囲んだ部分においては強烈な塑性変形が生じていることの明瞭な証拠が得られた。さらに、塑性変形領域の結晶の状態を確認するため、SUJ2について 1.03×10^4 サイクルで転がり疲れ試験を中断した試験片に対して、表面近傍のき裂断面と、それとの対比のための圧痕から離れた位置の表面近傍（元の状態に近い結晶が維持されている）の軌道断面をTEM-ASTAR法により観察した（Fig. 18）。Fig. 18Dに示すように、転動体移動方

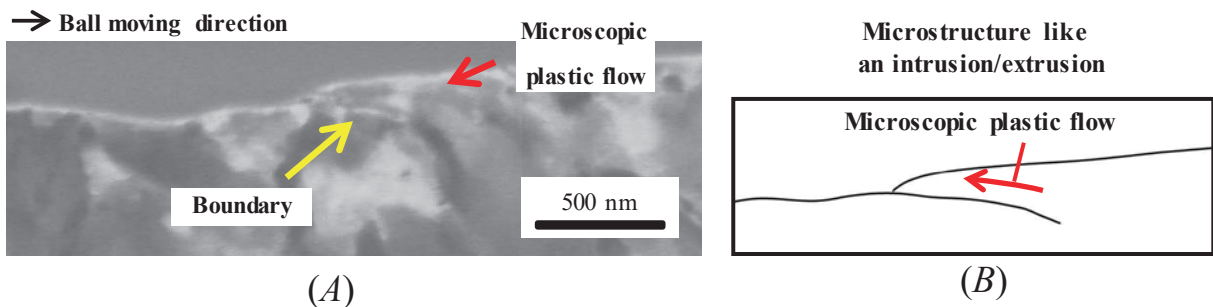


FIG. 15 (A) Cross-sectional FIB-SIM image of wrinkle observed in SCM420 and (B) its schematic diagram. RCF test was interrupted at 1.12×10^4 cycles.

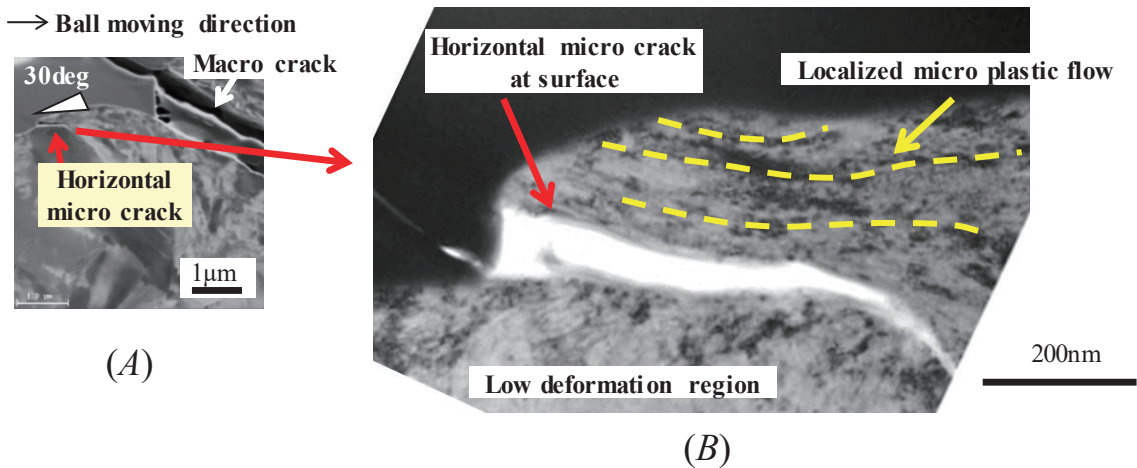


FIG. 16 (A) Cross-sectional FIB-SIM image of microcrack observed in SCM420 and (B) its transmission electron microscopic image. RCF test was interrupted at 1.0×10^5 cycles.

向からみてき裂の前方側では塑性変形が少ない様子が観察され、き裂の後方側 (Fig. 18E) ではFig. 18Bに示す元の状態に近い結晶粒と比較して微細化した扁平な結晶粒が確認された。この微細な粒は、特定の方向に塑性変形している様子が見られた。これらの結果から、き裂発生箇所においてはマルテンサイトの下部構造の微細化が引き起こされるほどの局在化した塑性変形が生じていることが見出された。

以上から、き裂は圧痕周縁部の表面における微視的塑性変形の局在化を前駆段階として発生することが強く示唆される。圧痕周縁部の表面における塑性変形によるダメージは、①圧痕の形成時に生じる塑性変形の関与と、②転がり接触に伴った圧痕周縁の周期的な塑性変形の関与の2つのモードが関与して引き起こされる可能性がある。今回の試

験の観察結果からみれば、後者のモードの関与は大きいと推定される。

このような局所変形のメカニズムを以下のように推定し、それに基づきFig. 19に推定される圧痕からのき裂発生の様式図を示した。圧痕周縁部の傾斜面は、軌道面より低い位置にあるものの高い面圧が負荷されると転動体と転がり接触することが可能である。Chiuらの解析においても、圧痕周縁部の傾斜面にて応力集中が生じることが予測されている³⁾。圧痕の後方側においては、この応力集中作用と転動体によるすべりの作用を通じて、傾斜面を下る方向に向かって材料を移動させようとする力が働く。その方向に向かう材料の移動は、元の材料を押し退ける必要が無いために比較的容易に起こると推定される。そのような作用を繰り返し受ける結果、傾斜部において表層の局所的な

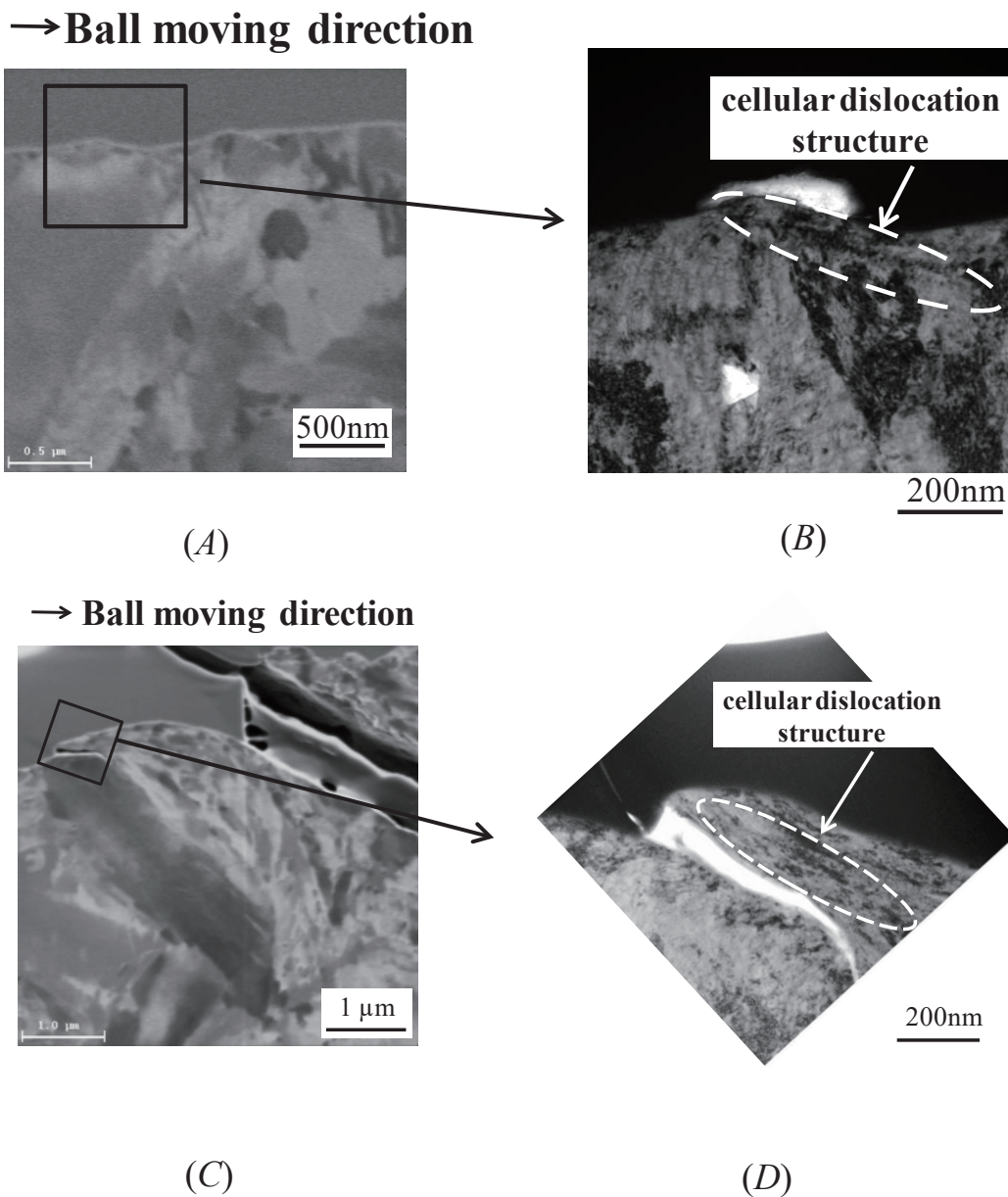


FIG. 17 (A) Cross-sectional FIB-SIM image of wrinkle observed in SCM420 and (B) its transmission electron microscopic image. RCF test was interrupted at 1.12×10^4 cycles. (C) Cross-sectional FIB-SIM image of microcrack of SCM420 and (D) its transmission electron microscopic image. RCF test was interrupted at 1.0×10^5 cycles.

微視的塑性変形が生じ、その変形領域に応力が集中することでき裂が発生するとみている。続いて、この微視的塑性変形のみカニズムについて、き裂周辺で見られたしわの形態的特徴に注目してさらに考察した。

本研究でき裂周辺に見られたしわ状の模様の凹凸には、周期性が認められた。すなわち、周期的な塑性変形の局在化が生じていた。その周期は、軌道表面のしわ状模様の間隔からみて約0.5~1.2μmであった。このような周期的な凹凸状の変形を伴う金属の微視的塑性変形の事例として、固執すべり帯 (Persistent Slip Band、PSB) が知られており、しわ状模様が類似の過程を経て形成された可能性が考えられる。例えば、金属に引張応力や圧縮応力を加えて

一定量の塑性ひずみを繰り返し与え続けようとする、それを維持するためには、ひずみ硬化の影響があるために応力を増加させていく必要がある。ただし、繰り返しの硬化の影響で応力の増加は緩やかになり、やがて飽和に至る。PSBは、繰り返し応力負荷による硬化が飽和することに伴って形成されるとされ¹³⁾、結晶金属内で部分的な微小すべりが生じて塑性変形し、転位組織が壁状に周期的に配列した構造に変化した箇所である。この転位組織は転位壁とも呼ばれる。PSBが形成されるとその部分に疲労変形が集中し、破壊へとつながる¹⁴⁾¹⁵⁾。このPSBの転位壁は約1.4μmの間隔を持つことが報告されており¹⁵⁾、今回の実験で見られたしわ状模様の間隔のオーダーに近く、類似

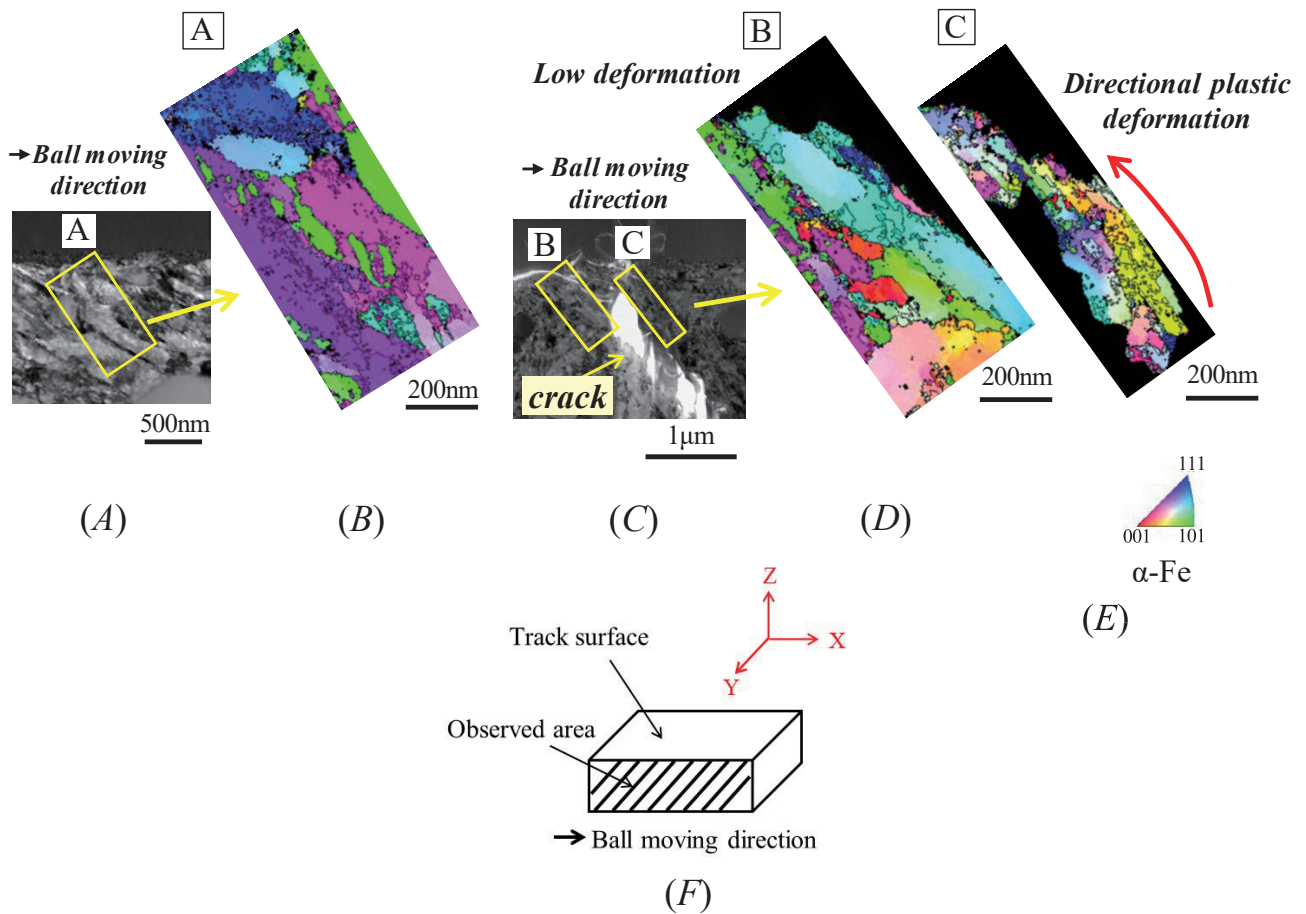


FIG. 18 (A) Cross-sectional TEM image of uncracked surface away from dent on the track observed in SUJ2 and (B) its inverse pole figure (IPF) map. (C) Cross-sectional TEM image near the surface crack observed in SUJ2 and its IPF map of (D) left side and (E) right side of the surface crack. RCF test was interrupted at 1.03×10^4 cycles. Ball moving direction is left to right. (F) IPF map was observed from the Y direction in this figure.

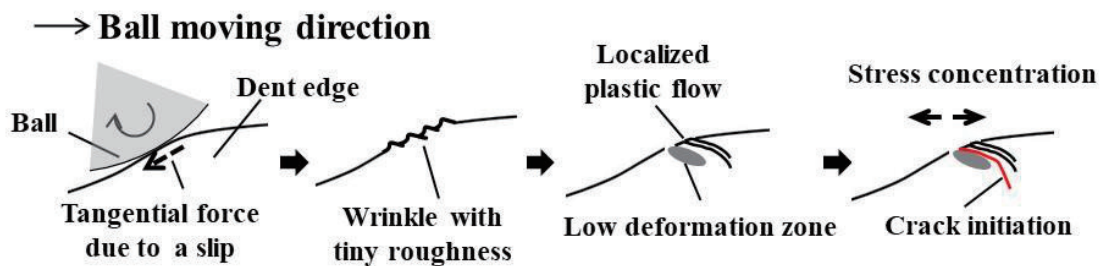


FIG. 19 Schematic diagram of the estimated mechanism of surface crack initiation from the dent.

性がみられている。このことから、しわの形成は、接触部における高い転がり接触荷重やすべりに伴う接線力に伴って生じる表層部の局所的かつ比較的大きな繰返し応力に対する材料のミクロ的な塑性応答によってもたらされたと推定される。一方、その結果として生じるしわ状模様の部分では、繰返し転がり接触に伴う応力集中が生じて、き裂が発生しやすいと考えられる。

ところで、本研究で取り扱った圧痕起点型はく離以外の代表的な表面起点型はく離として、ピーリングが知られる。ピーリングは、幅・深さともに10 μm 程度の微小なはく離やき裂が密集した損傷を指す¹⁶⁾。ピーリングは一般的な軸受と比較して転動面の表面粗さが粗いと発生しやすくなり、転動体と軌道の表面同士の直接接触が起こるような希薄潤滑条件で誘発される¹⁷⁾。例えば、仕上げ加工の難易度が高い大型軸受や、表面粗さの大きい相手部品に嵌め

合わせて使用されることが多い針状ころ軸受などで発生する¹⁶⁾。長谷川らは、二円筒転がり疲れ試験における従動円筒の途中止め試験と観察を行い¹⁷⁾、ピーリングの初期き裂が転動面の表面粗さ突起が塑性的に接触した部分から生じることを示した。接触部には、塑性変形により微小なしわ状の凹凸が形成され、その凹凸がさらに変形していく過程で表面き裂が発生すると推定されている。長谷川らが観察したしわ状の凹凸は、本研究で観察された圧痕周縁のしわ状模様と類似しており、共に局所的な微視的塑性変形から生じるという推定のき裂生成メカニズムにも類似性が見られる。これまで圧痕起点型の表面起点はく離とピーリングによる表面損傷とは同じ表面起点型の損傷として分類されながら、互いに区別されて議論されてきた。しかしながら、本研究によれば両タイプにおける損傷の発端となる疲労現象には共通性があることが見出された。したがって、

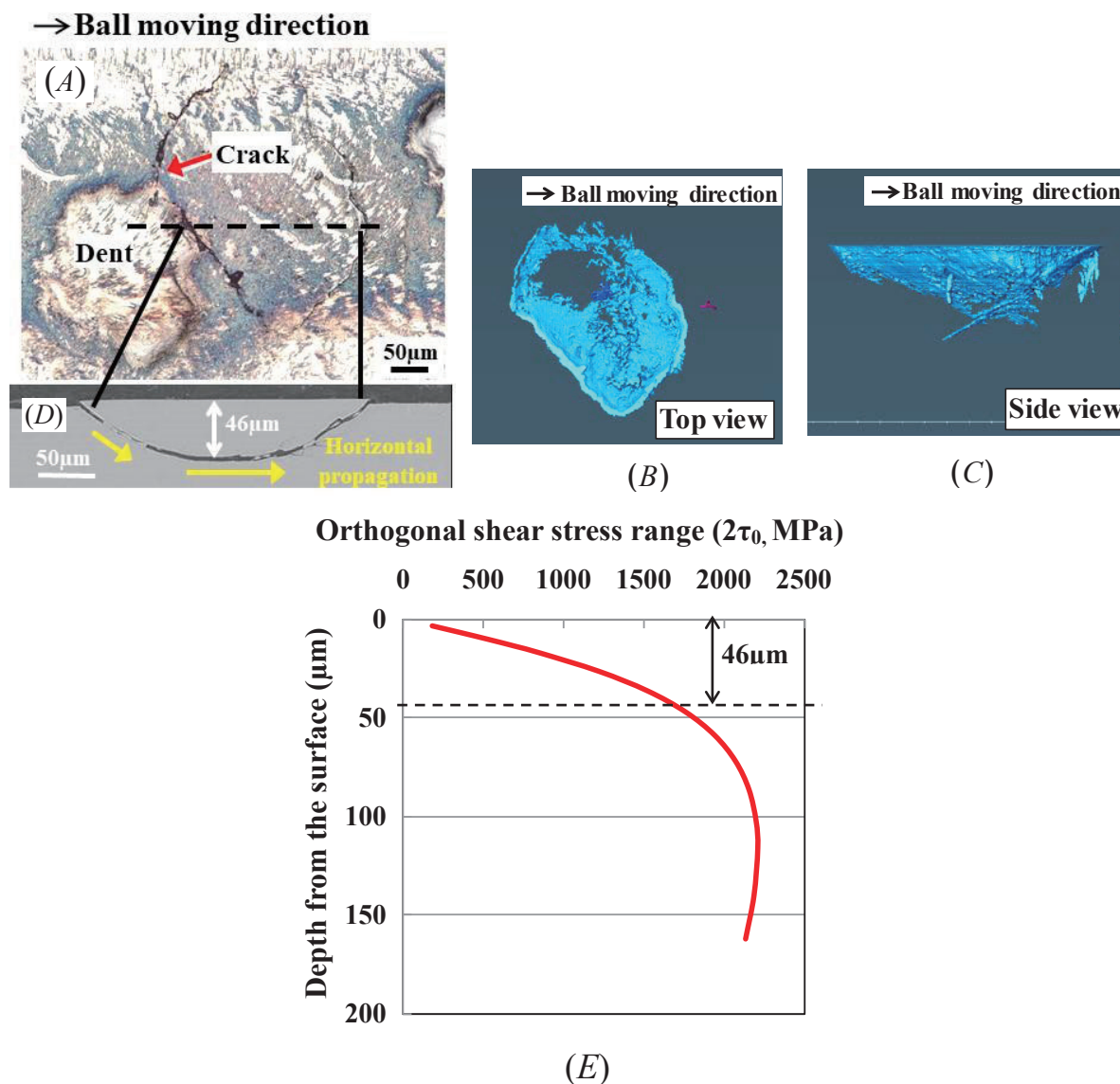


FIG. 20 (A) Digital microscopic image of the surface crack just before flaking observed in SCM420 secondary QT; (B) top view and (C) side view of 3D reconstructed images; (D) cross section scanning electron micrograph; (E) calculated orthogonal shear stress distribution of cross section. RCF test was interrupted at 5.8×10^6 cycles.

両タイプの損傷を抑制する対策も共通する可能性がある。ただし、ピーリングの対策となる部品表面粗さの改善や部品表面の皮膜処理（例えば、リン酸マンガン処理や黒染処理¹⁶⁾）については、圧痕が形成される際に表面粗さが悪化したり、皮膜が損傷したりする可能性があるため、効果的ではない場合が想定される。したがって、圧痕起点型はく離に有効性のある新たな対策を見出すことは重要である。

5. 4. き裂の内部への伝ば挙動

以下では、圧痕周縁で生じたき裂の内部への伝ば挙動の調査のため、代表例として、SCM420 secondary QTについて確認した結果を示す。

Fig. 20は、 5.8×10^6 サイクルで転がり疲れ試験を中断した試験片におけるはく離直前の状態とみられる表面き裂の三次元再構成像と二次元断面SEM像である。Fig. 20Bに示すように、三次元再構成像を上方から見ると、軌道表面上ではき裂は円環状を呈しており、その状況から内部への伝ばを伴って発達していることが分かる。また、Fig. 20Cに示すように、三次元再構成像を側面から見ると、内部のき裂の底は軌道表面に対してほぼ平行である

ことが分かる。この特徴は、Fig. 20D に示す二次元断面観察でも確認された。内部のき裂は表面から内部に向かって傾斜しながら伝ばし、表面からの深さが $50 \mu\text{m}$ 程度に到達すると水平に伝ばする様子が見られた。最終的にはく離に至る過程は、転がり疲れにおける内部起点型はく離と類似していた。発生したき裂が傾斜して伝ばするのは、内部の合成せん断応力の影響と考えられる。一方、き裂が水平伝ばに移行するのは、深い位置では水平せん断応力の影響が強まるためとみられる。Fig. 20Eに、ヘルツ接触を考慮して計算した内部の水平せん断応力分布を示す。計算の条件は、実験と同じく直径 9.525mm の転動体を介して平板に最大 5.2GPa のヘルツ接触面圧をかけた場合とした。なお計算において、き裂の存在は考慮していない。応力分布と対比すると、表面から $50 \mu\text{m}$ 程度の深さでは応力が最大となる深さには達していないものの、最大応力の80%程度は作用している。ここで、き裂伝ば挙動を理解するために、応力拡大係数幅 ΔK について考慮を行った。応力拡大係数幅 ΔK は、破壊力学においてき裂進展速度の支配因子として考えられている。 ΔK は一般に $\Delta K = \sigma\sqrt{\pi a}$ で表され、 σ はき裂に作用する応力、 a はき裂長さの半分であ

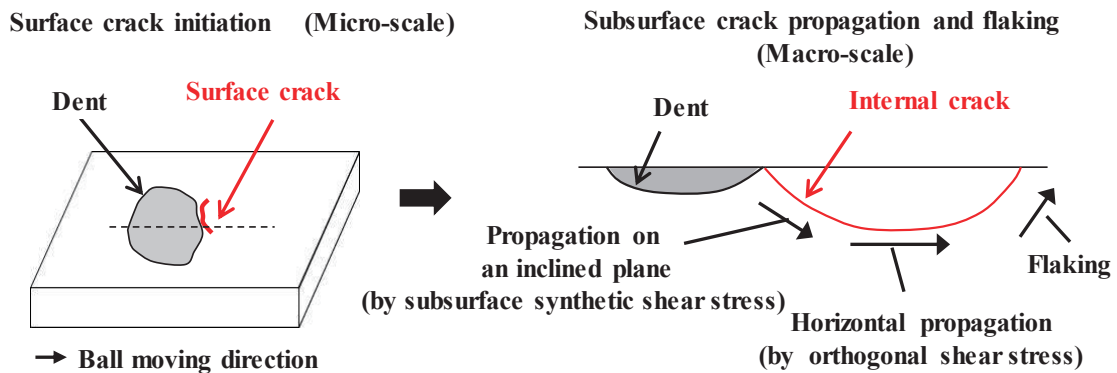


FIG. 21 Schematic diagram of the estimated flaking mechanism from the dent.

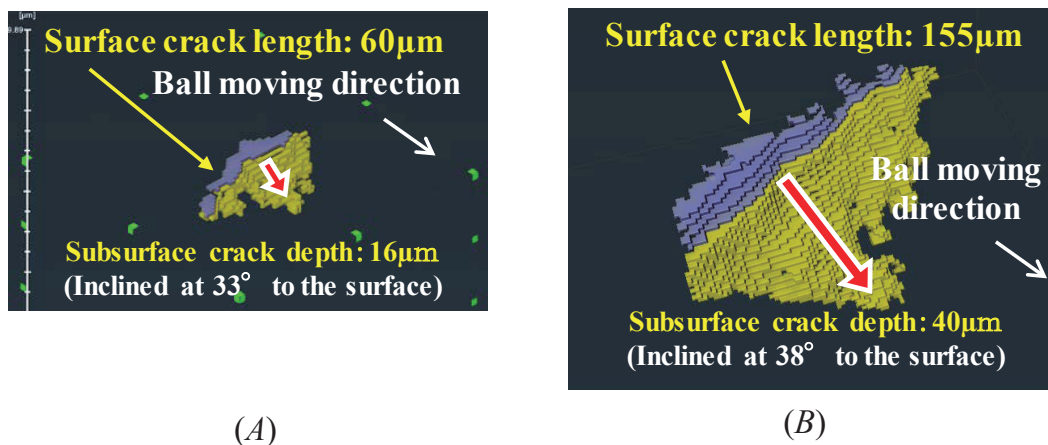


FIG. 22 (A) 3D reconstructed image of the relatively short surface crack of SCM420 secondary QT. RCF test was interrupted at 5.3×10^6 cycles. (B) 3D reconstructed image of the relatively long surface crack of SCM420 secondary QT. RCF test was interrupted at 2.9×10^6 cycles. The color of the surface cracks is changed from the interior.

る。 ΔK が大きいほど、疲労サイクルあたりのき裂進展速度は大きくなる。転がり疲れに適用する場合、 σ はモードIIの水平せん断応力振幅の $2\tau_0$ とみなすことができる¹⁸⁾。き裂先端における ΔK が、き裂長さとき裂が存在する深さでの水平せん断応力振幅に依存することを考慮すると、表層から $50\mu\text{m}$ 程度の深さにおけるき裂伝ばに対して水平せん断応力の影響が支配的になることは十分起こり得ると考えられる。

以上の結果をもとに推定したはく離メカニズムの模式図をFig. 21に示す。軌道の上に硬質粒子が輸送されることで形成された圧痕を起点とするはく離は、圧痕周縁のごく表層での局所的な結晶塑性を伴うミクロスコピックな表面き裂の生成過程を経た後、繰り返しの負荷応力の影響によるマクロスコピックな内部伝ばへと続き、最終的には内部起点型はく離と同様に水平せん断応力支配によるはく離に至ると推定された。すなわち、本研究の結果に基づくと、圧痕起点型の転がり疲れは、き裂の伝ば挙動ならびに伝ばを支配する応力の観点からみて、表面起点型の疲労と内部起点型の疲労と

の混合モードで進行すると考えることができる。

また、表面と内部のき裂の伝ばの関係を調査するため、 5.3×10^6 サイクル、および 2.9×10^6 サイクルで転がり疲れ試験を中断した試験片における異なる表面長さを有するき裂について三次元で観察した結果、Fig. 22に示すように、表面のき裂が長いほど内部のき裂は深くまで伝ばしており、互いに連動して伝ばしていることが明らかとなった。したがって、通常であればき裂の伝ば状況を詳細に知るためには、二次元断面観察や三次元透過観察を行って内部の伝ば状況を観察する必要があるが、本試験方法においては表面のき裂長さを指標として用いても簡便に内部のき裂伝ば状況を評価できることが示唆された。

5.5. 圧痕起点型はく離寿命に及ぼすミクロ組織の影響

SCM420とSCM420 secondary QTを用いて、ミクロ組織の違いを持たせた試料におけるき裂の挙動ならびに寿命を確認した。まず、二次焼き入れを行ったSCM420 secondary QTの結晶粒の微細化度合いを見るためSEMを

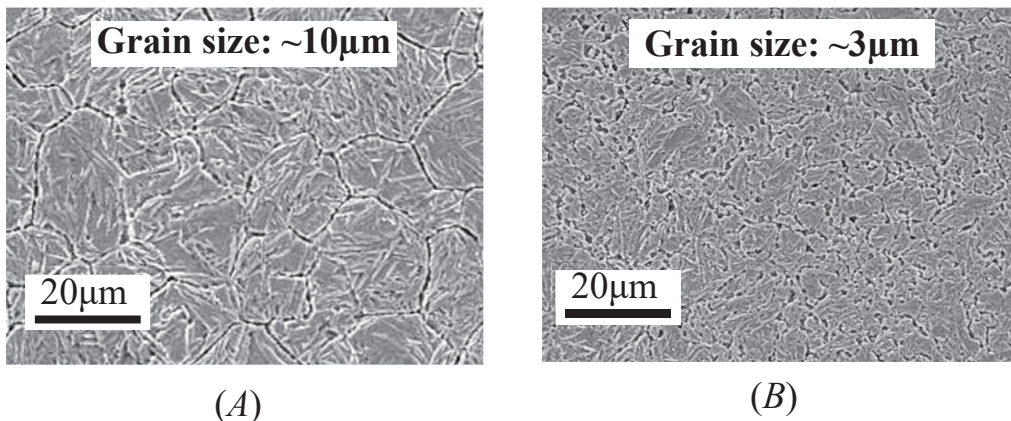


FIG. 23 Scanning electron micrographs of cross section near surface of (A) SCM420 and (B) SCM420 secondary QT before RCF test.

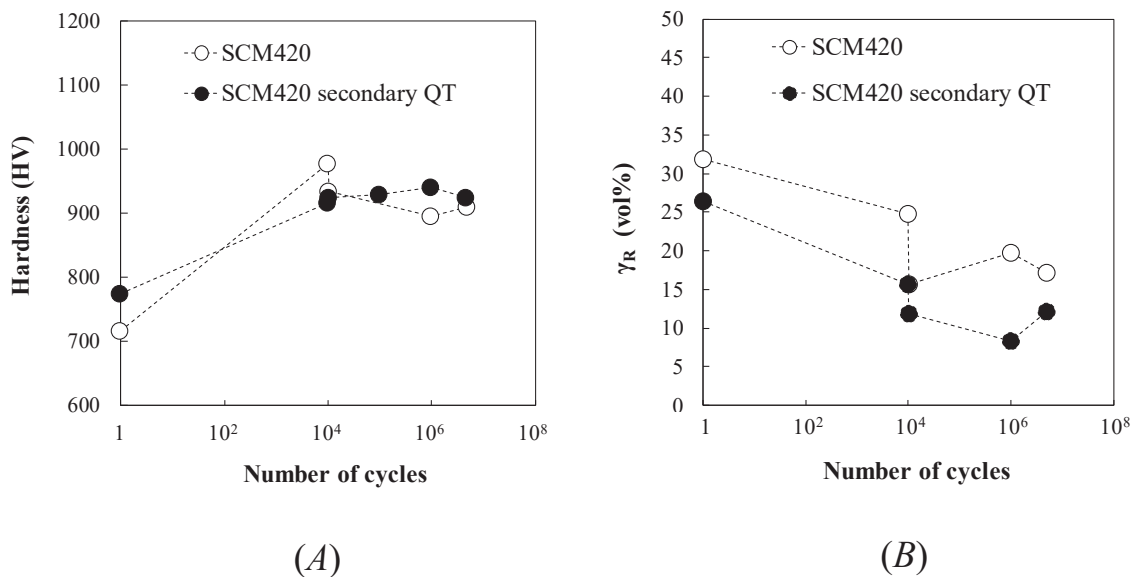


FIG. 24 Variation of (A) hardness and (B) amount of retained austenite of SCM420 and SCM420 secondary QT with the number of test cycles.

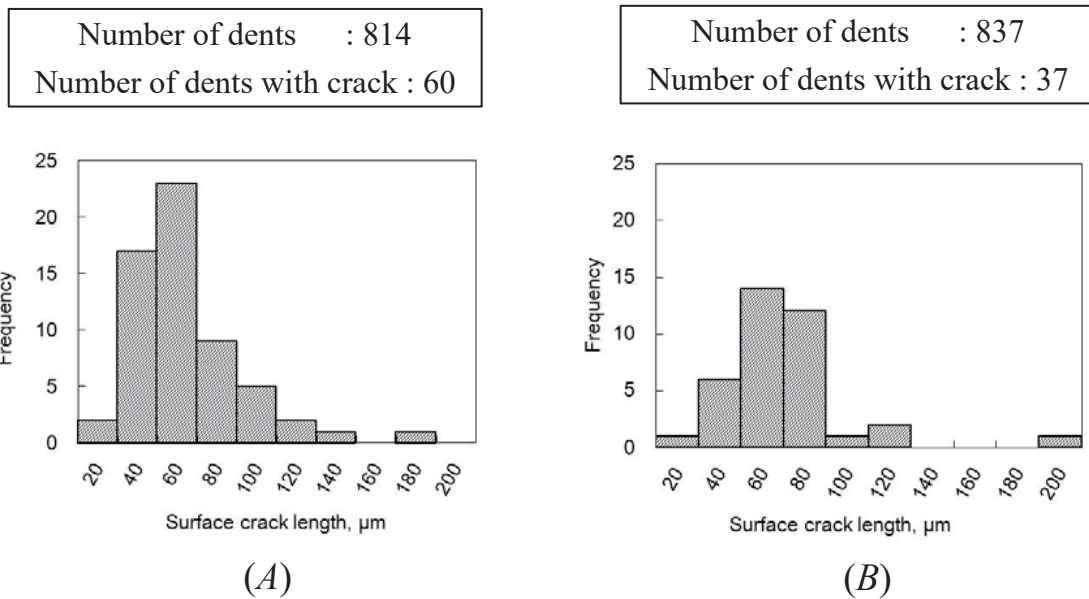


FIG. 25 Frequency of cracks for (A) SCM420 and (B) SCM420 secondary QT in each range of crack length. RCF test was interrupted at 1.0×10^6 cycles.

用いた観察を実施した。観察の結果、各試料の結晶粒径は、SCM420で約10μm、SCM420 secondary QTで約3μmであり、SCM420 secondary QTの結晶粒は明らかに微細化していた (Fig. 23)。なお、結晶粒径は、平均旧オーステナイト粒径を測定している。

次に、き裂の発生状況を確認するため、十分な数のき裂が発生・伝ばしている段階にある 1.0×10^6 サイクルでスラスト型転がり疲れ試験を中断した試験片について、軌道上の観察を行った。前述と同様の方法で、き裂を伴う圧痕の全個数を全ての圧痕個数で除することによってき裂の発生頻度を求めた結果、SCM420、SCM420 secondary QTのき裂発生頻度はそれぞれ7.4%、4.4%と求められ、SCM420 secondary QTでは圧痕からのき裂の発生が抑制されていることが分かった。

本研究によって、圧痕周縁でのき裂の発生には微視的な塑性変形が影響を及ぼしていることを掴んでいる。材料間で圧痕の形状には大きな差異は見られなかったため、圧痕周縁に加わる応力の大きさも同じ程度と推測される。したがって、両試料では微視的な塑性変形に対する抵抗力に差があると推定され、それが圧痕周縁でのき裂生成状況の違いをもたらしたと考えている。Fig. 24は、スラスト型転がり疲れ試験過程での軌道表面における硬さと残留γ量の経時変化を確認した結果である。両試料の硬さレベルは概ね同程度であり、試験サイクル数が増加すると硬さは増加する傾向であった。これは繰り返し疲労の負荷によって残留γがマルテンサイトに変化する影響によると考えられる。ただし、残留γは、試験サイクル数の増加とともに大幅に減少することはなく高サイクル領域まで安定的に存在し、むしろSCM420の方がやや多めに残留していた。この硬さと残留

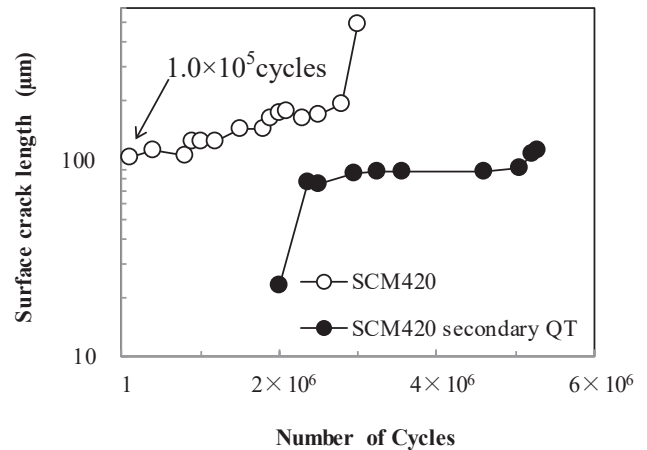


FIG. 26 Variation of surface crack length for SCM420 and SCM420 secondary QT during RCF test.

γ量は、あくまでも軌道表面の平均的な値であるため、圧痕周縁の局所的な値を求めたものではないがSCM420の方が残留γ量の観点では寿命に対してやや有利な状態である。残る違いは、SCM420 secondary QTの方が結晶粒が微細なことである。この特徴を通じて、耐力が向上して塑性変形に対する抵抗力が向上することが考えられ、これがき裂の発生が抑制される理由として推定している。

次に、表面き裂の長さを指標として、き裂の伝ば挙動を評価した。Fig. 25は、表面き裂長さを測定して発生頻度のヒストグラムを作成した結果である。SCM420に比べ、SCM420 secondary QTでは長い表面き裂の発生頻度が総じて減少していたことが分かった。また、Fig. 26に示す同じ表面き裂を経過観察して長さを調査した結果から、SCM420 secondary QTでは表面き裂の伝ばが遅延している傾向も確認された。以上から、結晶粒が微細なSCM420

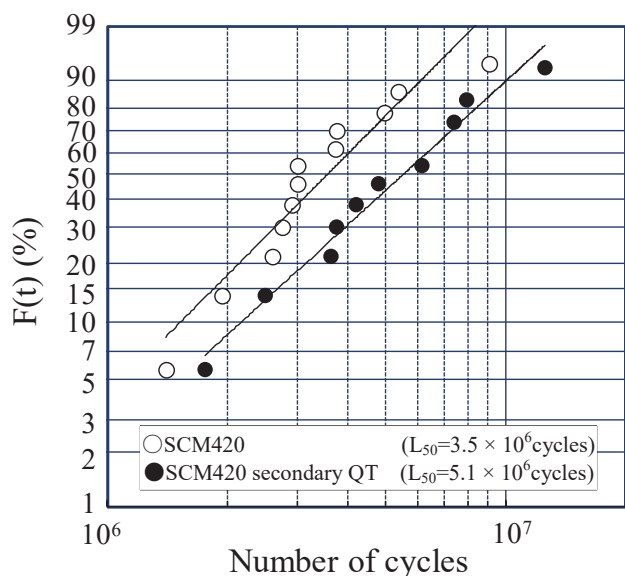


FIG. 27 Weibull plot of RCF lives for SCM420 and SCM420 secondary QT.

secondary QTではき裂の発生が抑制されることに加え、表面き裂の伝ばも抑制されていることが推測された。これに伴う内部の水平せん断応力が強まる深さに向かうき裂伝ばの抑制は、長寿命化に対して有効と考えられる。

最後に、スラスト型転がり疲れ試験の寿命評価結果をFig. 27に示す。各鋼種の平均寿命 (L_{50} 寿命) は、SCM420で 3.5×10^6 サイクル、SCM420 secondary QTで 5.1×10^6 サイクルであった。SCM420 secondary QTは、SCM420に対して硬さ・残留 γ 量の点からは有利でないものの明らかな長寿命化が認められている。したがって、結晶粒微細化は、長寿命化に対する有効対策の一つとして期待される。なお、結晶粒微細化によりもたらされるき裂の発生・伝ばの抑制メカニズムに関しては、不明な点も残されているため、今後さらに検証を深める予定である。

6. 結論

本研究では、実部品で想定される硬質粒子が混入した汚染潤滑環境を模擬した転がり疲れ試験を実施し、軌道上に形成される圧痕や、その周縁で発生するき裂の詳細観察およびはく離過程の観察を行った。その結果、き裂発生のメカニズムおよびはく離のメカニズムに関して、以下の知見が得られた。

①スラスト型転がり疲れ試験において、可塑性をもつ硬質粒子により形成させた圧痕は、不定形状を示し、かつ圧痕周辺の盛り上がりの形成は軽微であった。それに関わらず、圧痕周縁にき裂が生成する位置やはく離の特徴は、従来報告されてきた人工圧痕（硬さ試験機により付与したもの）を用いた場合と同様となった。

②圧痕周縁でのき裂の発生に対し、転がり接触における転動体と軌道の間で作用するすべりの関与が強く推定された。すべりは、転動体の転がり方向からみて後方側の圧痕周縁に局所的かつ微視的な塑性変形（表面の微小なしわ状の凹凸）を生じさせ、それによる応力集中作用でき裂が発生するとみられることを新たに見出した。推定されたき裂発生メカニズムは、従来は区別されてきたピーリングの損傷メカニズムとも共通性があると考えられた。

③圧痕を起点とする表面起点型はく離は、表面起点型のき裂発生と合成せん断応力による内部へのき裂伝ばに始まり、最終的には内部の水平せん断応力の作用による内部起点型のき裂伝ばに移行することによって生じていることが推定された。

④結晶粒微細化は、圧痕周縁のき裂発生・伝ばの抑制に対して有効性が見られており、材料観点での長寿命化対策となりうることを見出した。

謝辞

本報で示した放射光を利用したCT観察の結果は大型放射光施設 SPring-8 の兵庫県 ID ビームライン BL24XU (課題番号 2022A3254) の利用成果であり、観察を実施して頂いた公益財団法人ひょうご科学技術協会放射光研究センターの漆原良昌氏に謹んで感謝を申し上げます。

参考論文

- 1) R. Manabe and T. Fujimatsu, "Clarification of the Flaking Mechanism Caused by the Inclusion, Partially - Appeared on the Surface, under Rolling Contact Fatigue," Sanyo Technical Report 29, no. 1 (2022): 22-34.
- 2) T. Ueda and N. Mitamura, "Mechanism of Dent Initiated Flaking and Bearing Life Enhancement Technology under Contaminated Lubrication Condition, Part I: Effect of Tangential Force on Dent Initiated Flaking," Tribology International 41, no. 11 (2008): 965-974.
- 3) Y. P. Chiu and J. Y. Liu, "An Analytical Study of the Stress Concentration around a Furrow Shaped Surface Defect in Rolling Contact," Journal of Lubrication Technology 92, no. 2 (1970): 258-263.
- 4) K. Toda, T. Mikami, and T. Hoshino, "Effect of Dent on Rolling Fatigue Life," Tribologist 38, no. 6 (1993): 526-532.
- 5) K. Hiraoka, T. Katsura, H. Yamagata, and T. Koike,

- “Rolling Contact Fatigue Properties of Surface Hardened Steel under Contaminated Lubricant Environment,” Sanyo Technical Report 9, no. 1 (2002): 35–42.
- 6) K. Toda, T. Mikami, and T. Hoshino, “Effect of Ridge around Dent and Retained Austenite on Rolling Fatigue Life,” Journal of the Japan Institute of Metals and Materials 58, no. 12 (1994): 1473–1478.
- 7) T. Sada, T. Mikami, and M. Harada, “Ball Bearing Life Reduction Due to Surface Dents,” The Japan Society for Precision Engineering conference proceedings M77 (April 2003): 589.
- 8) C. Moyer, “The Influence of Debris on Bearing Performance: Chapter II,” SAE Transactions 98 (1989): 1383–1392.
- 9) T. Ueda and N. Mitamura, “Mechanism of Dent Initiated Flaking and Bearing Life Enhancement Technology under Contaminated Lubrication Condition, Part II: Effect of Rolling Element Surface Roughness on Flaking Resulting from Dents, and Life Enhancement Technology of Rolling Bearings under Contaminated Lubrication Condition,” Tribology International 42, nos. 11–12 (2009): 1832–1837.
- 10) H. Komata, Y. Iwanaga, T. Ueda, K. Ueda, and N. Mitamura, “Enhanced Performance of Rolling Bearing by Improving the Resistance of Rolling Elements to Surface Degradation,” in Bearing Steel Technologies: 10th Volume, Advances in Steel Technologies for Rolling Bearings, ed. J. M. Beswick (West Conshohocken, PA: ASTM International, 2015), 272–290.
- 11) C. Vieillard, Y. Kadin, G. E. Morales-Espejel, and A. Gabelli, “An Experimental and Theoretical Study of Surface Rolling Contact Fatigue Damage Progression in Hybrid Bearings with Artificial Dents,” Wear 364–365 (2016): 211–223.
- 12) G. E. Morales-Espejel and A. Gabelli, “Damage Mechanisms of Indentations in Raceways of Rolling Bearings,” Evolution: Technology Magazine from SKF, 2012, <https://web.archive.org/web/20230516182046/https://evolution.skf.com/damage-mechanisms-of-indentations-in-raceways-of-rolling-bearings/>
- 13) N. Osawa, T. Yasumitsu, K. Hashimoto, N. Yamaga, and R. Yamada, “Study on Fatigue Crack Initiation Process by Using Crystalline FEM Analysis (3rd Report),” Journal of the Japan Society of Naval Architects and Ocean Engineers 186 (1999): 535–544.
- 14) T. Shimada, T. Kondo, and T. Kitamura, “Critical Thickness for Formation of Fatigue Dislocation Structures: A Discrete Dislocation Dynamics Study,” Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers A 78, no. 793 (April 2012): 1242–1249.
- 15) Y. Kaneko and S. Hashimoto, “Observation of Dislocation Structure of Fatigued Copper Single Crystals Using ECCI Method,” Journal of the Japan Institute of Metals and Materials 66, no. 12 (2002): 1297–1303.
- 16) N. Hasegawa, “Prediction of Peeling Life under Poor Lubrication Conditions and Development of Long-Life Technology” (PhD diss., University of Hyogo, 2019).
- 17) N. Hasegawa, T. Fujita, M. Uchidate, M. Abo, and H. Kinoshita, Initiation Mechanism of Peeling in Rolling Bearings, and Its Life Estimation Method, NTN Technical Review 88 (2021), 77–85.
- 18) N. Tsunekage and K. Hiraoka, “Prediction Technique of Rolling Contact Fatigue Life Based on the Flaking Model,” in Fundamental Studies on Technologies for Steel Materials with Enhanced Strength and Functions, Second Symposium Proceedings (Tokyo: Japan Research and Development Center for Metals, 2012), 119–120.

■ 著者



藤岡 優馬



石橋 いずみ



前田 尚輝



藤松 威史