



表面に現出した介在物を起点とする 転がり疲れはく離機構の解明

Clarification of the Flaking Mechanism Caused by the Inclusion, Partially - Appeared on the Surface, under Rolling Contact Fatigue

眞鍋亮太*1 藤松威史*2

MANABE Ryota and FUJIMATSU Takeshi

Synopsis: In recent years, carbon neutrality is strongly desired in worldwide. Expansion of ecoproducts, e.g., wind power generation and electric vehicles, is expected to meet the needs. In order to improve the reliability and lifetime of bearings used for them, we ought to clarify the mechanism of flaking originated from non-metallic inclusion in steel, especially for the inclusion located near the surface of raceway. Because contact stress by rolling element is act near the surface.

Our newly-developed Rolling Contact Fatigue (RCF) test method is valuable for the observation of the crack behavior around the inclusion near the surface. The test piece for the RCF test have inclusion with gap is artificially introduced in the steel and finished to appear the part of inclusion on the surface.

As a result of this study using a newly-developed method, it is clarified that flaking type from the inclusion appeared on the surface is similar to the internal-originated fracture type. Estimated crack model based on the observation is also similar to the internal inclusion with gap. Moreover, it was clearly found that the crack propagation behavior is strongly influenced by the mode II stress intensity factor.

Keywords: rolling contact fatigue; non-metallic inclusion; stress intensity factor; crack model; laminography.

1. 緒言

近年、地球環境保全のためのカーボンニュートラル社会の実現が世界的に望まれており、主要各国から具体的目標の表明が行われている。その実現に向けた柱の一つとして、風力発電や電気自動車といったエコプロダクトの活用拡大が挙げられる。今後、風力発電の増加や風車サイズの大型化、自動車電動化のさらなる加速が進むとみられ、それらの駆動部の機能を下支えする軸受に対する信頼性はますます重視される。

例えば、風力発電は洋上への設置拡大が確実視されており、その設置場所の観点や大掛かりな高所作業が必要なことによるメンテナンスの困難さをカバーするために長期に渡る安定稼働が求められる。風発用の軸受はサイズが非常に大きく、外径が数メートルに及ぶものもある。したがって、使用中に転がり疲れを受ける体積（危険体積と称する）も必然的に大きい。このことは、軸受用鋼に不可避免的に含

有され、転がり疲れに悪影響を及ぼす非金属介在物（以下、介在物と略す）に関し、比較的大きいものも危険体積中に含まれやすいことを意味する。したがって、長期安定稼働の実現に対し、介在物の有害性の考慮が必要である。

自動車電動化に対しては、駆動系部品の動力損失低減や、駆動用モーターの高速回転化への対応から、低粘度潤滑油の採用が進み、軸受の使用環境が過酷化することが予想される。また、軸受部品の小型化は駆動ユニットの小型軽量化に有効であるが、その実現にあたって軸受への必然的な負荷増大が生じるため、寿命信頼性の向上が必要不可欠である。

当社は、軸受用鋼の主要サプライヤーとしてエコプロダクトの拡大に寄与する軸受部品のニーズに応じていくため、近年、介在物を起点とする軸受のはく離機構に改めて着目し、その全容解明に向けて転がり疲れに関する研究高度化を図っている。その成果として、従来困難であった内部介在物からのき裂の直接観察を可能とするための人工欠

*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 基盤研究室長 博士（工学）

陥を利用した独自の転がり疲れ試験方法を確立し^{1,2)}、その観察結果に基づいて内部介在物起点はく離のモデル化や、長寿命化に向けた有効方策の見出しを行っている²⁻⁵⁾。

一方、上記取組みによって明らかになりつつある内部介在物のき裂挙動に対し、軸受軌道表面に現出した介在物(以下、表出介在物と略す)のき裂挙動は明らかではなく、その有害性について不明な点が多くある。エコプロダクトの拡大に伴い軸受使用の長期化や、軌道表面近傍での軸受使用環境の過酷化が想定される中、表出介在物の転がり疲れき裂挙動ならびにき裂モデルを解明することは重要な課題であり、本報で取組みを行った。

具体的な取組みとして、当社で開発済みの介在物人工埋設による転がり疲れ試験方法をさらに発展させて表出介在物を対象とする転がり疲れ試験方法を開発した。また、それを用いることにより介在物周囲のき裂挙動の観察を行った。その結果に基づき、き裂モデルの提案と長寿命化方策の提示を行った。

2. 介在物表出転がり疲れ試験片の作製方法の開発

高 cleanliness が求められる軸受用鋼において、はく離に関与するような比較的大型の介在物の存在頻度は通常低い。したがって、表出介在物を対象とした転がり疲れ試験を確実に行うにあたっては、人工的な手段による試験片の作製手段が必要になる。そこで、当社において開発済みの介在物人工埋設手法(方法の詳細は既報告^{1,2)}を参照)を応用することにより介在物表出試験片の作製方法の開発を行った。

前記の開発済みの方法は、平板リング状のスラスト型転がり疲れ試験片の内部に介在物を模擬した球形 Al_2O_3 単粒子を埋設する方法である。それを利用し、介在物の埋設深さを超音波探傷によって把握し、その深さを目安として介在物が表出するように試験片を研削して作製する方法がまず想定される。ただし、その方法では試験片加工の成否が介在物深さの検出精度や研削精度に依存することになり、加工後に介在物が表出していない、あるいは削り過ぎといった状態が生じうる。そこで、介在物を埋設した箇所付近を部分的に削ることで介在物を表面に表出させたのち、その表出深さを目安に試験片を仕上げる方法を新たに開発した。ここで、部分的な加工の手段として、高周波グロー放電発光表面分析装置 GD-OES(Glow Discharge Optical Emission Spectrometry, (株)堀場製作所製 GD-Pfiler2)の利用を考案した。同装置は、Ar ガスを高周波グロー放電によりプラズマ化し、そのプラズマにより試料表面を高速でスパッタリングして深さ方向に掘り進めながら、スパッタされた原子の原子発光を利用して発光スペクトルによる元素分析を同時に行う表面分析機器であり、ppm オーダーからの高感度元素検出が可能となっている。また、同

装置では少なくとも数 mm ϕ の円形領域をプラズマによって局所加工することが可能である。この装置の特長を活用することで、介在物埋設箇所に限定した深さ方向の迅速な加工と介在物表出検知とを同時に行うことができる。

Fig.1 に鋼中介在物の模擬として人工球形 Al_2O_3 をスラスト試験片に埋設後、その埋設箇所上を直径約 2mm の Ar プラズマでスパッタリングした際の様相を示す。また、Fig.2 には、スパッタリング中の Al 元素の発光強度変化に注目して表出を検知した Al_2O_3 の観察結果を示す。スパッタ面上に観察された Al_2O_3 の表出径は 20 μm 程度であり、このようにごくわずかな表出状態でも表出前後において Al 元素の発光強度に明瞭な変化が見られており、同装置を用いて精密な介在物表出検知が実現可能なことを見出した。

以上の通り、介在物人工埋設手法と新たに開発した介在物表出手法との組み合わせによって介在物の表出状態を精密に制御し、介在物表出転がり疲れ試験片をより確実に作製するための方法を確立した。

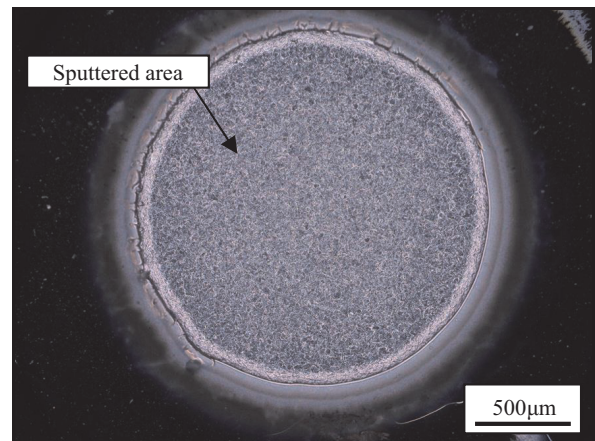


Fig.1 Optical micrograph of the plasma-sputtered area.

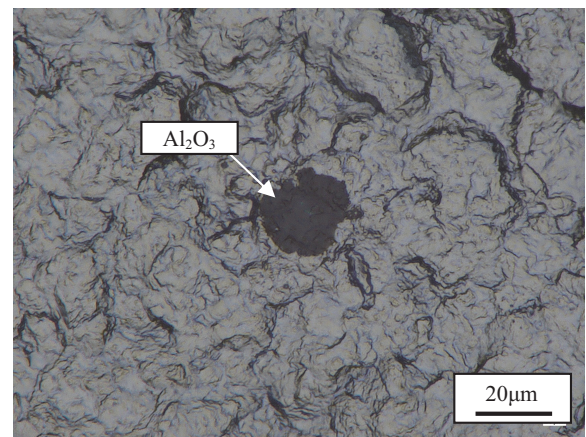


Fig.2 Optical micrograph of Al_2O_3 appeared on the plasma-sputtered surface.

3. 表出介在物のき裂挙動観察のための実験方法

上記方法を利用した転がり疲れ試験片の作製工程ならびに転がり疲れ試験の一連のフローを Fig.3 にまとめた。試験片の母材として、Table 1 の化学成分を有する SUJ2 の ϕ 70 圧延材ならびに SCM420 の ϕ 65 圧延材を用意した。SUJ2 には、865℃で 1h 保持後に空冷する焼ならしを施した後、球状化焼なましを行った。SCM420 については、925℃で 1.45h 保持後に空冷する焼ならしを施した後、720℃での焼なましを行った。その後、両鋼種の棒材をいったん外径 60mm、内径 20mm で厚さ 8mm のスラスト型転がり疲れ試験片の形状に加工した (Fig.3 の工程①、②)。

続いて鋼中への介在物を模擬した球形 Al_2O_3 の導入 (工程③) ならびに埋設した Al_2O_3 周囲への人工的な隙間形成 (工程④、平板リング状に再加工してから実施)、について当社開発の方法^{1,2)}に従って行った。ここで、工程③で試験片内に埋設する Al_2O_3 の直径は 77 μm 、145 μm 、151 μm 、171 μm の 4 種類とした。鋼種や、埋設する Al_2O_3 径に変化をつけるのはそれらがき裂挙動やはく離に及ぼす影響を確認する狙いである。また、工程④では試験片に引張加工を加えることを通じ、実鋼材において介在物-母相界面に観察されることがある隙間を人工的に付与した。これまでの当社研究¹⁻⁶⁾から、介在物周囲の隙間は転がり疲れに有害な影響を与えることが判明している。そこ

で本報では、工学的観点から重要視される介在物に関し有害性が高い状態における転がり疲れ挙動の把握のために隙間の付与を行った。なお、工程④において隙間は Fig.4²⁾に模式的に示すように引張方向に対して垂直な Al_2O_3 -母相界面付近に部分的に形成される。

Fig.3 の⑤の工程では、50MHzUT の超音波探傷により Al_2O_3 の埋設位置ならびに深さを特定し、研削によって Al_2O_3 の深さを調整した (工程⑥)。ここでの深さ調整は、以降で行う Ar プラズマスパッタにおける加工深さ限界よりも浅い位置に Al_2O_3 を配置する目的で行った。その後、転がり疲れ試験片に必要な硬さに調整する目的で、SUJ2 に対しては 835℃での焼入れと 170℃での焼戻しを施した (工程⑦)。SCM420 に対しては 930℃での浸炭焼入れと 180℃での焼戻しを施した。それにより試験片表面硬さとしてロックウェル硬さで 62HRC 程度に調整した。

以降では、Fig.3 の工程⑧ (介在物を表出させるための工程) について説明する。工程⑧では前述の高周波グロー放電発光表面分析装置 GD-OES を利用した。同装置の試料室内のプラズマ発生部に試験片の Al_2O_3 埋設箇所が重なるようにしてセットし、Ar プラズマにより試験片の深さ方向にスパッタリングしながら Al 元素の発光強度の変化をリアルタイムでモニタリングし、発光強度が上昇傾向に転じた時点でスパッタを停止することで Al_2O_3 がわずかに表出した状態にとどめた。続いて、介在物が表出しているスパッタ面の試験片表面からの深さを測定顕微鏡 (株

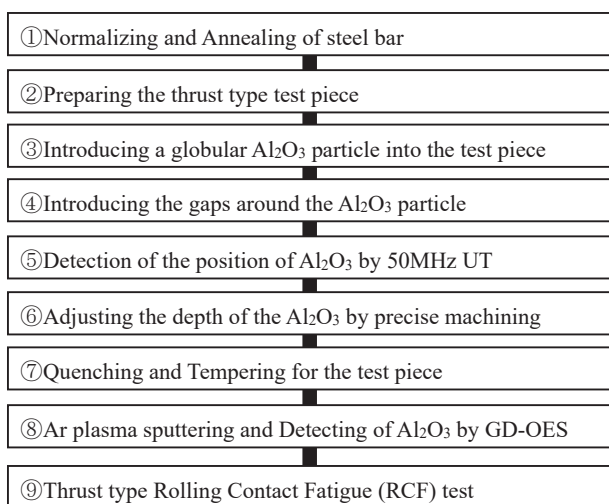


Fig.3 Flow chart of the newly-developed rolling contact fatigue test method.

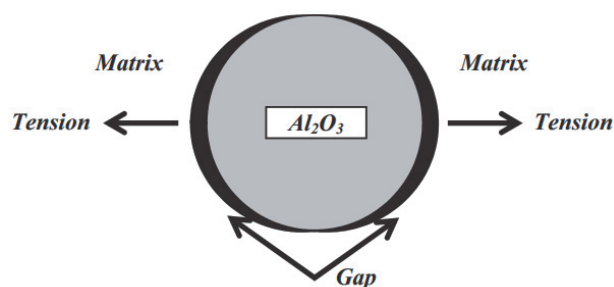


Fig.4 Schematic diagram of forced gap-introducing process²⁾.

Table 1 Chemical compositions of the steels (mass%).

Grade	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	O
SUJ2	1.00	0.26	0.36	0.015	0.006	0.06	1.41	0.02	0.019	0.0005
SCM420	0.22	0.29	0.82	0.018	0.012	0.11	1.08	0.15	0.029	0.0006

OLYMPUS 製 STM6) の Z 軸方向距離測定機能により計測し、その深さを考慮した研削を行い、最終的に試験片全体をバフ研磨により鏡面状態に仕上げた。このとき、表出 Al_2O_3 の脱落が起こらないようにして転がり疲れ試験を行うために、Fig.5 に模式図を示すように球形 Al_2O_3 の直径部分が試験片内部に位置するように表出状態の調整を行った。Fig.6 はバフ研磨後の表出 Al_2O_3 の観察事例である。

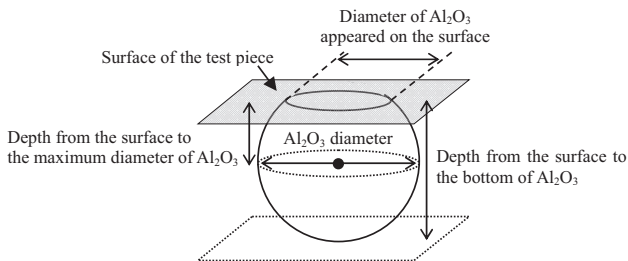


Fig. 5 Schematic view of the Al_2O_3 in the test piece for this study.

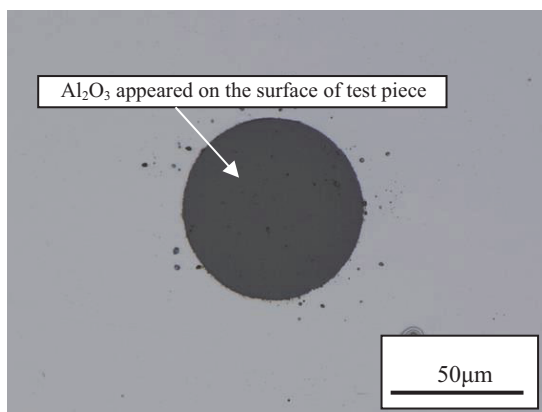


Fig. 6 Optical micrograph of the Al_2O_3 appeared on the surface of test piece.

続いてスラスト型転がり疲れ試験の方法（工程⑨）について示す。試験には、森式スラスト型転動疲労試験機を用い、準備した試験片（平板リング状）を下板に、型番 51305 の単式スラスト型軸受のレースを上板にして、それらの間に転動体を挟むように配置した。転動体には直径 9.525mm の鋼球 3 個を用い、それらを保持器により試験片上で 120° の角度で等配分されるように配置した。スラスト試験は、最大ヘルツ接触応力 P_{\max} を 4.5GPa とし、油浴潤滑とした条件のもと、表出した Al_2O_3 直上を転動体の転がり軌道幅の中央が通るようにして試験を行った。この場合の潤滑油には、転動体と試験片との間の油膜が保持されやすいように比較的粘度の高い VG68 のグレードのものを使用した。上記試験に関し、まず、表出介在物周囲のき裂の初期段階を観察する目的で、1,500 サイクルでの

途中止めを行った（鋼種:SUJ2, 埋設 Al_2O_3 径: 145 μm ）。続いて、破壊に至るき裂挙動を観察するためにはく離直前、およびはく離までの試験も行った。なお、はく離直前の状態で止める場合には、スラスト試験中に振動値のモニタリングを行い、振動値が急激に増加した時点での試験停止を行った。

続いて、介在物周囲のき裂挙動の観察方法を示す。本報で用いた試験片は、介在物が表出しているため、その位置の特定は容易である。試験後にはそれを利用して介在物の存在箇所において軌道面の観察を行った。また、軌道面に対して垂直な断面に対し、鏡面研磨を行ったのち研磨まま、もしくはエッチングを施してき裂の直接観察を行った。観察には光学顕微鏡や FE-SEM（株エリオニクス製 ERA-8900FE）を使用した。また、き裂の三次元可視化を通じてはく離過程をより明確化することを狙い、放射光を利用した CT 観察（CT: Computed Tomography, コンピュータ断層撮影）も行った。観察には大型放射光施設 SPring-8 のビームライン BL24XU を利用した。なお、本実験ではラミノグラフィー法による CT 撮影を行うため、放射光 X 線透過強度が十分に得られるように観察用試験片の厚さは 0.3mm 程度に調整した。その厚みの範囲内に軌道上の表出 Al_2O_3 およびその周辺（部分的なはく離部を含む）を内包するようにして 10mm 角 \times 0.3mm の薄片に仕上げた。CT 観察は、ビームエネルギーを 37keV、試料-検出器間距離を 40mm とし、実効画素サイズ（空間分解能）が 0.65 μm の条件下で実施した。CT 像の取得は、介在物を中心とした視野 1.3mm 内に対し、露光時間 0.2s、投影像撮影枚数 1500 枚 / 360° の条件で撮影することにより行った。取得した透過画像データにフィルター処理（Convolution Back-Projection 法による）を行い、二次元断層像として再構成した。CT 観察においては試料中で密度の異なる部分を高輝度 X 線が透過する際にコントラストの差が現れ、それは二次元断層像に反映される。これを利用して Al_2O_3 やき裂の部分と母相部分との識別を行った。続いて取得した二次元断層像を元にして、さらに画像解析ソフト（Thermo Fisher 社 Avizo ver 2021.1）を用いて三次元画像を構築し、 Al_2O_3 周囲のき裂形状を立体的に可視化した。また、得られた 3 次元き裂画像の検証のため、介在物物理設箇所におけるき裂の二次元断面観察による実態の確認も併せて行った。

4. 実験結果および考察

4.1 介在物の表出状態の確認結果

本実験に用いたスラスト型転がり疲れ試験片の介在物表出状態を確認するため、試験片に埋設した Al_2O_3 径と観察によって求めた表出 Al_2O_3 径をもとにして、表出介在物の表面から底までの深さ (Fig.5 に示した深さ) を算出した。Table 2 に本報で用いた 4 種類の Al_2O_3 径に対する試験片表面の表出径、および表面から底までの深さを示した。表出介在物の表面から底までの深さは埋設した Al_2O_3 の半径をいずれも超えていることから、狙い通り介在物の直径部分が試験片内部に位置した試験片を作製できていることが確認された。

4.2 表出介在物周囲に生じる初期段階のき裂の特徴

隙間を伴う $145 \mu\text{mAl}_2\text{O}_3$ の一部を表出させた SUJ2 製試験片に対し、寿命に対して極早期の段階とみなせる 1,500 サイクルでの途中止めスラスト試験を行い、 Al_2O_3 周囲の観察を行った。以下では、試験後の表出 Al_2O_3 の外観、および断面の観察結果を示す。

Fig.7 は試験後の軌道面上の表出 Al_2O_3 の光学顕微鏡観察結果である。表出 Al_2O_3 の周囲母相には転動体の移動方向 (Fig.7 の写真では左から右) と直交するしわ状の起伏が確認され、微小なき裂も観察された。したがって、後述するはく離寿命からみて疲労の極初期の段階である 10^3 サイクルオーダーで明らかな疲労の痕跡が認められている。

Fig.8 には、軌道に平行な方向における Al_2O_3 中心付近の垂直断面の FE-SEM 観察結果を示す。Fig.8(A) より、

Table 2 Detail of the Al_2O_3 artificially introduced into each test piece.

Grade	Al_2O_3 particle diameter	Diameter of Al_2O_3 appeared on the surface of test piece	Depth from the surface to the maximum diameter of Al_2O_3	Depth from the surface to the bottom of Al_2O_3
SUJ2	145 μm	67 μm	64 μm	137 μm
	171 μm	98 μm	70 μm	156 μm
	77 μm	49 μm	30 μm	68 μm
SCM420	151 μm	50 μm	71 μm	147 μm

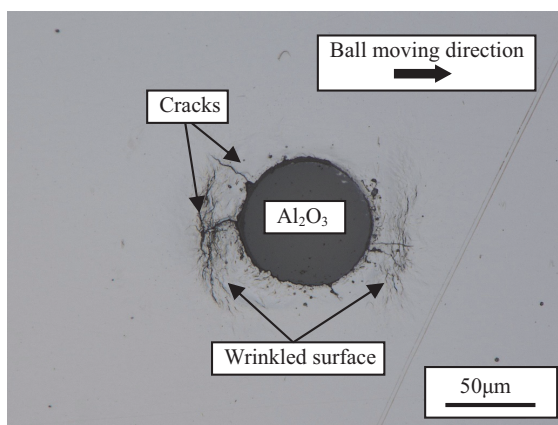


Fig. 7 Optical micrograph of Al_2O_3 appeared on the rolling track of SUJ2 test piece. Diameter of the artificially introduced Al_2O_3 is 145 μm . RCF test was interrupted at 1500 cycles under 4.5 GPa of P_{max} .

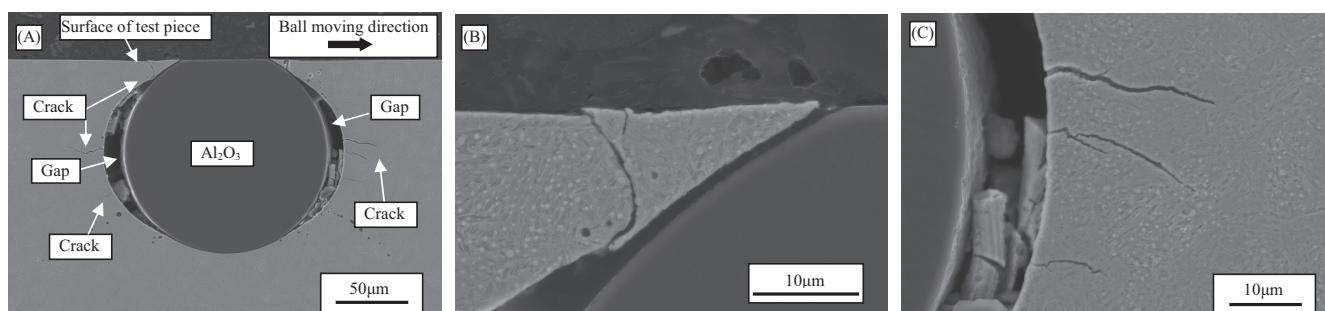




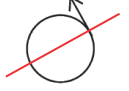
Fig. 8 Scanning electron micrographs of Al_2O_3 and the surrounding matrix at the cross section of SUJ2 test piece perpendicular to the raceway. Diameter of the artificially introduced Al_2O_3 is 145 μm . RCF test was interrupted at 1500 cycles under 4.5 GPa of P_{max} . (A) low magnification image, (B) high magnification image near the surface region and (C) the right side of Al_2O_3 .

事前に付与していた隙間が Al_2O_3 の左右（転動体の移動方向からみれば介在物の前後）に残存している様子が明瞭に確認できる。これは以降で示すき裂挙動が隙間の存在を前提として生じていることを示す。また、Fig.8(B)のように表面付近には、Fig.7で観察された表出 Al_2O_3 周囲母相のしわ、き裂に対応するとみられる微小な凹凸や、深さ方向のき裂が見られるが、これらの損傷は軽微であってはいく離につながる可能性は低いと考えている。一方、内部において Fig.8(C)のように Al_2O_3 周囲の母相表面から複数の転がり疲れき裂が発生していた。それらのき裂は軌道面を基準として見ると水平に近い向きを示した。また、き裂は Al_2O_3 の最大径付近で発生したものが最も長くなっており、最長のもので $23 \mu\text{m}$ であった。

著者らは、以前の研究において、隙間を伴う鋼中介在物を人工的に再現して行った転がり疲れ実験におけるき裂挙動と、転がり接触条件下での内部の空洞欠陥周囲の CAE による応力解析結果との対比を行っている²⁾。その際にも、軌道表面下の隙間を伴う Al_2O_3 （内部の介在物を模擬）の

周囲から軌道面に対して浅い角度でのき裂発生を確認している。また、転がり疲れが圧縮応力下の現象であるにもかかわらず CAE 解析から空洞周囲に高い引張主応力（モード I）の作用が予想され、その応力作用面の向きは軌道面に対して浅い角度になることが見出されている。両結果の対応をもとに、隙間を伴う介在物周囲からは転がり疲れに伴って生じる引張応力の作用でき裂が発生すると推定している。ここで Table 3⁶⁾ に著者らが以前に実施した平板と 3/8 インチの玉とのヘルツ接触 (P_{max} は 3.95GPa) を想定した表面下の直径 $20 \mu\text{m}$ の空洞周囲の二次元弾塑性応力解析結果を示す。表より、引張主応力の作用面の向きは空洞が表面に近いほど水平により近くなることが示される。この特徴は、表出 Al_2O_3 周囲に生じた水平に近いき裂の特徴と良く合致する。したがって、表出介在物（介在物周囲に隙間あり）の場合も、隙間を伴う内部介在物の場合と同様にモード I の引張応力の作用によって周囲にき裂が発生することが推定された。

Table 3 Stress analysis results around cavity⁶⁾. Pmax is 3.95GPa.

Depth of the pore	The maximum tensile stress	The position and the direction of the maximum tensile stress (Ball moving direction: left-to-right)	The direction of the maximum tensile stress plane
0.05mm	2286MPa		14.1°
0.12mm	2270MPa		17.6°
0.20mm	2122MPa		29.2°

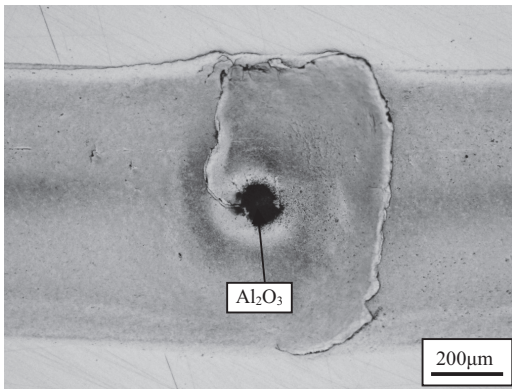


Fig. 9 Optical micrograph of the crack around the Al_2O_3 on the rolling track of SUJ2 test piece. Diameter of the artificially introduced Al_2O_3 is $171 \mu\text{m}$. RCF test was interrupted at 1.07×10^6 cycles under 4.5 GPa of P_{max} . Ball moving direction is left to right.

4.3 表出介在物を起点とするはく離の特徴

はく離の特徴を明らかにするため、短寿命はく離に関与しうる比較的大型の介在物を用いて転がり疲れ試験を行った結果を以下に示す。ここでは、周囲に隙間を伴う直径 $171 \mu\text{m}$ の Al_2O_3 の一部を表面に表出させた SUJ2 製試験片を使用した。この実験でははく離直前で試験を停止しており、停止サイクル数は 1.07×10^6 サイクルであった。それに対して、上述したように 1,500 サイクル時点で表出 Al_2O_3 周囲にき裂が認められる状況からみて、き裂発生は寿命の極早期の段階で起こり、寿命の大半はき裂伝ば過程で占められることが明らかである。これらの特徴は内部介在物に関する他の研究例においても同様に認められている^{7,8)}。

Fig.9 は軌道面上の観察結果であり、試験片内部から表面に向かって到達したとみられるき裂が表出 Al_2O_3 を取り

囲むようにして観察された。また、転動体の移動方向からみて表出 Al_2O_3 後方にある表面き裂は、軌道幅全体に渡って広がっている様子が認められた。Fig.10 は軌道に平行な方向の垂直断面を観察したものであり、 Al_2O_3 のほぼ中心付近の断面である。き裂は Al_2O_3 の最大径付近において転動体の移動方向前後にほぼ水平に母相中を大きく伝ばしたのち、表面に向かって伝ば方向を徐々に変え、表面に到達している様子が明瞭に観察された。

続いて、SUJ2 との鋼種の違いによるき裂挙動への影響を見るために周囲に隙間を伴う直径 $151 \mu\text{m}$ の Al_2O_3 の

一部を表出させた SCM420 製試験片に対して、はく離するまで転がり疲れ試験を行った結果について示す。このときははく離は 6.1×10^5 サイクル時点で生じた。Fig.11 の軌道面の光学顕微鏡観察結果において、表出 Al_2O_3 を囲むようにき裂が表面に現れている様子は SUJ2 における挙動 (Fig.9 参照) と類似していた。また、はく離はそれらのき裂と連結するように一部において生じていた。

次に、上記の SCM420 製試験片に対して、き裂挙動を立体的に捉えるために放射光 CT 観察をもとに作成した表出 Al_2O_3 周辺のき裂の三次元画像を Fig.12 に示す。

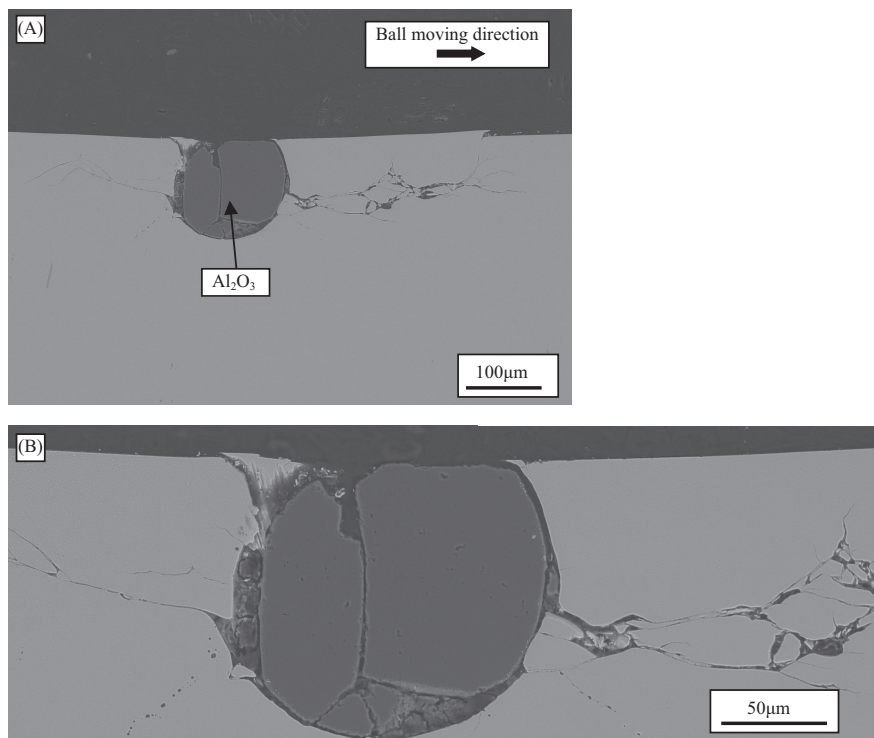


Fig. 10 Scanning electron micrographs of Al_2O_3 and the surrounding matrix at the cross section of SUJ2 test piece perpendicular to the raceway. Diameter of the artificially introduced Al_2O_3 is $171 \mu\text{m}$. RCF test was interrupted at 1.07×10^6 cycles under 4.5 GPa of P_{max} . (A) low magnification image, (B) high magnification image.

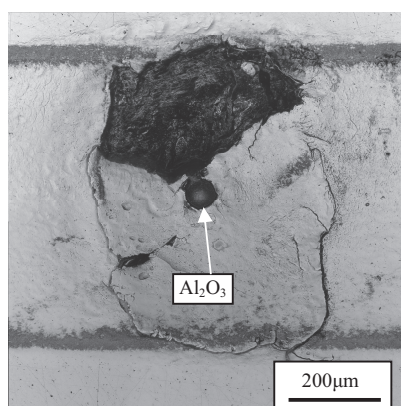


Fig. 11 Optical micrograph of the flaking from Al_2O_3 appeared on the rolling track of SCM420 test piece. Diameter of the artificially introduced Al_2O_3 is $151 \mu\text{m}$. Flaking occurred at 6.1×10^5 cycles under 4.5 GPa of P_{max} . Ball moving direction is left to right.

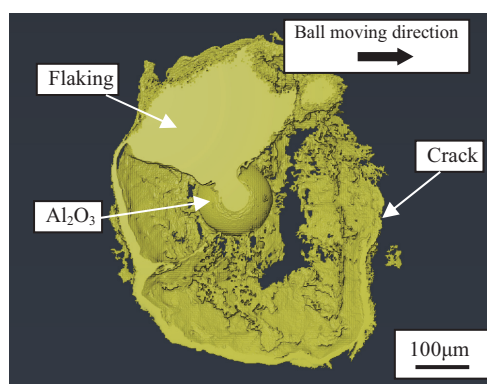


Fig. 12 3-Dimensional CT image of Al_2O_3 and surrounding crack in the matrix of SCM420 test piece. Diameter of the artificially introduced Al_2O_3 is $151 \mu\text{m}$. Flaking occurred at 6.1×10^5 cycles under 4.5 GPa of P_{max} . Ball moving direction is left to right.

Fig.11 と Fig.12 はいずれも試験を行った面を上から観察した結果である。両者を対比すると、部分的にはく離が生じている部分は母相が存在しないために三次元画像上ではき裂と同様の明るいコントラストで観察されていることが分かる。また、Fig.11 で表出して見られたき裂は、Fig.12 の三次元画像において可視化された内部のき裂とつながっている様子が確認される。さらに、主要なき裂面は、表出 Al_2O_3 を中心として転がり方向前後ならびに軌道幅方向に同程度に広がっている様子も見られる。続いて、そのき裂の向きを確かめるため三次元画像をもとに Al_2O_3 の中心付近を通る垂直断面で見た場合の画像を作成した。なお、画像は紙面の奥行方向に複数枚分の透過画像を合成して作成しており厳密な二次元画像ではない。Fig.13(A) に示す軌道に平行な方向の垂直断面画像から、表出 Al_2O_3 の最大直径付近からの内部でのき裂発生とその概ね水平方

向への伝ば、およびそれに続く表面に向かうき裂伝ばの様子を見ることができた。Fig.13(B) に示す軌道直交方向での垂直断面画像は、やや鮮明さには欠くものの全体的に見て軌道平行方向断面に類似したき裂挙動となっていた。

Fig.14 には軌道に平行な方向での Al_2O_3 中心付近の垂直断面から見た場合のき裂の直接観察結果を示す。SCM420 浸炭焼入れ材における内部の Al_2O_3 周辺なき裂挙動はズブ焼きによる SUJ2 材と同様であり、 Al_2O_3 の最大断面付近の母相から発生したき裂が概ね水平に母相中を伝ばした後、き裂がその方向を連続的に変えながら表面に向かって伝ばし、はく離をもたらしていることが確認された。これは、CT で三次元的に観察した傾向とも一致した。このようにはく離に関与した主要なき裂の伝ば挙動を三次元的に可視化するうえで、CT 観察手法は極めて有力な手段として利用できる。一方で、断面観察においては

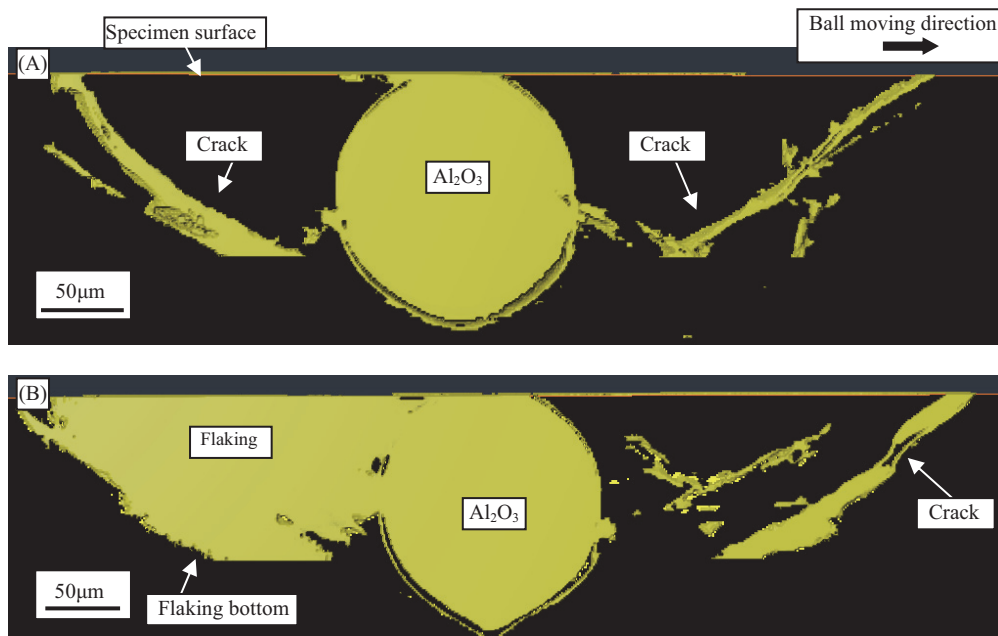


Fig. 13 Cross sectional image of perpendicular to the raceway of Fig. 12. (A) parallel to the overrolling direction and (B) radial direction. Ball moving direction is left to right for (A) and front to back for (B).

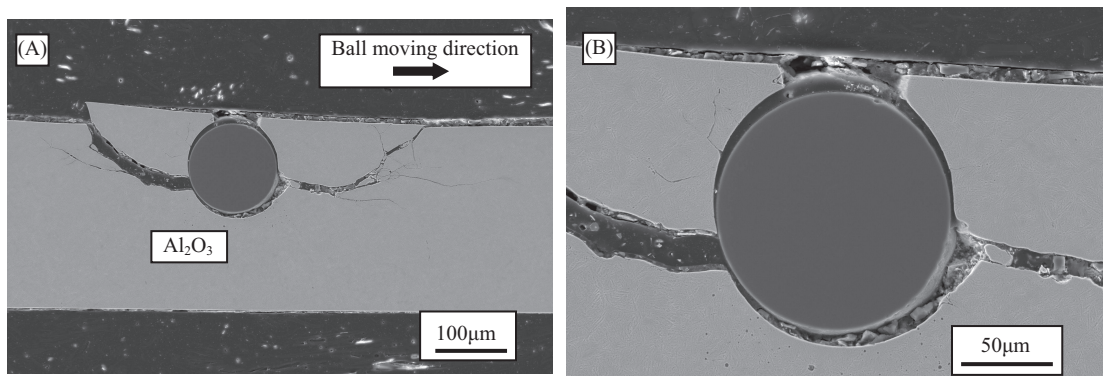


Fig. 14 Scanning electron micrographs at the cross section perpendicular to the raceway of SCM420 test piece. Diameter of the artificially introduced Al_2O_3 is $151 \mu\text{m}$. Flaking occurred at 6.1×10^5 cycles under 4.5 GPa of P_{max} . (A) low magnification image of Al_2O_3 and the surrounding cracks and (B) high magnification image.

離に繋がる主き裂以外にもき裂は散見されているが、CT像ではそれらの多くは可視化できていなかった。その理由は、FE-SEMでのき裂詳細観察に基づくと、き裂面間が閉じているか、またはき裂面間隔が小さいために、いずれもCT観察の空間分解能 ($0.65 \mu\text{m}$) 以下となったためと推定される。

次に表出介在物とのき裂挙動の対比のため、鋼材内部に隙間を伴う Al_2O_3 を人工的に配置した場合の転がり疲れき裂について筆者らの以前の観察事例を Fig.15²⁾ に示す。実験に使用した Al_2O_3 径は $201 \mu\text{m}$ で、試験条件は本報と同様にして行っており、試験停止サイクル数は 1.74×10^6 サイクルである。Fig.15(A) の軌道面の観察、および Fig.15(B) の軌道に平行な方向での Al_2O_3 中心付近の垂直断面観察の結果からみて、はく離寸前の段階とみなせる。試験片内部に位置し、試験に先立ち周囲に隙間を付与した Al_2O_3 からは、転がり方向前後の介在物最大径付近で発生した母相内のき裂が長く伝ばする様子が見られている。この挙動は、本報の表出 Al_2O_3 (周囲に隙間を伴う) からのき裂発生状況、およびき裂伝ば過程と良く似ている。すなわち、表出介在物からのはく離は、表面を起点として起こるのではなく、内部起点型はく離と実質的に同様のメカニズムによって起こることが強く推定された。

なお、内部介在物起点のき裂の事例に比べて、表出介在物からのき裂の角度はより水平に近いが、これは Table 3⁶⁾ で示した通り欠陥周囲の引張主応力の作用面の向きが表面に近いほど水平に近づくことが関係していると推定する。実際、Fig.10, 14 事例の表出介在物における軌道表面から主き裂までの深さはそれぞれ $86 \mu\text{m}$, $87 \mu\text{m}$ であり、一方の Fig.15 の内部介在物の場合の深さは $106 \mu\text{m}$ であることから、表出介在物からのき裂の方がより表面に近かったことを確認している。

4.4 転がり疲れに及ぼす表出介在物の大きさ、および深さの影響

これまでの検討から、表出介在物のき裂発生過程や、はく離に至るき裂伝ば過程は内部介在物の場合と類似した機構であることを見出せた。以下では、寿命の大半を占めるき裂伝ば過程の支配因子についてさらに検証を行った。

内部起点型転がり疲れでは、き裂挙動に対してモードIIの水平せん断応力 (τ_0) が関与するとの見方は従来から根強くある。当社も、き裂伝ばに関し、介在物周囲のき裂が水平に近い伝ばを経てはく離に至る挙動からみて、水平せん断応力の関与を想定している。また、転がり疲れ寿命を破壊力学的指標を用いて整理する試みも過去に行われており、下限寿命が水平せん断応力と、き裂とみなしうる欠陥の大きさ (介在物や人工的に導入した空洞欠陥) の双方に影響を受けると推定されている⁹⁻¹¹⁾。今回開発した実験方法は、短寿命はく離に関与しうる比較的大きな介在物についてその表出深さを制御した実験を可能にする。これを利用すれば、試験片内部で τ_0 が最大になる深さよりも浅い位置に介在物を配置することが可能となり、それによって介在物への作用応力を低下させることができる。そのような実験を行い、き裂が伝ばする深さと欠陥との関係を探ることにより、破壊力学的観点を変えたき裂伝ば支配因子の検証が可能と考えた。

以下では、周囲に隙間を伴う直径 $77 \mu\text{m}$ の Al_2O_3 の一部を表出させた SUJ2 製試験片に関し、その表面から底までの深さを $68 \mu\text{m}$ に調整してスラスト型転がり疲れ試験を行った結果を示す。試験時の P_{max} を 4.5GPa とした実験条件下で τ_0 が最大になる深さは $100 \mu\text{m}$ ほどと求められ、同試験片の介在物の深さはそれよりも浅い位置にある。同試験片では 5.14×10^6 サイクルではく離が生じており、Fig.16(A) の通り、はく離中央付近に表出 Al_2O_3 (はく離に伴い脱落) が位置する状況から Al_2O_3

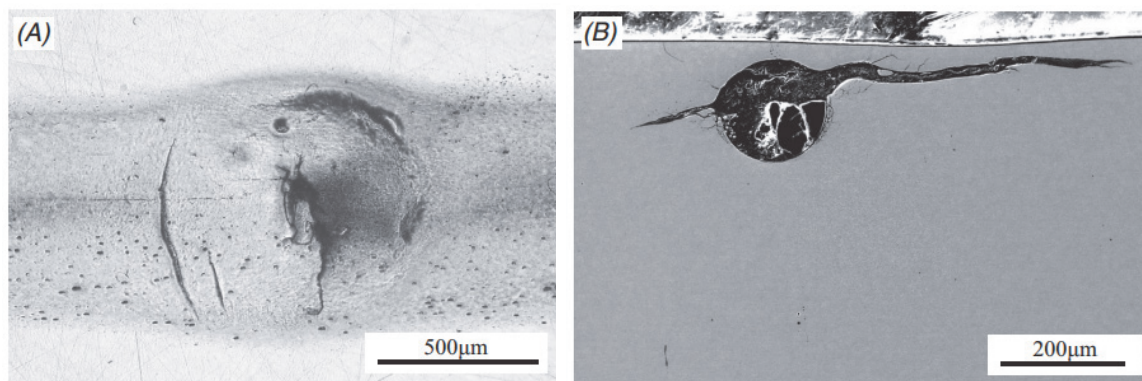


Fig.15 (A) Appearance of the rolling track of SUJ2 test piece and (B) its cross-sectional micrograph. Flaking occurred at 1.74×10^6 cycles under 4.5GPa of P_{max} .²⁾ The test piece included artificially introduced globular Al_2O_3 of diameter $201 \mu\text{m}$. Ball moving direction is left to right.

を起点としたはく離とみなされる。寿命のオーダーは、上述したはく離直前で試験を停止した事例（埋設 Al_2O_3 径：171 μm ，停止サイクル： 1.07×10^6 ）ならびにはく離した事例（埋設 Al_2O_3 径：151 μm ，はく離サイクル： 6.1×10^5 ）に比べて明らかに長く、欠陥サイズが小さいことが長寿命化に関与した可能性がある。そこで、さらなる検証のため、はく離の詳細観察を行った。Fig.16(B)は、転がり方向に平行な Al_2O_3 中心付近の垂直断面の観察結果である。はく離をもたらした主き裂は、 Al_2O_3 の直径部よりも深い位置で伝ばしている様子が見られた。このことは、 Al_2O_3 周囲に事前に付与した隙間も含めて欠陥大きさが最大となる深さで主き裂が伝ばしていないことを示す。この特徴から、欠陥大きさの影響に加え、主き裂深さにおける作用応力の影響があり、それら双方の兼ね合いによってき裂伝ば挙動が決まることが予想される。

作用応力と欠陥大きさは、いずれも破壊力学指標であ

る応力拡大係数幅 (ΔK) のパラメータであることから、以降では破壊力学的観点からき裂挙動の検証を行った。この応力拡大係数幅は、き裂先端付近の応力分布を表す応力拡大係数の変動幅を示し、き裂伝ば挙動と密接に関連することが知られる。ここでは、モードIIの応力拡大係数幅として $\Delta K_{II}'$ を(1)式のように定義した。

$$\Delta K_{II}' = 2\tau_0 \sqrt{(\pi a)} \dots (1)$$

(1)式は本報独自のものではなく、既に過去の転がり疲れの研究⁹⁾において検討に用いられている。その考え方の前提として、き裂伝ば関与応力としてモードIIの両振りの水平せん断応力振幅 $2\tau_0$ が想定されている。また、 a は疲労の初期に介在物から発生したき裂長さとして介在物寸法とを足し合わせた大きさ $2a$ の半分の値とするのが適切であるものの、その特定は容易でないため、代わりに欠陥の半径を a として用いている。さらに、伝ばに伴いき裂長

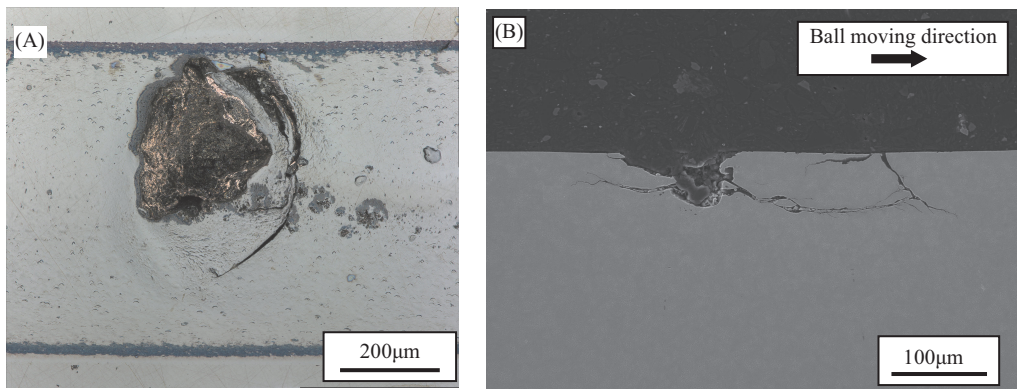


Fig. 16 (A) Appearance of the flaking originated from the Al_2O_3 , 77 μm in diameter, appeared on the rolling track of SUJ2 test piece and (B) its cross-sectional micrograph. Dotted circle in (A) indicates the diameter of the artificially-introduced Al_2O_3 . Flaking occurred at 5.14×10^6 cycles under 4.5 GPa of P_{max} . Ball moving direction is left to right.

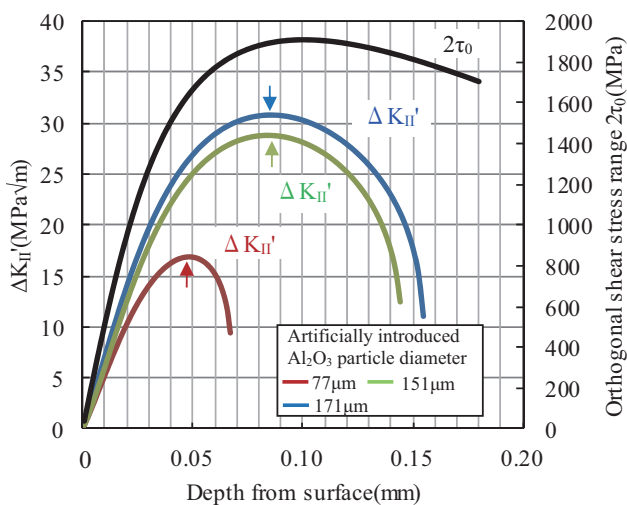


Fig. 17 Relationship between the $\Delta K_{II}'$, the orthogonal shear stress range ($2\tau_0$) and the depth from the surface of the test pieces in this study. $2\tau_0$ at 4.5 GPa of P_{max} is calculated based on Hertzian contact theory. Arrows indicate the depth of main crack around Al_2O_3 in this study.

さが変化することに対応した ΔK の変化は考慮しないこととし、本来の ΔK とは区別して $\Delta K'$ と表記して取り扱っている。以下、本報の表出介在物の転がり疲れ実験結果をもとに、応力拡大係数幅の考え方を導入して主き裂が伝ばした深さに関する検証を行った。

検証にあたり、応力拡大係数幅 $\Delta K_{II}'$ を次の要領で計算した。まず、ヘルツの弾性接触理論に基づき、転がり接触をしている表面からの各深さにおける $2\tau_0$ を算出した。 P_{max} は実験に合わせて 4.5 GPa として計算した。続いて、軌道面に対し垂直方向から見た場合の表面からの各深さにおける Al_2O_3 の二次元投影径を計算によって求めた。本検討では、便宜的にその投影径の半分の値を a として用いることとした。これは本来は介在物周囲に発生するき裂の長さを加味する必要があるものの、その把握が困難なことによる。最終的に上記要領で求めた $2\tau_0$ と a の値から $\Delta K_{II}'$ を算出した。

Fig.17 に本報における 3 種類の Al_2O_3 表出転がり疲れ試験片 (1,500 サイクル途中止めの試験片は除く) に関

する $\Delta K_{II}'$ と軌道表面からの深さとの関係を示す。同図には、併せて各試験片における主き裂の伝ばしている深さを矢印で示し、またヘルツの弾性接触理論から計算した $2\tau_0$ の深さ方向変化についても示した。ここで、主き裂は転動体の移動方向からみて Al_2O_3 の前後の母相において見られており、それらが伝ばしている平均深さを主き裂の深さとした。結果として、主き裂の深さは $\Delta K_{II}'$ が最大となる深さと極めて良く一致し、 $\Delta K_{II}'$ が表出介在物周囲の母相で生じたき裂挙動の支配因子であることを見出した。特に、表面に表出させた直径 $77 \mu m$ の Al_2O_3 における主き裂深さは、 $2\tau_0$ が最大となる深さよりも明らかに浅く、き裂伝ば挙動がモードIIの応力成分 $2\tau_0$ のみならず、欠陥の大きさの影響を受けることを強く裏付けている。また、この挙動から、同試験片が長寿命を示した理由が介在物径が小さいことのみ起因したものではなく、き裂が伝ばした深さにおける作用応力が小さいことも影響を及ぼしたとみることができる。

周囲に隙間を伴う表出介在物について、推定されたき裂モデルを当社で既に見出している内部介在物のき裂モデル²⁾とともに Fig.18 に示す。両モデルは概ね類似しており、表出介在物の方がより水平に近いき裂発生と伝ばを経てはく離に至ると推定している。また、き裂は応力拡大係数幅 $\Delta K_{II}'$ が最大となる深さ付近で生じたものが優先伝ばすると推定され、本報の実験範囲では少なくとも $\Delta K_{II}'$ が $17MPa \sqrt{m}$ 程度であれば伝ばしてはく離に至ることが示された。この値は、従来報告されているモードIIの応力拡大係数幅の下限界値 ΔK_{IIth} ($3 \sim 15MPa \sqrt{m}$ の範囲での報告例有り¹²⁻¹⁴⁾) の最大値を上回るレベルであった。ただし、前記の ΔK_{IIth} は転がり疲れ環境下で求められたものではない。一方、転がり疲れ環境下に対しても $\phi 0.05$

$\sim 0.1mm$ の微小ドリル穴周囲のき裂の停留挙動をもとに ΔK_{IIth} を求めた事例では、 $6 \sim 8MPa \sqrt{m}$ の値が示されている¹⁵⁾。また、高精度 UT により予め位置と寸法が特定された鋼中介在物に対する転がり疲れ試験が行われた事例では⁹⁾、 $\Delta K_{II}'$ が $6.6MPa \sqrt{m}$ 以下ではく離が生じないことが推定されている。これらの報告値との対比においても、 $\Delta K_{II}'$ が $17MPa \sqrt{m}$ 程度の場合にき裂の伝ばが生じた本報の結果は妥当と考えられる。部品の信頼性確保に向けて望まれている転がり疲れ寿命予測や、寿命信頼性向上対策の考え方の根拠として、介在物に対する ΔK_{IIth} を明らかにすることは重要な課題であり、本報で示した実験方法はその検証の有力手段として利用できる。

最後に、表出介在物に関する長寿命化方策や有害性軽減の考え方について検討を行った。表出介在物のき裂挙動は上述の通り、 $\Delta K_{II}'$ の影響を強く受けることが示された。また、転がり疲れによるモードIIの繰返し応力環境下で ΔK_{IIth} が存在しうることは既に示されている。したがって、長寿命化に対して応力拡大係数のパラメータである欠陥の大きさや作用応力の両視点からのアプローチを考えることができる。まず、従来から長寿命化対策として有効とされてきた鋼中の介在物小径化は、表出介在物に対しては、欠陥を小さくする効果に加え、水平せん断応力 τ_0 の特徴 (τ_0 が最大となる深さ以下では表面に近いほど τ_0 が低下) からみて欠陥周囲の作用応力を低減する効果も得られる。それによる $\Delta K_{II}'$ の低下を通じて長寿命化に対して特に有効な方策になると考えられる。表面の介在物を模擬した微小ドリル穴を活用した他社研究事例では、表面への圧縮残留応力付与が寿命向上に有効との報告もあり¹⁶⁾、実部品に適用可能であれば介在物小径化との相乗的な効果が期待できる。また、作用応力に関し、本報のスラスト型転がり

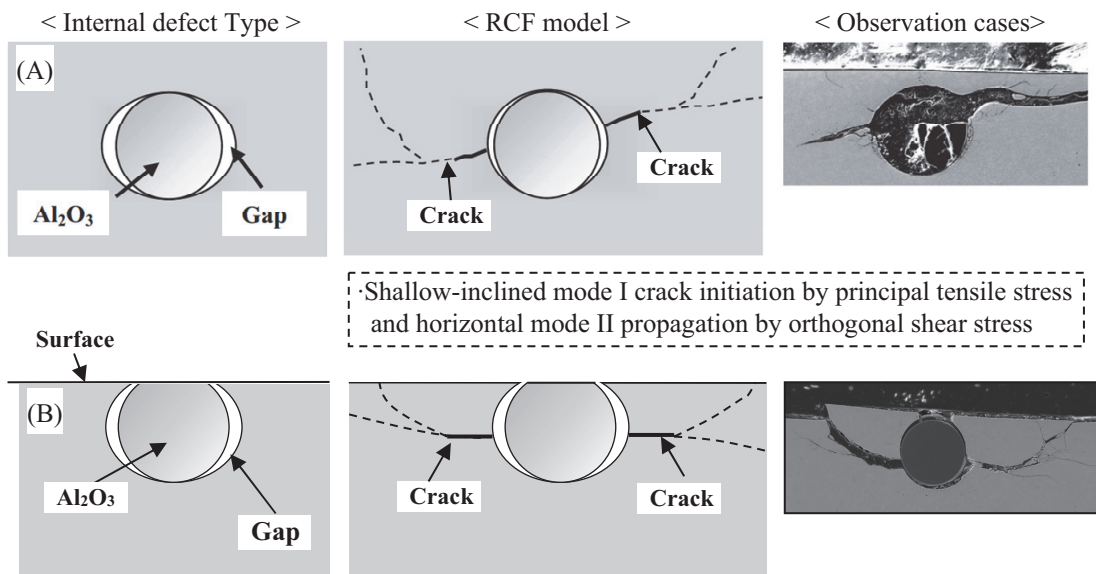


Fig. 18 Estimated RCF models and their observation cases for (A) an inclusion with gaps²⁾ and (B) an inclusion accompanied by gaps and partially appeared on the surface.

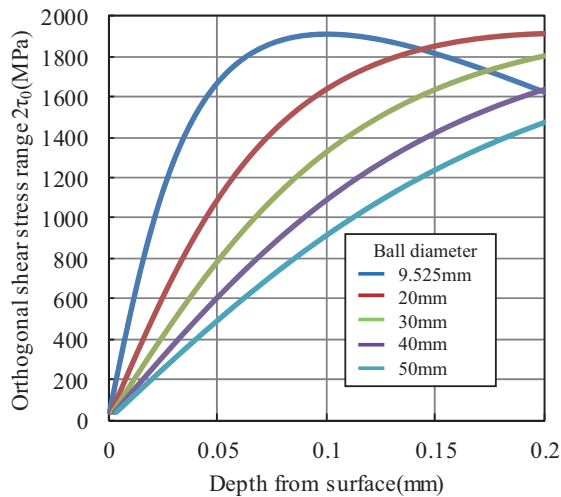


Fig. 19 Relationship between the depth from the surface and the calculated orthogonal shear stress range for the balls of various diameters under 4.5GPa of P_{max} .

疲れ試験のような転動体（玉）と平板とのヘルツ接触を想定し、 P_{max} を 4.5GPa で一定として転動体の大きさを変化させた場合の $2\tau_0$ の計算結果を Fig.19 に示す。図より前述した τ_0 の特徴と相まって、転動体が高い場合ほど同一のヘルツ接触応力のもとで表面付近の $2\tau_0$ が低下すると予測される。したがって、風発用等の大型の軸受においては、大型介在物が十分に低減されていることを前提として、介在物が軌道上に表出しているような場合でも表面付近における ΔK_{II} が低くなり、寿命に有害な欠陥として作用しにくいことが推定される。

5. 結言

本報において、昨今の軸受使用環境の過酷化の傾向を念頭におき、軌道に表出した介在物の影響を明らかにするため、介在物周囲のき裂挙動の直接観察を行った。観察の実現のため、当社開発済みの介在物人工埋設技術に高周波グロー放電スパッタ手法を組み合わせることで介在物表出転がり疲れ試験片を作製する方法を新たに確立した。それを活用した実験とき裂の観察に基づき、表出介在物のき裂挙動を解明し、さらにそのき裂モデルの推定のもと長寿命化や有害性軽減のための考え方を提示した。以下に得られた主要な結論について示す。

- ・表出介在物（母相との界面に隙間を伴う）におけるはく離は、表面起点型ではなく内部起点型になることを見出した。
- ・はく離に至るき裂モデルは、隙間を付与した内部介在物起点のき裂モデルと類似することを明らかにし、表出介在物周囲からの概ね水平のき裂の発生・伝ばを経てはく

離に至ることを示した。

- ・表出介在物の深さを制御した実験から、同介在物周囲の主き裂の伝ばの挙動が破壊力学指標である応力拡大係数（本報では ΔK_{II} ）の影響を強く受けることを明らかにした。これより ΔK_{II} における水平せん断応力の分布や欠陥の大きさの影響を考慮すると、表出介在物の存在を想定した場合の長寿命化や有害性軽減に対して軸受用鋼中の介在物小径化は特に有効な対策になると推定された。
- ・本報で調査した SUJ2 鋼（ズブ焼き材）と SCM420 鋼（浸炭焼入れ材）の結果から、鋼種や熱処理が異なる場合にも、共通した転がり疲れき裂挙動を示すことを明らかにした。

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 の兵庫県ビームライン BL24XU 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。

参考文献

- 1) 藤松威史：山陽特殊製鋼技報，25（2018）1，31-37.
- 2) T. Fujimatsu, "Investigation of Fatigue Behavior around Nonmetallic Inclusion Using a Newly Developed Rolling Contact Fatigue Test Method," in Bearing Steel Technologies: 12th Volume, Progress in Bearing Steel Metallurgical Testing and Quality Assurance, ed. J. Beswick (West Conshohocken, PA: ASTM International, 2020), 103-130, <https://doi.org/10.1520/STP162320190100>.
- 3) 藤松威史：山陽特殊製鋼技報，28（2021）1，43-48.
- 4) 平岡和彦：大阪大学工業会誌 Techno Net, (一社) 大阪大学工業会，565（2014），11-12.
- 5) 藤松威史，眞鍋亮太：山陽特殊製鋼技報，26（2019）1，41-50.
- 6) 藤松威史，平岡和彦，山本厚之：鉄と鋼，94（2008）1，13-20.
- 7) D. Nelias, M. L. Dumont, F. Champiot, A. Vincent, D. Girodin, R. Fougères and L. Flamand : Transactions of the ASME Journal of Tribology, 121（1999）2, 240-251.
- 8) 宇田川毅志，管 勝徳，松田 剛，西川友章：CAMP-

ISIJ, 21 (2008), 1398.

- 9) 常陰典正, 平岡和彦: 鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発プロジェクト 第2回シンポジウム講演予稿集, (2012), 119-120.
- 10) T. Fujimatsu, T. Nakamizo, M. Nakasaki, N. Tsunekage: ASTM Spec Tech Publ, 1580 (2015), 147-172.
- 11) 藤松威史, 中溝利尚, 中崎盛彦, 常陰典正: 山陽特殊製鋼技報, 23 (2016) 1, 47-61.
- 12) 藤井幸生, 前田喜久男, 大塚昭夫: 材料, 50 (2001) 10, 1108-1113.
- 13) 村上敬宜, 福原健人, 濱田 繁: 材料, 51 (2002) 8, 918-925.
- 14) 松永久生, 村本諭始, 庄村直哉, 遠藤正浩: 材料, 58 (2009) 9, 773-780.
- 15) 橋本翔, 小俣弘樹, 松永久生: 日本機械学会論文集, 83 (2017)852, 16-00585.
- 16) 伊藤博史, 下地いずみ, 名取理嗣, 宮本祐司, 飛鷹秀幸: トライボロジー会議予稿集, 伊勢 2018-11 (2018), B3.



眞鍋 亮太



藤松 威史