

一般社団法人日本鉄鋼協会 学術記念賞（西山記念賞）受賞報告 「軸受鋼の転がり疲れに関する研究手法の高度化とメカニズム提示」

藤松 威史*

FUJIMATSU Takeshi

このたびの同賞受賞にあたり、関係する皆様方からの多くのご指導、ご協力を賜りました。ここに深く御礼を申し上げます。以下では、受賞理由となりました「軸受鋼の転がり疲れに関する研究手法の高度化とメカニズム提示」について、その研究の概要をご紹介します。



1. はじめに

世界的な地球環境保全の機運の高まりから、CO₂排出量抑制に有利な風力発電の拡大や自動車電動化の流れが加速している。そのため従来にも増して部品の小型軽量化や伝達効率向上が望まれ、それに伴って部品に組み込まれる転がり軸受の使用環境の過酷化（接触面圧の上昇、低粘度潤滑化等）が予想されている。対する我々鋼材メーカーには、それに耐える鋼材を提供して製品実現に寄与することが求められている。

転がり軸受において、その基本構成要素である転動体と軌道輪との転がり接触領域内にはギガパスカル（GPa）オーダーの高面圧が加わる。そして、その影響から、軌道輪の表面から少し内部に入った所に高い応力（接触面圧に応じたせん断応力）が繰り返して作用し、転がり疲れが進行する。これに伴い部品内部でき裂が発生・伝ばし、軌道表面に到達してはく離するのが軸受の代表的な破損モードである^{1,2)}。このとき、軸受用鋼中に含まれる非金属介在物（以下、介在物と略す）がき裂起点になると考えられてい

る³⁾。

介在物は鋼の精錬過程に由来して不可避免的に含有される異物であり、酸化物、硫化物、窒化物等がある。介在物は、その周囲に応力集中が起こり、き裂を発生させやすくする作用を持つ。特に酸化物は有害性が高いとされ、酸素含有量を低減する高纯净度鋼の造り込み技術の進歩により大幅な軸受寿命向上が実現されている⁴⁾。ただし、冒頭の軸受使用環境変化への対応から、介在物起因はく離への対策がいつそう必要になる。特に工業的にみて、想定寿命より短期間でのく離を抑制する有効策の見出しや、下限寿命の定量的予測技術の確立が望まれている。

その実現に向けて、転がり疲れのはく離メカニズムを知り、介在物大きさと寿命の関係を明らかにする必要がある。介在物の影響に関し、例えば、き裂の発生・伝ばに引張応力が関与するモードⅠ型疲労（回転曲げ疲労や引張圧縮疲労など）では、介在物大きさが疲労強度の支配因子の一つであることが明らかにされている⁵⁾。一方、モードⅡのせん断応力支配とされてきた転がり疲れの場合、介在物大きさと寿命との間に相関は見られるものの^{6,7)}、寿命ばらつきは無視できない程に大きく、両者の関係性は明確ではなかった。転がり疲れが部品内部で進行し、その直接観察が困難であることが転がり疲れの現象解明を妨げており、それをブレイクスルーするために研究手法の高度化を図った。そして、それをういた研究のもと、介在物起点はく離の推定メカニズムを提示することができている。以下に研究の主な内容を示す。

2. メカニズム解明に向けた課題の抽出

転がり疲れによるはく離は疲労破壊に他ならず、そのメカニズムに迫るには疲労破壊を支配するき裂の発生・伝ば挙動の検証が欠かせない。以下、き裂挙動に関する従来研究を参考としてメカニズム解明のために取り組むべき課題を抽出した。

転がり疲れのき裂発生挙動に関して、Neliasら⁸⁾や宇田川ら⁹⁾の研究がある。Neliasらは、最大ヘルツ接触応力

* 研究・開発センター 基盤研究室 材料研究グループ長 博士（工学）

P_{max} を3.5 GPaとした条件のもとM50鋼の転がり疲れ試験を行い、き裂挙動を精密超音波探傷(UT)のエコー情報により調べている。それによれば、 10^5 サイクル時点で内部の欠陥からき裂が発生しているとみられている。一方、より高面圧 ($P_{max}=4.2$ GPa) での同鋼のはく離サイクル数は 5.7×10^7 サイクルであり、その対比から、き裂発生時期は少なくとも全寿命の1/500以下とみなせる。つまり、転がり疲れのき裂発生は疲労の極早期に起こり、寿命の大半はき裂伝ばの期間が占めると考えられる。宇田川らの研究でも、寿命の極早期にあたる 10^4 サイクルオーダーでのき裂発生が報告されている。

き裂伝ばに着目した研究として、当社は独立行政法人(現・国立研究開発法人)新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の助成事業「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⁷⁾」に参画し、介在物寸法と寿命の関係を破壊力学的見地から検証し、疲労過程をモデル化することを狙い、主導的に研究を行った。同研究では、SUJ2鋼を用い、UTで寸法を評価した介在物ならびに大型介在物を模擬して付与したドリルホール欠陥に対する転がり疲れ試験(P_{max} は4.0~5.3 GPa)が行われ、Fig.1⁷⁾の結果を得ている。同図では、き裂伝ば速度を支配する破壊力学指標である応力拡大係数($\Delta K_{II}'$ と表記)を横軸に用いてある⁷⁾。ここでは $\Delta K_{II}'=2\tau_0\sqrt{\pi a}$ と定義されている。 $2\tau_0$ はモードIIの水平せん断応力振幅であり、 a は本来の定義であるき裂長さの1/2を用いる代わりに介在物やドリルホールの半径が用いられている。

Fig.1において $\Delta K_{II}'$ 値が低いほど、つまり $2\tau_0$ を一定とすれば介在物径やドリルホール径が小さいほど長寿命化している。このことは介在物小径化が有効な長寿命化方策であることを裏付けている。また、図中の実線付近で寿命は下限値を示し、この場合の寿命と $\Delta K_{II}'$ 値には負の相関関係が見られる。このような関係性があることは、工業上重視される部品の下限寿命の定量予測の実現に期待を抱かせる。一方で、図中の介在物小径側(低 $\Delta K_{II}'$ 側)で顕著なように、同様の介在物径に対して寿命は長寿命側に大きくばらつく特徴があり、その原因は明らかとはなっていない。

以上に関し、き裂発生時期を寿命の極早期とみれば、寿命はき裂の伝ばに律速されるはずである。しかし、上記の通り、寿命が下限値を示す場合を除いて介在物径と寿命の間に単純な関係性は見られない。したがって、介在物から発生したき裂の伝ば過程には、何らかの原因によりバリエーションがあるものと予想される。また、その伝ば過程のバリエーションに対し、伝ばに先立つき裂発生の状況が影響を及ぼしている可能性が高い。したがって、転がり疲れはく離のメカニズムに迫るためには内部のき裂発生・伝ば挙動を直接的に観察してその挙動を検証することが不可欠の課題であると考えた。

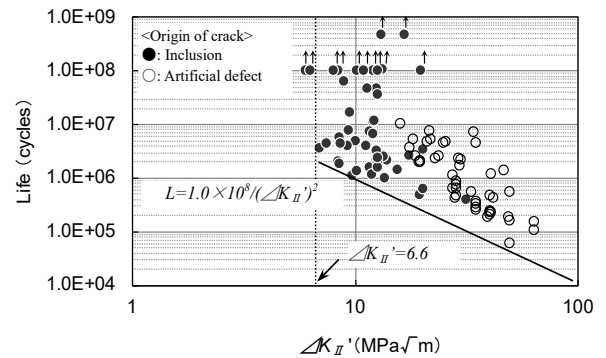


Fig.1 SUJ2鋼中の非金属介在物および人工欠陥(ドリルホール)の大きさをもとに算出した応力拡大係数幅($\Delta K_{II}'$)と転がり疲れ寿命の関係⁷⁾

3. 転がり疲れに関する研究手法の高度化

転がり疲れのき裂は鋼材内部の局所で生じ、その観察は困難であった。また、はく離後の観察からき裂挙動を探ることも、破面の磨滅が生じているために効果的では無かった。これらの課題を解決し、内部のき裂挙動を直接的に観察・検証するにあたり、転がり疲れの研究手法を実験・理論の両面から高度化する必要があった。そのために、新たな転がり疲れ試験方法を考案して実験を行うとともにCAEの応力シミュレーションによる理論的アプローチも行き、現象解明に挑んだ。

まず、研究初期段階として試験片内部のき裂の観察を容易にする工夫を行った。その目的のため、粉末冶金法を利用して多数の空洞欠陥を人工的に内包させたSUJ2鋼試料を作製し、それらの空洞を介在物に代わってき裂起点として作用させる試験方法を考案した¹⁰⁾。この方法によって疲労の比較的早期の時点でき裂観察を数多く実施し、き裂の角度やき裂を伴う空洞の頻度を調べることでき裂発生に関わる応力の推定を行った。

Fig.2¹⁰⁾は、 P_{max} を3.95 GPaとしたスラスト型転がり疲れ試験を 5×10^4 サイクルで途中止めした時点で空洞周囲に発生していたき裂の観察例である。このサイクル数は、同条件下のSUJ2量産鋼の寿命が 10^8 サイクル以上であることからみて寿命の極早期に相当する。この段階で空洞の側方から比較的レベルに近いき裂が発生しやすい傾向を捉えた。また、データは割愛するが、き裂を伴う空洞は、表面付近から所定の深さ(0.2 mm程度)まで60%を超える高頻度で観察され、それより深い位置では見られていない¹⁰⁾。空洞周囲のレベルに近いき裂は、一見して転がり疲れの支配応力とされる両振りの水平せん断応力(モードII)の作用で発生したことを想像させる。しかし、軌道表面付近での水平せん断応力の作用は小さい。したがって、空洞周囲のき裂が表面付近にも高頻度に見られることは、水平せん断応力の作用では合理的に説明することができない。

そこでCAEにより転がり接触下の内部の空洞（直径20 μm ）を模擬した二次元モデルを作成し、実験と同様の P_{max} のもとで弾塑性解析を行い、空洞周囲に特に強く作用する応力成分を調べた。その結果、空洞周囲にはモードI型の応力成分である最大引張主応力が強く作用することを見出している（Fig.3¹⁰）に後述結果と併せて表示）。その作用箇所はFig.4に示すように空洞の側方にある。また、解析結果において、直径20 μm の空洞周囲の同応力は表面から0.2 mmの深さまでは高い値（2000 MPa以上）を示し、それより深い位置では大きく低下する。この高い引張応力の作用深さと空洞周りのき裂発生深さには良い一致が見られている。また、同応力成分の作用面角度は表面から深さ0.05~0.20 mmの範囲において概ね水平に近い14~30°の角度を有し、空洞周囲のき裂角度の特徴と合致する¹⁰。このように圧縮応力下で進行する転がり疲れのき裂発生に対し、空洞周囲の局所的な引張応力の関与を強く示唆する結果を得ている。

さらに、空洞がはく離起点になった場合にその痕跡の確認が容易なことを利用し、寿命と空洞大きさの関係の検証を行った¹¹）。空洞を起点とする寿命結果を前述研究⁷)にならぬ、 ΔK_{II} で整理したものをFig.5¹²)に示す。用いたデータは P_{max} を3.43~4.41 GPaとした条件下で直径54~91 μm の空洞からはく離した場合のものである。寿命

は低 ΔK_{II} 側で向上し、この傾向はFig.1と同様であった。一方、両図の対比から介在物起点の場合の寿命に対し、空洞起点の場合の寿命のばらつきは非常に小さいことが分かる。さらに、空洞起点の場合、その大きさを反映させた ΔK_{II} 値と寿命には明瞭な負の相関関係が認められる。このことから、疲労の極早期にモードI型のき裂化過程を経るとみられる“空洞”は、実質的にそれと同等の大きさの“き裂”として振る舞い、その大きさと水平せん断応力の値に応じたモードII型き裂伝ばの速度によって転がり疲れ寿命が定量的に決まると言える。このとき、空洞周囲のモードI型き裂は、その角度が水平せん断応力の向きに近いためにき裂伝ばを妨げられにくいと考えている。

続いて、空洞欠陥での検証結果を足掛かりとして介在物が転がり疲れに及ぼす作用の類推を試みた。そのためにCAEで母相と密着状態の介在物のモデルを作成し、それに対して転がり疲れを模擬した負荷を与え、介在物周囲の引張主応力の作用状況を空洞の場合と対比した。Fig.3¹⁰)に示した結果において、空洞周囲に比べて鋼中に含まれる代表的酸化物である Al_2O_3 や $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ の周囲の主応力は非常に低いことが分かる。その他介在物周囲の主応力も同様に低く、やや高めの主応力値となったMnSの場合でも空洞の場合の半分以下の値に過ぎない。すなわち、これらの結果からみれば母相と密着した介在物周囲にはき裂が発

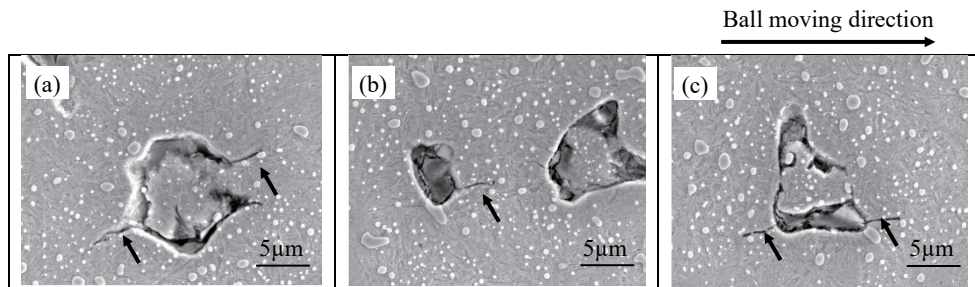


Fig.2 空洞周囲に発生した転がり疲れき裂 ($P_{\text{max}}=3.95$ GPa、 5×10^4 サイクル後)¹⁰
 ※転動面からの空洞の深さ：(a) 0.06 mm、(b) 0.1 mm、(c) 0.1 mm

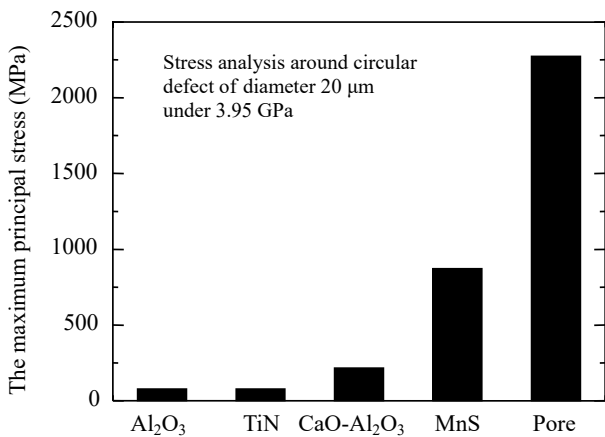


Fig.3 空洞・介在物（直径20 μm 、深さ0.12 mm配置）と母相の境界部に作用する最大主応力¹⁰

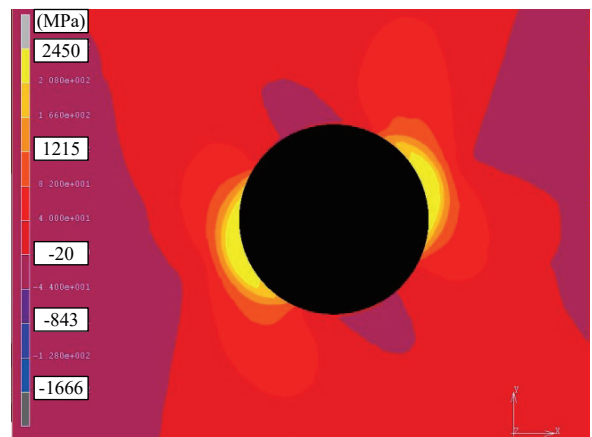
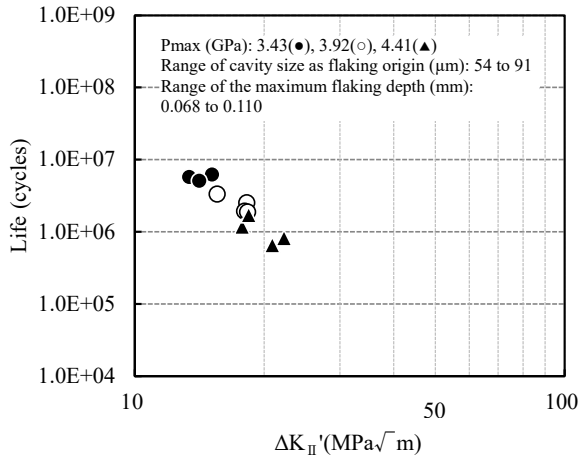


Fig.4 空洞（直径20 μm 、深さ0.12 mm配置）周囲の主応力の状態
 （転動体の移動方向は左から右、図示時点の転動体は空洞直上よりやや前方）

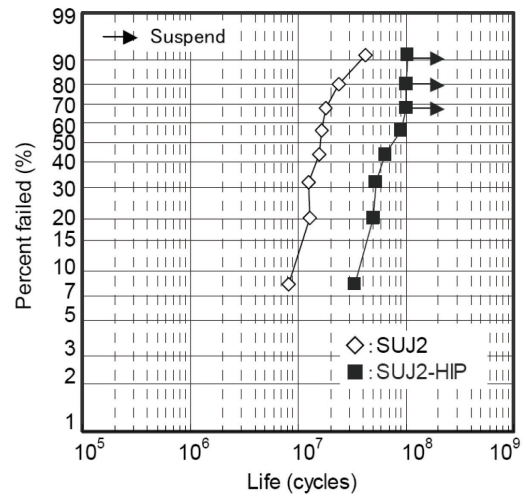
Fig.5 空洞を起点とする転がり疲れ寿命と $\Delta K_{II}'$ との関係¹²⁾

生しく、寿命に及ぼす有害性が低いとの解釈をとりうる。しかしながら、その挙動は転がり疲れにおける介在物の有害性の実状とは乖離している。

そこで介在物の有害性の実状を合理的に説明可能とする独自の仮説を立てた。実鋼材中の介在物-母相界面には“隙間”が見られることが報告されている^{13,14)}。これらは熱間加工温度域での介在物と母相の鋼との変形し易さの違いに起因して形成されるものと考えられる。このような“隙間”の存在が空洞に類似した作用をもたらすことで引張主応力の作用による介在物周囲のモード I 型き裂の発生を促し、介在物からはく離を起し易くするとの仮説である。

この仮説を介在物周囲の隙間有無による転がり疲れ挙動の変化を見ることで検証した。そのためにSUJ2鋼材に熱間等方圧加圧 (Hot Isostatic Pressing : HIP) を実施して介在物を母相に隙間なく密着させ、その場合の寿命挙動をHIP未実施の場合と対比した。その結果、HIPで介在物周囲の隙間を消失させることでHIP未実施の場合に比べて大幅なはく離寿命の向上がもたらされている (Fig.6¹⁵⁾)。同一母材からHIP有無により作り分けた両試験片の介在物分布に大きな違いは無いはずである。したがって、この寿命変化は介在物周囲の隙間の有無が寿命に対して支配的な影響を及ぼすことを示唆する。さらには、介在物周囲の隙間を無くすることが決定的な寿命向上方策になることも見出せる。

このように隙間の影響を考慮することで、Fig.1において介在物起点の寿命が下限値に対して長寿命側にばらつく理由が説明される。そして、寿命に変化が生じることからみて介在物-母相間の隙間の有無はき裂挙動に変化をもたらしているはずである。介在物周囲に隙間がある場合には上述のモード I 型き裂が発生しやすく、寿命に対して最悪の影響をもたらす状態となり、隙間が無い場合にはそれとは異なるき裂のタイプになることが推定される。

Fig.6 HIP付与による転がり疲れ寿命の変化¹⁵⁾

それを確認するために密着介在物のき裂挙動を直接的に観察・検証することを試みた。ただし、溶製した鋼試料中に偶発的に含まれる介在物を利用する方法では、それらの介在物周囲の隙間の有無を事前知ることが難しいという課題があった。そこで、人工的な手段により介在物-母相間の状態を制御した状態でき裂挙動を検証することが可能な新たな研究手法を考案した。

考案したのは、大きさ、種類、形状が予め判明している介在物を鋼中に人工的に埋設する試験片作製方法と、その介在物を対象として転がり疲れ試験を行う方法からなる一連の手法である。この実験手法を用いることで母相と密着した介在物のき裂挙動の詳細観察に成功している。その人工的な介在物埋設方法をFig.7¹⁶⁾に模式的に示した。その要点は、 Al_2O_3 (介在物の模擬として人工化合物で代用) をSUJ2製試験片上に付与した微小穴内に投入したのち、続くHIP処理で微小穴を閉塞させて Al_2O_3 を周囲母相と密着状態で内包させることにある。事例に Al_2O_3 を用いたのは、酸化物が他の種類の介在物に比べて有害性が高いとみられることを考慮している。その後、所定の熱処理、研磨等を経て完成させた試験片について Al_2O_3 埋設箇所を転動体の軌道が通るようにスラスト試験を行っている。この手法は、介在物-母相界面を密着状態に制御できることや、試験片内の介在物分布に左右されずに任意の大きさ・種類・形状の介在物のき裂挙動を自在に検証可能なこと等の優れた特長を有している。

本手法を用いることにより、軸受の短寿命はく離に関与しうような比較的大型の介在物に対し、介在物と周囲母相が密着した状態での転がり疲れ試験を行った。その一例として、母相と密着した直径80 μm の球形 Al_2O_3 からのき裂を観察した結果をFig.8、Fig.9¹⁶⁾に示す。スラスト試験は P_{max} を4.0 GPaとして行い、試験打ち切り目安となる 1×10^8 サイクルを超えた 2×10^8 サイクル時点で未はく

離のまま試験を中断した。 Al_2O_3 周囲の母相には 45° に近い角度の転がり疲れき裂が発生していることを見出した。また、き裂周辺にはBecker¹⁷⁾の報告にあるバタフライ型の白色組織変化 (Fig.9のmicrostructural change) が生じていた。き裂長さは最長でも $40\mu m$ 程度と短く留まり、試験片に十分な高サイクル疲労を付与した状況からみてき裂は停留しているとみている。すなわち、周囲母相と密着した介在物からおよそ 45° 方向に発生するき裂は、伝ばが起り難く、寿命に対する有害性が低いものと考えられる。このようなき裂の停留が生じることにより、HIPで介在物周囲の隙間を消失させた場合に寿命が向上することを合理的に説明することができる。なお、密着介在物周囲のき裂の

伝ばが起り難い理由として、き裂伝ばに関与する水平せん断応力の向きと 45° き裂の角度のずれが大きいこと、そのために転がり接触の繰り返しに伴って投入されるエネルギーがき裂伝ばよりもき裂周辺の白色組織変化に消費されやすいことを仮説の一つとして考えている。これに関してはさらなる検証が必要と考えられる。

さらに、 45° 方向のき裂発生に関与した応力を知るため、CAEにより母相と密着した Al_2O_3 周囲の応力解析を行った。その結果、 Al_2O_3 -母相界面上のFig10¹⁶⁾に示す向きと位置 (対称的な位置関係で4か所あり、いずれも 45° 方向) で主せん断応力が最大に近い値を示すことが見出された。それらの向きや位置はFig.8、Fig.9のき裂の状況と良

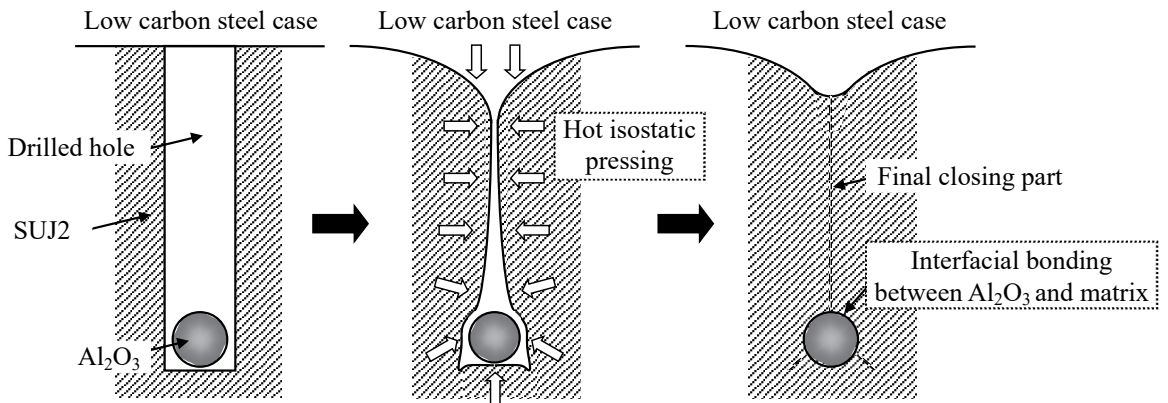


Fig.7 人工的な介在物埋設過程の模式図¹⁶⁾

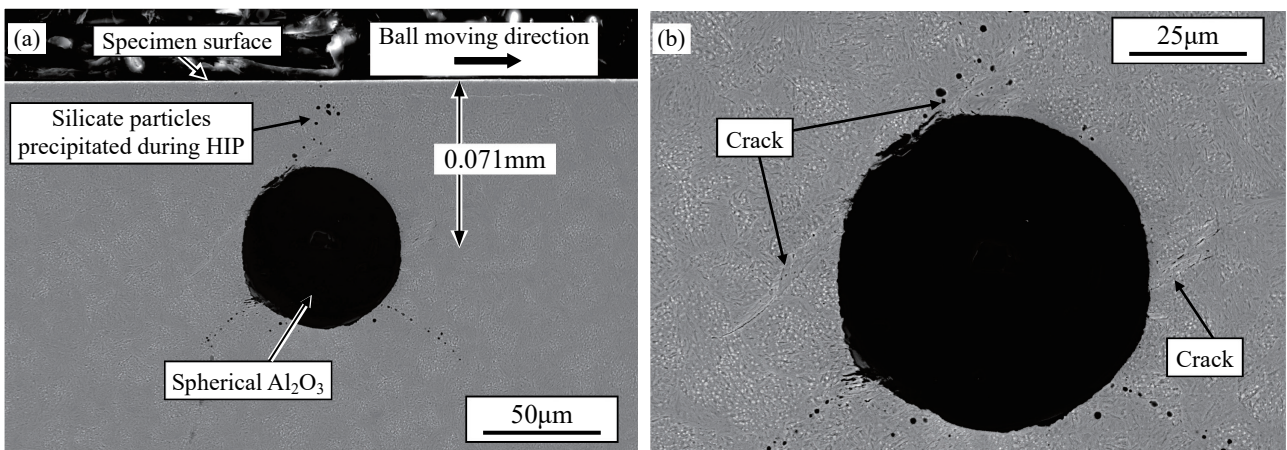


Fig.8 人工埋設した $80\mu m$ 級 Al_2O_3 周囲の転がり疲れき裂状況¹⁶⁾
($P_{max}=4.0\text{ GPa}$ 、 2×10^8 サイクルで試験を中断)

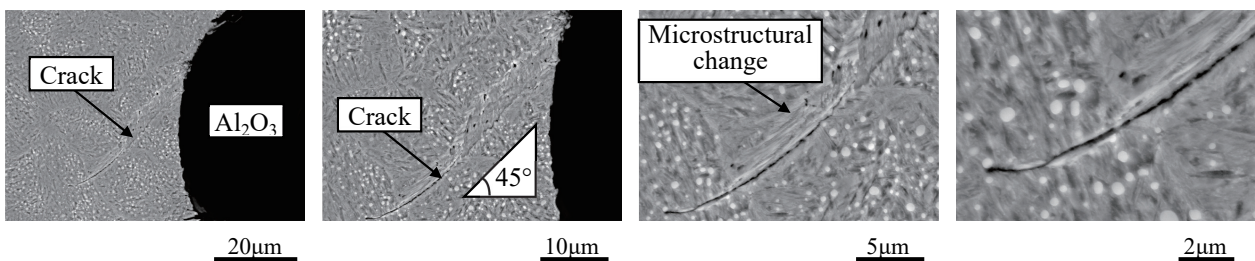


Fig.9 人工埋設した $80\mu m$ 級 Al_2O_3 周囲の転がり疲れき裂状況 (高倍率観察)¹⁶⁾

く合致する。したがって、45°方向の主せん断応力が密着介在物周囲のき裂発生に関与している可能性が高い。

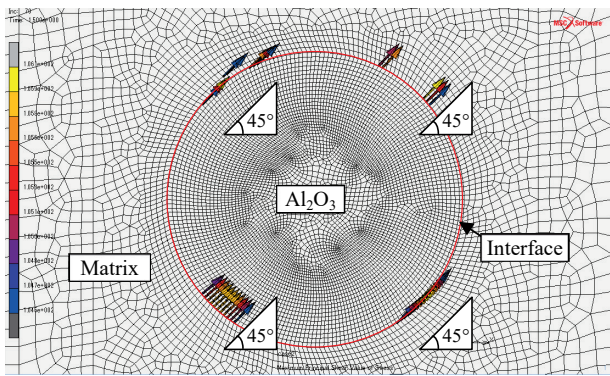


Fig.10 Al₂O₃周囲の最大せん断応力方向¹⁶⁾
(転動体はAl₂O₃直上に位置、応力表示範囲は1024~1040 MPa)

4. 内部介在物起点はく離の推定メカニズム

本研究を通じて、転がり疲れのき裂挙動は介在物周囲に隙間を伴う場合（空洞に類似したき裂挙動をとると推定）と母相と密着している場合とで異なり、少なくとも2通りのタイプがあることが推測された。そして、「非金属介在物の大きさ」と「母相との密着性」が転がり疲れ寿命を左右する主たる因子であることが見出された。これらの知見により、本研究の狙いとして挙げた軸受用鋼の寿命定量予測の実現や、有効性の高い寿命向上方策の立案が期待できる。

き裂発生挙動のタイプの一つは、介在物周囲に隙間がある場合の主応力関与によるモードⅠ型のき裂発生である。このタイプのき裂は軌道面に対して水平に近い角度で発生するためにき裂が伝ばしやすく、下限寿命でのなく離をもたらすものである。推定されるき裂モデルはFig.11¹⁸⁾のようになる。このモデルにより介在物が寿命に対して最悪の有害性をもたらす場合を想定した転がり疲れのなく離メカニズムが示される。その場合の寿命は、介在物とその周囲の隙間を考慮した欠陥の大きさで決まると考えている。今後、さらなる検証によって介在物寸法と寿

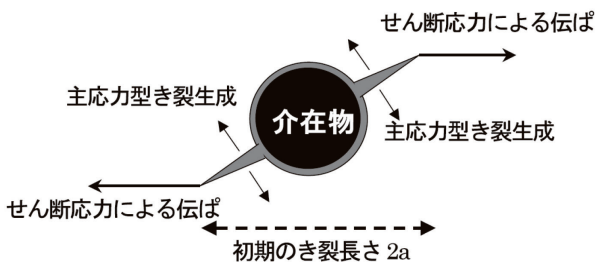


Fig.11 周囲に隙間を伴う介在物の周囲における推定き裂モデル¹⁸⁾

命との関係性を明らかにし、実用性の高い寿命定量予測の実現を目指す。そのために、本手法を応用した介在物周囲への隙間付与技術の確立のもと、隙間の影響を考慮した寿命検証を進めている。

もう一つのき裂発生のタイプは、介在物が周囲母相と密着している場合の主せん断応力関与によるモードⅡ型のき裂発生であり、き裂は概ね45°方向に発生する。このタイプのき裂は、停留しやすいために実用上問題となる短寿命はく離を引き起こしにくい。き裂モデルはFig.12¹²⁾のように推定している。この知見に基づき、介在物小径化を図る以外にも工業的手段により介在物を周囲の母相と密着化させることによって、大幅な部品の寿命向上による高信頼性化が期待できる。

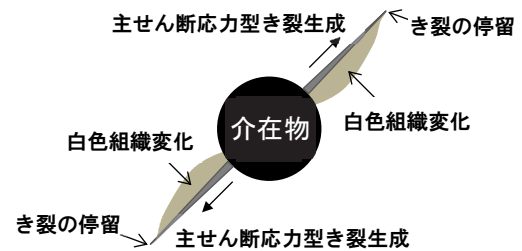


Fig.12 周囲母相と密着した介在物の周囲における推定き裂モデル¹²⁾

5. おわりに

軸受使用環境の過酷化が予想されるなか、研究手法の高度化を武器として、改めて転がり疲れのなく離について再検証し、その根幹となる介在物周囲のき裂の発生・伝ば挙動の検証を行った。その成果として、鋼中の介在物周囲の隙間の有無によってき裂挙動が変化することを突き止め、き裂挙動のモデル化のもと、介在物周囲に隙間がある場合を前提としたなく離のメカニズムを提示することができた。この場合のなく離寿命は、介在物が最悪の有害性をもたらす場合を想定したものであり、軸受設計の視点で重視されるものである。そして、隙間の存在を前提に介在物の大きさに対し、破壊力学指標を用いた下限寿命の予測が可能とみられることを示せた。また、このモデルに基づき、介在物周囲の密着性の改善が将来に向けた有望な長寿命化の方策となることを見出している。

参考文献

- 1) 曾田範宗：軸受，岩波書店，(1964)，146-154.
- 2) 岡本純三，角田和雄：トライボロジー叢書4 転がり軸受—その特性と実用設計—，幸 書房，(1981)，59.
- 3) 曾田範宗：軸受，岩波書店，(1964)，157-159.
- 4) 瀬戸浩蔵：軸受用鋼，日本鉄鋼協会，(1999)，37-38.

- 5) 村上敬宜: 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂, (1993), 104-107.
- 6) 長尾実佐樹, 平岡和彦, 雲丹亀泰和: 山陽特殊製鋼技報, 12 (2005)1, 38-45.
- 7) 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.
- 8) D.Nelias, M.L.Dumont, F.Champiot, A.Vincent, D.Girodin, R.Fougeres and L.Flamand : Transactions of the ASME Journal of Tribology, 121 (1999), 240.
- 9) 宇田川毅志, 管 勝徳, 松田 剛, 西川友章: CAMP-ISIJ, 21(2008), 1398.
- 10) 藤松威史, 平岡和彦, 山本厚之: 鉄と鋼, 94(2008)1, 13-20.
- 11) T. Fujimatsu, T. Nakamizo, M. Nakasaki, and N. Tsunekage: Bearing Steel Technologies 10, ASTM STP 1580, ASTM International, West Conshohocken, PA, (2015), 147-172.
- 12) 藤松威史, 眞鍋亮太: 山陽特殊製鋼技報, 26(2019)1, 41-50.
- 13) P. H. Frith : JISI, 180(1955), 26-33.
- 14) 上杉年一: 鉄と鋼, 74(1988)10, 1889-1894.
- 15) 橋本和弥, 藤松威史, 常陰典正, 平岡和彦, 木田勝之: CAMP-ISIJ, 22(2009), 1297.
- 16) 藤松威史: 山陽特殊製鋼技報, 25(2018)1, 31-37.
- 17) P. C. Becker: Metals Technology, 8(1981), 234-243.
- 18) 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.