

# 水素環境下転がり疲れにおける 非金属介在物周囲のき裂挙動

Crack Behavior around a Nonmetallic Inclusion under Hydrogen Precharged Rolling Contact Fatigue

和田 恭学<sup>\*1</sup> 石橋 いずみ<sup>\*2</sup> 眞鍋 亮太<sup>\*2</sup> 藤松 威史<sup>\*3</sup>

WADA Yoshitaka, ISHIBASHI Izumi, MANABE Ryota and FUJIMATSU Takeshi

Synopsis: Wind power generation is a technology that contributes to the reduction of greenhouse gas emissions and that is expanding on a global scale. Recent reports have indicated that premature failure accompanied by white etching microstructural changes occurs in bearings used in the gearboxes of wind power turbines, thus necessitating a deep understanding of fatigue behavior and the implementation of countermeasures based on this understanding. This type of flaking is considered to be related to hydrogen behavior in steel that results in a unique rolling contact fatigue (RCF) process. As fatigue progresses, a needle-like microscopic fatigue structure, confirmed by nital etching, is likely to appear in the highly stressed region of the matrix of quenched and tempered high-carbon chromium bearing steels. Flaking is thought to occur via the formation of micro-cracks, the connection of those cracks, and white microstructural changes around the cracks. However, the fatigue behavior around nonmetallic inclusions in the presence of hydrogen has not yet been elucidated. We conducted a unique experiment to clarify the role of nonmetallic inclusions. An RCF test was conducted after hydrogen precharging using specimens with artificial inclusions. In this experiment, spherical oxide particles of known chemical compositions and sizes were used to simulate nonmetallic inclusions, making it possible to easily observe crack behavior around inclusions under RCF. Here, we report new findings on fatigue crack behavior around inclusions under hydrogen precharged conditions and the relationship between steel cleanliness and bearing lifetime under these conditions.

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 263–291, DOI 10.1520/STP164920230011.

本報は ASTM STP 1649 Bearing and Transmission Steels Technology (編集者: J. Beswick) の 263 頁から 291 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; hydrogen precharging; crack initiation; crack propagation; Nonmetallic inclusion

## 1. はじめに

近年、地球環境保全のために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な目標の表明が行われている。その実現に向けた取り組みの柱

の一つに、風力発電や電気自動車といったエコプロダクトの利用拡大が挙げられる。この流れに対し、それらの駆動部の機能を下支える軸受に対する信頼性はいっそう重視されるとみられる。例えば風力発電では、設置環境や風況を考慮して、洋上への設置が世界的に大きく拡大すると予

\*1 自動車・産機営業部 自産機CS室

\*2 研究・開発センター 基盤研究室 材料研究グループ

\*3 研究・開発センター 部長 博士(工学)

想されている。一方で、その設置場所へのアクセス性や高所作業を伴う大掛かりなメンテナンスの困難さを考慮すれば、長期に渡って装置を安定に稼働させることが強く望まれる。

風力発電機の発電のたまかな仕組みは次のように説明される。まず、風車のブレードを自然風によって回転させる。続いて、その回転を増速機でさらに高めてから発電機に入力する。それにより発電が起こり、電気エネルギーとして取り出すことができる。風車はそのサイズを大きくするほど発電量を増やせるため、大型風車の設置が世界的に増加すると予想される。それに伴い、必然的に大きなサイズの風力用軸受が必要になり、外径が数メートルに及ぶ軸受が既に登場している。

上述した特徴から、風力用軸受は自動車用軸受等に比べて、使用中に転がり疲れを受ける体積（危険体積と称する）が非常に大きい。このことは、軸受用鋼を溶製する工程を通じて不可避免的に鋼中に含有され、転がり疲れ寿命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、比較的大型のものが危険体積内に含有されやすいことを意味する。風力発電機に組み込まれた中・大型軸受に含まれる介在物を起点にはく離が生じれば、設備の停止に繋がりが、そのメンテナンスが必要となる。望まれる風力発電機の長期安定稼働を実現するには、転がり疲れ寿命に及ぼす介在物の有害性やその疲労メカニズムを明らかにし、介在物の影響を軽減するための研究が不可欠である。

一方、風力発電機内の増速機用軸受において、水素の関与が想定される特異な転がり疲れ現象やそれによるはく離の発生が報告されている<sup>1)</sup>。特徴として、転がり疲れによる繰り返しのせん断応力の影響を強く受ける深さ領域内（部品内部に存在）においてWEA（White Etching Areaの略記）と称されるミクロ的な組織変化（白色組織変化）の発生が認められる。また、それらの組織変化を随所に伴った大型き裂が形成されることで、クリーン潤滑環境での使用に比べて早期のはく離を引き起こす場合があり、問題視されている。

このような背景から、内部起点はく離を助長するとみられる比較的大型の介在物の影響に注目しつつ、それに対してさらに水素の影響が重畳する転がり疲れ環境下でのき裂挙動を明らかにする必要がある。これらを明らかにすることは、風力軸受市場のニーズの増大に対応した寿命信頼性の高い材料を提供するうえで重要な課題と考えられる。

## 2. 水素環境下転がり疲れに関する先行研究

水素が作用する転がり疲れ環境下では、表面近傍のミクロ的な組織の変化を伴う特徴的な疲労はく離が生じる。このタイプのはく離は、部品内部から開始するため内部起点型はく離に位置付けられる。ミクロ的な組織変化とし

て、はく離底やはく離部周辺にWEAが不規則な形状で現れる。同じ白色組織変化でも、比較的高温かつ高圧の環境下で生じやすく、軌道面に対して30° もしくは80° 程度の規則的な角度を持ったバンド状を呈する白色組織変化はWhite bandと称され、WEAとは区別をされている。以下では、WEAを伴うタイプの疲労はく離に関する知見のレビューを行う。

WEAを伴うタイプのはく離は、自動車の電装補機用軸受（オルタネーター）で発生が見られ<sup>2)</sup>、この原因には軸受部品内に侵入した「水素」による鋼の脆化が関与すると考えられている。水素は、炭化水素を含んだ潤滑油、グリースの分解や、潤滑油中の水分に由来して発生し、鋼中に侵入すると推定されている<sup>3, 4)</sup>。

Maedaら<sup>5)</sup>は、水素チャージによる実験のもと、WEA型はく離の再現に成功している。転がり疲労に伴う組織変化は、ナイタル腐食後の光学顕微鏡観察において黒色に観察される針状組織として現れ、その構造中に微小き裂が発生すると推定している。また、針状組織周辺には局所的にWEA（Maedaらの論文ではwhite structureと記載）が観察されており、はく離は早期に引き起こされている。

Hiraokaら<sup>6)</sup>は、スラスト型転動疲労試験片に対して水素チャージをした後に転動疲労試験を行い、軌道直下のせん断応力負荷領域の組織変化の進行を経時的に観察している。その結果に基づき、鋼中に侵入した水素の影響により軌道直下の随所に塑性ひずみの局在化が生じることで、マトリックスに針状を呈するクラック（2-5μm程度）が生じ、それらがマイクロクラック（およそ10μm以上）に転じた後、その存在により静水圧縮応力の高まった箇所ではく離が形成され、はく離に至ると述べている。

WEAは10 nm程度の超微細フェライト結晶粒で構成されるとの報告がある<sup>7)</sup>。WEAの生成は、転がり疲れに伴う塑性ひずみの局在化とその蓄積に起因し、それらが鋼の強ひずみ加工によって生じる結晶粒微細化と類似した現象をもたらすためとの見方が提示されている<sup>8)</sup>。また、Uyamaら<sup>9)</sup>は、WEAがはく離部に隣接して形成される様子から、転がり疲れにおける水素の役割は、塑性変形を局在化させ、き裂の形成・進展や組織変化を促進することと指摘している。

Evans<sup>10)</sup>らは、風力発電機のギアボックス軸受において度々認められるWEAの生成を伴うはく離について、リアルセクションングによる組織の三次元観察を利用した調査を行っている。それによると、1~10 μmほどの複合酸化物（MnS+oxide）および酸化物系の小さな球状介在物を応力集中源として生じたバタフライ（特徴的な羽状の組織変化領域を形成することから称される）や、水素に起因して生じた小さなき裂が連結してWEC（White Etching Crack）を形成し、これらがより大きなネットワークを形成してはく離（論文内ではWSF：White Structure

Flakingと称される)に至ると推定されている。

VegterとStadler<sup>11)</sup>は、軸受の早期はく離に関連する研究のレビューを行い、各々のはく離の分類を試みている。それによると上述のWSFはさまざまな条件下で発生する可能性があるものの、早期はく離が介在物または鋼中に存在する水素によって引き起こされると推察している。

以上のようにWEAは水素の存在環境下で実験的に再現され、その発生理由についても推定が行われている。また、WEAと介在物との関連性を示す研究も見られている。しかしながら、大型軸受の転がり疲れ領域内には比較的大きな介在物が含まれるにも関わらず、水素が作用する転がり疲れ環境下での早期はく離が内部介在物起点で生じることを示す直接的な証拠は得られていない。これを明らかにするには、水素が作用する環境下で介在物を起点とするはく離を再現し、転がり疲れに伴う介在物周囲の疲労状態を可視化する必要があると考える。

### 3. 本研究の目的

本研究は、従来ほとんど明らかにされていない鋼中のマクロ介在物(概ね100 μm以上を想定)が水素の作用環境下におけるき裂挙動や、はく離寿命に及ぼす影響を明確化することと、その結果に基づいて長寿命化策を見出すことを目的としている。目的遂行にあたって、著者らが確立済みの介在物人工埋設手法<sup>12,13)</sup>を応用し、水素チャージ環境下での転動疲労試験方法の確立を行った。

今回確立した試験方法は、転動疲労試験前には通常知ることが困難な内部欠陥の種類・大きさ・形状・界面状態を把握した状態での試験を可能にする。加えて、実鋼材中に観察され、転がり疲れに悪影響を及ぼすことが判明している

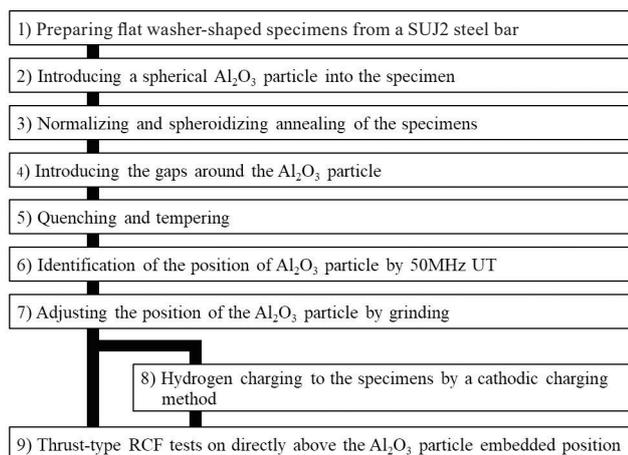


Fig. 1 Procedures of specimen preparation and thrust-type RCF test.

介在物-母相間の隙間の影響<sup>13)</sup>も本研究では考慮した。そして、事前の水素チャージを行ってから転動疲労試験を実施することで、水素が作用する環境下における大型介在物周囲のき裂挙動の観察を実現している。

### 4. 実験方法

本研究で行ったスラスト型転動疲労試験片の作製から試験実施までの一連のフローをFig. 1にまとめた。試験片の母材には、Table 1の化学成分を有するJIS規格のSUJ2の直径65 mmの圧延棒鋼を用いた。以下では、工程毎に内容を説明する。

まず工程1では、球状化焼なましを行ったSUJ2製の棒鋼から、外径60 mm、内径20 mmで厚さ8 mmのスラスト型転動疲労試験片を作製した。工程2では、試験片内に鋼中に存在しうる比較的大型の介在物を模擬して100~260 μmの球形Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>を人工的な方法<sup>12, 13)</sup>で埋設した。埋設に先立ち、試験片表面の直径38.5 mmの円周上(スラスト型転動疲労試験の軌道位置に相当)に微小ドリル穴を空けた。穴径は250~350 μmで深さは1.2~1.5 mmである。ドリル穴内に球形Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>を投入後、試験片を低炭素鋼製の容器内に密閉し、真空脱気してから熱間等方圧プレス(Hot Isostatic Pressing: HIP)を実施し、埋設したAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>粒子と母材とを密着させた。

また、近接して空けた一対のドリル穴内にそれぞれ球状Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>を埋設し、最終的に表面直下に複数のAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>を転がり方向に対して平行な向きで近接配置させたスラスト型転動疲労試験片も作製した。埋設するAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>径を変化させたり、複数のAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>を埋設したりするのは、それらの違いが転がり疲れき裂挙動や、はく離寿命に及ぼす影響を確認する狙いである。工程3では、試験片に対し865 °Cで1 h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。工程4では、試験片に引張加工を加えて、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>周囲への人工的な隙間の導入を行った<sup>12,13)</sup>。これは、工学的な観点から重要視される有害性が高い状態の介在物に

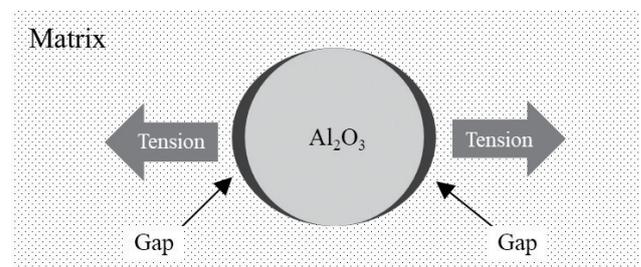


Fig. 2 Schematic diagram of introducing gaps around the Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particle.

Table 1 Chemical compositions of SUJ2 steel (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

対しての転がり疲れ挙動の調査を可能にする。なお、工程4により、Fig. 2に模式的に示すように引張方向に対して垂直な方向の $\text{Al}_2\text{O}_3$ -母相界面に隙間が部分的に形成される。この工程を実施する狙いは、球状 $\text{Al}_2\text{O}_3$ と母相との間に、圧延棒鋼中の酸化物系介在物の周囲に散見されるような隙間を形成させることにある。この工夫を通じ、隙間が関与したき裂挙動の観察が可能になる。工程5では、スラスト型転動疲労試験片に必要な硬さを付与するため、835℃での焼入れと170℃での焼戻しを施し、熱処理後の試験片硬さがロックウェル硬さで62 HRC程度となるように調整した。工程6では、50 MHz-UT (Ultrasonic testing、超音波探傷)を行い、試験片内の $\text{Al}_2\text{O}_3$ の座標(位置と深さ)を特定した。その座標情報を元に、工程7の研削により $\text{Al}_2\text{O}_3$ の深さを後述のスラスト型転動疲労試験における水平せん断応力最大深さ付近に調整した。試験片の表面は最終的に鏡面仕上げして、平均粗さを0.01  $\mu\text{m}$ 以下とした。工程8では、0.3% $\text{NH}_4\text{SCN}$ 、3% $\text{NaCl}$ および96.7% $\text{H}_2\text{O}$ を混合したチオシアン酸アンモニウム水溶液に試験片を浸漬し、陰極充電法により電流密度0.2  $\text{mA}/\text{cm}^2$ の条件で、8 hの水素充電を行った。この条件で水素充電した試験片に対し、昇温脱離分析(TDA)を実施すると水素含有量は約2.5wt-ppmとなり、水素の作用が十分に及ぶ量であることを確認している。

以上の工程を経た試験片にて、工程9のスラスト型転動疲労試験を行った。試験は試験片への水素充電後、1 h以内に開始した。試験機には森式スラスト型転動疲労試験機を用いた。試験要領として、作製した円盤状のスラスト型転動疲労試験片を下板とし、型番51305の単式スラスト型軸受のレースを上板として、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9.525 mmのSUJ2製鋼球3個を用い、それらを保持器により試験片上で120°の角度で等配置した。スラスト型転動疲労試験における最大ヘルツ接触応力 $P_{\text{max}}$ は4.5 GPaとし、VG68 グレードの油浴中に試験片が浸漬される潤滑条件のもとで、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 埋設位置の直上を転動体が通過するようにして試験を行った。試験は、はく離が生じるまで、あるいはき裂挙動の詳細を観察する目的のためにはく離が生じない任意のサイクル数まで行った。なお、試験中は振動計によるモニタリングを行い、はく離による振動を検知した場合には直ちに試験を停止した。また、き裂挙動の比較のために $\text{Al}_2\text{O}_3$ を埋設した試験片に対し、水素未充電での試験も同様の要領で実施した。

続いて、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 周囲のき裂挙動の観察方法について示す。まず $\text{Al}_2\text{O}_3$ 埋設箇所直上の軌道面の観察を行った。これははく離の外観特徴を確認するためである。断面観察は、軌道面に垂直で、転がり方向に平行な断面で切断し、断面を研磨して $\text{Al}_2\text{O}_3$ を現出させた。このとき埋設時に計測しておいた $\text{Al}_2\text{O}_3$ 径をもとに、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ の最大径付近が現れる断面まで研磨を行った。続いて、その断面を鏡面仕上げしたのち研磨まま、あるいはナイトール腐食を施してから、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ とその周囲のき裂の直接観察を行った。観察には光学顕微鏡、デジタルマイクロスコプ(株式会社キーエンス製:VHX7000)、およびFE-SEM(株式会社エリオニクス製:ERA-8900FE)を使用した。

## 5. 結果および考察

以下の構成に従って、結果とそれに基づく考察を以降で示す。

Table 2 Detailed information on specimens

Specimen	Diameter of $\text{Al}_2\text{O}_3$ particle [ $\mu\text{m}$ ]	Condition of RCF test	$P_{\text{max}}$ [GPa]	Number of fatigue cycles	Figure No.
A	92	Uncharged	4.5	$1.0 \times 10^8$ (Interrupted)	Figs. 3, 4, 12, 13
B	100	Hydrogen pre-charged	4.5	$6.1 \times 10^6$ (Flaking)	Figs. 3, 4, 10, 11
C	169	Uncharged	4.5	$1.7 \times 10^7$ (Flaking)	Figs. 3, 4
D	168	Hydrogen pre-charged	4.5	$2.1 \times 10^6$ (Flaking)	Figs. 3, 4, 9
E	263	Uncharged	4.5	$3.3 \times 10^5$ (Flaking)	Figs. 3, 4, 17
F	263	Hydrogen pre-charged	4.5	$2.9 \times 10^5$ (Flaking)	Figs. 3, 4, 17
G	149	Hydrogen pre-charged	4.5	$1.5 \times 10^3$ (Interrupted)	Fig. 6
H	146	Uncharged	4.5	$1.5 \times 10^3$ (Interrupted)	Fig. 6
I	122	Hydrogen pre-charged	4.5	$3.0 \times 10^5$ (Interrupted)	Fig. 7
J	151	Uncharged	4.5	$3.0 \times 10^5$ (Interrupted)	Fig. 8
K	150, 150	Hydrogen pre-charged	4.5	$1.0 \times 10^6$ (Interrupted)	Fig. 16
L	170, 170	Uncharged	4.5	$8.7 \times 10^6$ (Interrupted)	Fig. 16

初めに、水素チャージ環境下のはく離寿命に及ぼすマクロ介在物径の影響を述べる。続いて、マクロ介在物起点型はく離におけるき裂発生・伝ばの挙動を調査し、関与応力の推定を行う。また、大きさの異なる介在物からのき裂発生・伝ば挙動に注目し、その違いについても述べる。関連して、近接配置した介在物における水素をチャージした環境下のはく離挙動を示し、各々の介在物から生じたき裂同士との相互作用について論じる。さらに、これらの観察結果に基づいて水素が転がり疲れき裂挙動に及ぼす作用についてまとめる。また、考えうる長寿命化の対策について述べる。Table 2には本調査の各試験片の詳細情報を示した。

### 5. 1. 水素が作用する環境下におけるはく離寿命に及ぼす介在物径の影響

Fig. 3に、隙間を伴う直径100~260 μm級のAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>が埋設された試験片に対して、事前に水素チャージを行った環境と、比較のための水素未チャージのクリーン潤滑環境の両条件下で、最大ヘルツ接触応力を4.5 GPaとしてスラスト型転動疲労試験で寿命を評価した結果を示す。Fig. 3は各条件1回の試験結果であるが、これらは複数回実施した試験結果の一部であり、複数の結果からも寿命には同様の傾向が得られたことを補足する。なお、試験片B、D、Fは水素チャージ後に、試験片A、C、Eは水素未チャージでそれぞれ試験を行った。Fig. 3において埋設 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 粒子の直径 (μm) を棒グラフの下部に、各試験片のサイクル数を上部に示した。Fig. 3の結果のうち試験片Aのみ、試験打ち切り目安に定めた1.0×10<sup>8</sup>サイクルに到達した。このサイクル数に到達すれば、軸受の計算寿命のオーダーか

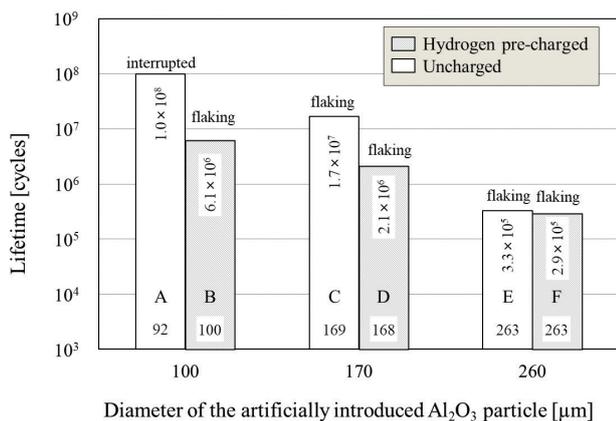


Fig. 3 Influence of the diameter of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particle with gaps on RCF lifetime under hydrogen precharged or uncharged condition. Figure axes show the number of fatigue cycles and the Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particle diameter.

らみて十分に長い寿命を持つとみなした。それ以外の試験片B~Fでは、Fig. 4および後述の断面観察結果の通り、人工的に埋設した表面直下のAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>を起点にはく離が生じた。また、Fig. 3から、総じて水素有無に関わらず、介在物径が小さくなるにつれて寿命が延びる傾向が見られた。介在物径が260 μm級になると、水素チャージ試験片と水素未チャージの試験片とで寿命差は認められなかった。

一方、それよりも小さい直径100~170 μm級のAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の場合には、水素チャージ試験片の方が水素未チャージの試験片より短寿命傾向となった。なお、断面観察に基づくと、試験片B~Fにおける埋設Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の中心の深さはTable 3に示すように111~154 μmの範囲にある。ここで、Fig. 5に、スラスト型転動疲労試験における平板と玉とのヘルツ接触を想定し、P<sub>max</sub>を4.5GPaとして計算により求めた試験片表面からの深さと内部水平せん断応力 (τ<sub>0</sub>)との関係を示す。前述した深さ範囲では、試験応力下におけるτ<sub>0</sub>の最大値(本試験の平板と玉との接触の場合、面圧4.5 GPaのときで深さ100 μmで最大値になる)の94~99%程度が作用する。このことから、全ての試験片において、内部のAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>は転がり疲れの影響を最も強く受ける深さ付近に配置されていたことが確認された。

以上の通り、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>を人工埋設したSUJ2鋼試験片を用いた本研究独自の調査を通じ、水素が作用する環境下でマクロ介在物が転がり疲れき裂の起点として作用し、はく離に至る場合があることを、直接観察結果に基づき初めて明らかにした。さらにマクロ介在物が比較的小径の場合(本研究では直径170 μm以下)では、水素の作用があるとクリーン潤滑環境の場合よりも短寿命化することも分かった。一方、マクロ介在物が大径の場合(本研究では200 μm以上)、水素の存在有無に関わらず、寿命は介在物径

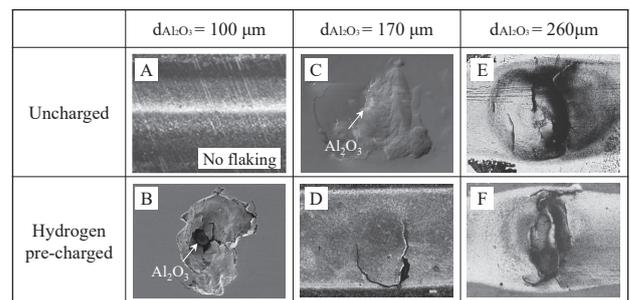


Fig. 4 Appearance of raceways after the RCF test for Specimens A-F. Specimen A had no flaking, while Specimens B-F showed flaking that originated from the artificially embedded Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particle just below the surface. The overrolling direction is from left to right.

Table 3 Depth from the specimen surface to center of the artificially embedded Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particle in Specimens B-F

Specimen	B	C	D	E	F
Depth from the specimen surface to the center of the Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> particle	135 μm	117 μm	111 μm	154 μm	153 μm

のみに依存することが見出された。クリーン潤滑環境下との寿命挙動に違いが見られる場合があることは、水素が有害な影響を及ぼすことを明確にしている。水素が介在物起点での短寿命はく離をもたらす原因については後述する。

## 5. 2. 水素が作用する環境下の介在物起点型はく離メカニズムの推定のためのき裂挙動の検証

### 5. 2. 1 従来知見に照らしたはく離メカニズム推定のための着目点

Fujimatsu<sup>13)</sup>はこれまでに、クリーン潤滑環境下における人工埋設した $Al_2O_3$ を起点とするき裂の進展挙動を調査している。それによれば、介在物周囲の隙間の有無に応じて、介在物から発生するき裂のモードに変化が生じ、それが寿命に対して強く影響を及ぼすとしている。介在物が母相と密着している場合は、主せん断応力による $45^\circ$ 方向のき裂発生とそれに続く周辺の白色組織（バタフライ）の形成が生じ、このタイプのき裂は停留しやすいことが見出されており、この場合は長寿命化する傾向にある。

対して、介在物周囲に隙間がある場合、転がり疲れに伴って介在物周囲の母相表面に高い引張応力が作用することが予測され（空洞の応力シミュレーション結果から推定）、それに起因してモードI型の概ね水平方向のき裂発生が起こるとされる。このタイプのき裂はモードIIの水平せん断応力の作用による伝ばを促し、比較的早期のはく離をもたらすことが判明している。これに倣い、水素が作用する環境下においても、介在物周囲のき裂形態に注目した調査を行うことによって、はく離への関与応力が推測され、それを元に寿命支配因子が明らかになることが期待される。この点に着目し、き裂挙動の詳細な検証を行った。具体的には、Fig.3で水素チャージの有無により寿命差が見られた試験片（埋設 $Al_2O_3$ 直径：100～170 $\mu m$ 級）について、その差が介在物周囲のき裂挙動に起因するとの仮定を置き、その検証のため、水素チャージもしくは水素未チャージの $Al_2O_3$ 埋設試験片につき、所定のサイクルで転

動疲労試験を停止し、介在物周囲のき裂を観察した。

### 5. 2. 2 転がり疲れ初期のき裂発生挙動

水素チャージした試験片B、Dと水素未チャージの試験片A、Cでは、寿命に差が現れた。この理由を知るため、まずき裂発生状況を確認した。調査にあたり、隙間を伴う直径150 $\mu m$ 級の $Al_2O_3$ を人工埋設した試験片に対し、水素チャージした試験片Gと水素未チャージの試験片Hを用い、1,500サイクルで中断するスラスト型転動疲労試験を行った。このサイクル数は試験片B、Dのはくり寿命のオーダー（ $10^6$ サイクル程度）に比べて1/1,000程度である。また、Neliasら<sup>14)</sup>がM50鋼を用いて行った最大ヘルツ接触応力3.5 GPaにおけるツインディスク型転動疲労試験において、早期のき裂発生が見られた $10^5$ サイクルよりもさらに早期の段階である。

Fig. 6に、試験片G、Hの軌道に対し垂直断面における人工埋設 $Al_2O_3$ 周囲のFE-SEM観察結果を示す。観察断面において $Al_2O_3$ は概ね最大直径となっている。Fig. 6より、両試験片で $Al_2O_3$ 周囲のき裂発生が認められ、その角度は軌道表面に対して概ね水平であった。また、き裂は隙間を付与した $Al_2O_3$ の両側（転がり方向からみて $Al_2O_3$ の前方と後方）の最大径付近の母相表面から発生していた。このようなき裂挙動は、Fujimatsuが報告<sup>13)</sup>した隙間を伴う人工埋設 $Al_2O_3$ 周囲のき裂挙動と類似する。双方の $Al_2O_3$ の両側から生じたき裂の長さはいずれも50 $\mu m$ ほどで同程度であった。また、き裂周辺母相に組織変化は見られなかった。これらの事実から、転がり疲れ初期のき裂長さは水素の有無の影響を受けないこと、き裂発生時点では水素に起因した組織変化は生じないことが見出せる。このことから、転がり疲れの極初期において、隙間を伴う介在物周囲に生じるき裂（表面に対し水平に近い角度で発生）の挙動は、水素の有無にはよらないとみる。

観察された水平き裂発生の関与応力は、筆者らの従来研究<sup>15)</sup>に照らし、モードIの引張主応力と推定される。CAE解析によって、圧縮応力下で進行する転がり疲れにおいて

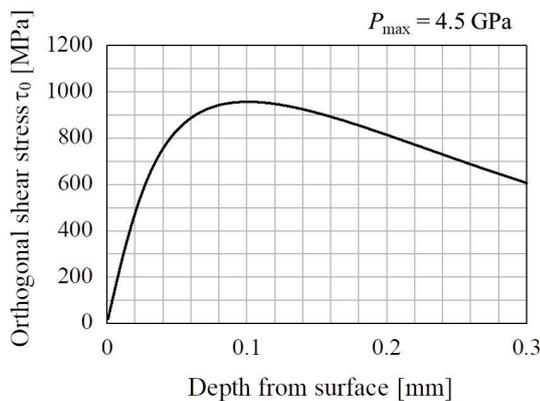


Fig. 5 Relationship between the depth from the specimen surface and the internal orthogonal shear stress  $\tau_0$ ; obtained by calculations for  $P_{max}$  of 4.5 GPa.

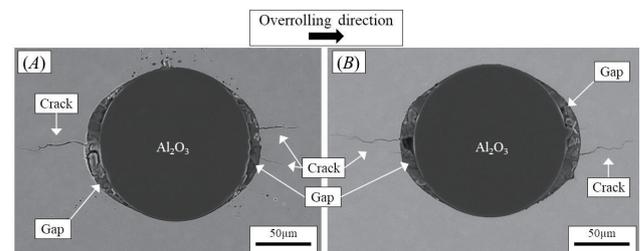


Fig. 6 Scanning electron micrographs around the artificially embedded  $Al_2O_3$  particle in a cross section perpendicular to the raceway of Specimens G and H. Diameters of both  $Al_2O_3$  particles are around 150  $\mu m$ . RCF tests were interrupted at 1500 cycles under  $P_{max}$  of 4.5 GPa. (A) Specimen G was hydrogen precharged and (B) Specimen H was uncharged.

高い引張主応力が発生するためには、空洞の存在が必要ながことが予測されている。したがって、力学的特性が空洞と類似する“隙間”が介在物周囲に存在することで同様のき裂形成が起こりうる。また、主応力で生成したき裂が水平に近い角度をとることも、CAE解析による応力作用面の向きから推定されている<sup>13)</sup>。本研究での水素チャージ後の転がり疲れ初期における隙間を伴う $\text{Al}_2\text{O}_3$ 周囲のき裂挙動は、クリーン潤滑環境における空洞周囲や隙間を伴う $\text{Al}_2\text{O}_3$ 周囲のき裂挙動と良く一致している。

水素に起因して比較的早期に起こる組織変化の例として、Hiraokaら<sup>6)</sup>は水素チャージ後に最大ヘルツ接触応力5.3 GPaのもとで行ったSUJ2鋼の転動疲労試験において、母相マルテンサイト組織内に $10^5$  サイクルオーダー程度からミクロ的な組織変化が生じ始めると報告した。この組織変化は、ナイトール腐食後の光学顕微鏡観察において黒く腐食された針状の形態で認められる。一方、本実験で行ったより低い試験面圧(最大ヘルツ接触応力4.5GPa)ならびにより早期の試験停止サイクル(1,500サイクル)では、母相中にミクロ的な組織変化は生じないものの、隙間を伴う $\text{Al}_2\text{O}_3$ 周囲のき裂発生は生じている。そのき裂挙動( $\text{Al}_2\text{O}_3$ 周囲のき裂発生位置、き裂の角度や長さ)に対し、水素チャージの有無で違いは見られず、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 周囲の初期のき裂の発生は水素によるアシストを必要としないと推定される。

上記結果によれば、水素チャージした試験片B、Dの寿命が、同程度のサイズの $\text{Al}_2\text{O}_3$ を埋設した水素未チャージ

の試験片の寿命より短いのは、き裂発生時期の影響とは考えにくい。したがって、き裂の伝ば段階の挙動の違いが寿命差に影響している可能性がある。そのことを検証するため、以降では、水素の影響による短寿命化の原因特定に向けて、伝ば段階のき裂挙動への水素の影響に注目し、その影響が顕在化しやすいとみられる $10^5$ サイクルオーダー(ミクロ的な組織変化が生じ始める段階)、およびそれ以降の $10^6$ サイクルオーダー(組織変化がさらに発達する段階)でのき裂挙動を調査した。

### 5. 2. 3 介在物を起点としたき裂伝ば挙動

き裂伝ばに対する水素の影響確認のため、水素チャージ後にスラスト型転動疲労試験を行い、 $3.0 \times 10^5$ サイクルで中断した試験片Iに対して $\text{Al}_2\text{O}_3$ 周囲のき裂観察を行った。なお、試験片Iは、隙間を伴う直径122  $\mu\text{m}$ の $\text{Al}_2\text{O}_3$ を埋設している。観察結果をFig. 7に示す。Fig. 7Aはデジタルマイクロスコープによる軌道に垂直な断面のミクロ観察結果であり、Fig. 7Bはその一部を拡大した像である。結果、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 最大径の側方から生じた概ね水平方向のき裂が、水平に対して角度がずれた方向へのマクロ的なき裂分岐を伴いつつ、広範囲に広がる様子が認められた。また、き裂周辺にはWEAを伴っていた。比較のために同じサイクルで試験を中断した水素未チャージの試験片J(隙間を伴う151  $\mu\text{m}$  $\text{Al}_2\text{O}_3$ を埋設)の観察結果をFig. 8に示す。両者のき裂角度や長さ、組織変化の様子には大きな違いが見られており、水素の存在によって介在物周囲のき裂伝ば

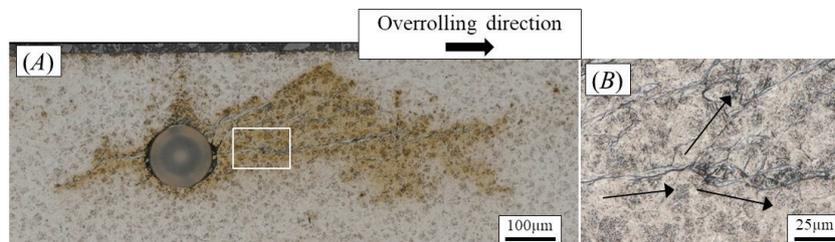


Fig. 7 Digital microscopic images around the artificially embedded  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle in a cross-section perpendicular to the raceway of hydrogen precharged Specimen I. Diameter of the  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle is 122  $\mu\text{m}$ . The RCF test was interrupted at  $3.0 \times 10^5$  cycles under  $P_{\text{max}}$  of 4.5 GPa. (A) Low-magnification image and (B) high-magnification image of crack branching.

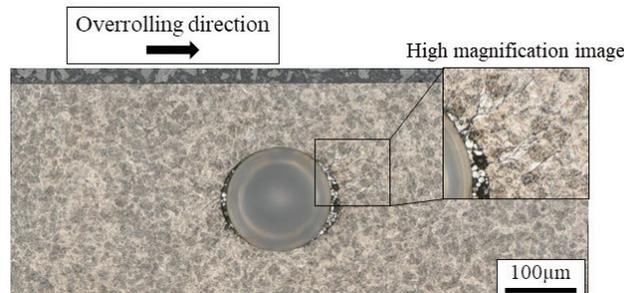


Fig. 8 Digital microscopic images around the artificially embedded  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle in a cross section perpendicular to the raceway of uncharged Specimen J. Diameter of the  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle is 151  $\mu\text{m}$ . RCF test was interrupted at  $3.0 \times 10^5$  cycles under  $P_{\text{max}}$  of 4.5 GPa.

挙動には明らかな変化がもたらされることが分かった。

上述したき裂の分岐は、水素チャージした試験片D（直径168 $\mu\text{m}$ の $\text{Al}_2\text{O}_3$ を埋設、 $2.1 \times 10^6$ サイクルではく離）にも同様に観察された。Fig. 9にデジタルマイクロスコプとSEMによる観察結果を示す。Fig. 9Aおよび9Bは、軌道面に垂直かつ転がり方向と平行な断面の観察結果であり、それぞれ $\text{Al}_2\text{O}_3$ の中心から80 $\mu\text{m}$ 離れた断面、および中心断面を観察している。また、Fig. 9Cは9Aの一部を拡大している。Fig. 9Aでは $\text{Al}_2\text{O}_3$ 粒子は破碎しており、Fig. 9Bに示す中心断面では研磨工程を経て $\text{Al}_2\text{O}_3$ 粒子は完全に脱落していた。観察の結果、水平方向のき裂先端に分岐が見られ、その周囲にWEAの形成も見られた。分岐したき裂の角度は、分岐が生じる前の水平き裂の角度を $0^\circ$ とみなすと、およそ $\pm 30^\circ$ の範囲に分布していた。水平方向のき裂の他に、Fig. 9AおよびFig. 9Bに示すように、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ の右上方側から表面に向かい直線状に延びるき裂も見られている。これらのき裂は、以下に示す2つの状況から二次的に発生したき裂と考えられる。一つは、疲労初期には水平き裂のみが観察されていること（Fig.6）である。もう一つは、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ が破碎しているために隣接する材料がFig. 9Bに白矢印で示すように移動していることであり、これに伴ってき裂が発生した可能性が考えられる。これは、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ が破碎されていない疲労の初期段階では起こり得ない。二次き裂とみられるこれらのき裂ははく離に関与する可能性がある。ただし、観察結果に基づき、転がり疲れの比較的初期段階におけるき裂伝ばは主に介在物周囲の水平き裂の挙動に左右されるとみている。

Nakasa<sup>16)</sup>は、水素の存在下におけるき裂の特徴の一つとして、進展しているき裂先端付近の塑性変形領域内に水素が集積する過程で、転位やポイドなどの欠陥と水素原子とが相互作用を起こすことを通じ、き裂分岐が起こりうる

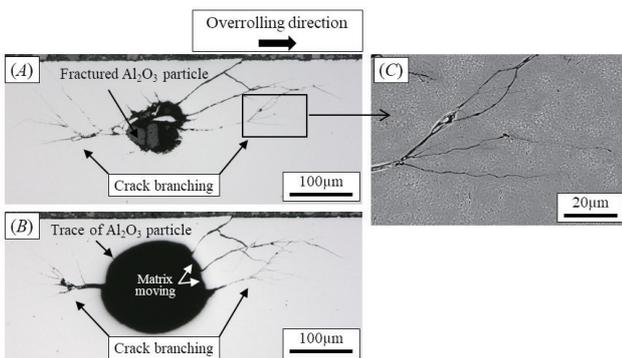


Fig. 9 Digital microscopic images around the artificially embedded  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle in a cross section of an  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle perpendicular to the raceway of hydrogen pre-charged Specimen D. (A) 80  $\mu\text{m}$  away from the center and (B) the center of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle. (C) An enlarged scanning electron micrograph of the boxed area in (A). Diameter of the  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle is 168  $\mu\text{m}$ . RCF test was interrupted at  $2.1 \times 10^6$  cycles under  $P_{\text{max}}$  of 4.5 GPa.

と指摘している。今回観察されたき裂先端の分岐も、この現象に類似すると考えられる。転がり疲れの負荷過程では、転動体と軌道との接触位置が相対移動することで荷重を受ける位置も刻々と変化する。それに応じて、転がり疲れが作用する軌道面直下のある注目点における応力の作用方向も刻々と変化すると思われる。ただし、クリーン潤滑環境下の転がり疲れははく離の場合、はく離底は軌道に対して概ね平行であることが多く、応力振幅が最大となる両振りの水平せん断応力が主き裂の伝ば方向を決定していると考えられる。一方、水素の存在する環境下では、き裂先端で複数方向へのき裂の分岐が生じる場合があった。この理由は、上述の注目点をき裂先端とした場合、き裂先端の応力が刻々と向きを変えることに応じて、き裂先端近傍に集積した水素の作用によってき裂が進展可能な方向の選択肢が増えるためと推測している。このようにき裂進展方向の選択肢が増えれば、き裂の停留は起こりにくくなると予想される。すなわち、き裂分岐を誘発する水素の作用を通じて、介在物起点で発生したき裂が大型化しやすいとみている。この特有のき裂挙動は、介在物起点型はく離寿命が水素の存在により短くなる要因として考えられる。

#### 5. 2. 4 高サイクル側で見られるき裂伝ば挙動の特徴

上述のとおり、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 周囲のき裂の伝ば挙動には水素の作用が強く影響を及ぼすと推定された。ただし、ここまでの観察では、水素に起因した母相のミクロ的な組織変化とき裂伝ばとの関連性を示す証拠は得られていない。母相の組織変化は、サイクル数の増大とともに顕在化してくる。そこで、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ を起点としたき裂の伝ばと母相の疲労挙動との関係を明らかにするため、さらに高サイクル数での繰返し疲労を付与した試験片の断面観察を実施した。き裂挙動の比較は、水素未チャージの試験片A（直径92  $\mu\text{m}$ の $\text{Al}_2\text{O}_3$ を埋設、 $1.0 \times 10^8$  サイクル打ち切り）と、水素チャージした試験片B（直径100  $\mu\text{m}$ の $\text{Al}_2\text{O}_3$ を埋設、 $6.1 \times 10^6$ サイクルではく離）について行った。

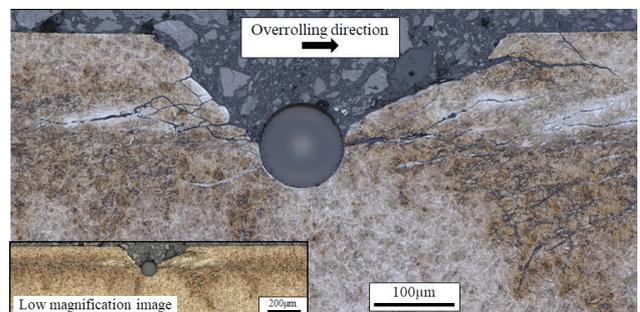


Fig. 10 Digital microscopic image of artificially embedded  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle in a cross-section perpendicular to the raceway of hydrogen precharged Specimen B. Diameter of the  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle is 100  $\mu\text{m}$ . The flaking that originated from the  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle occurred at  $6.1 \times 10^6$  cycles under  $P_{\text{max}}$  of 4.5 GPa.

Fig. 10に示す通り、試験片Bのはく離は $\text{Al}_2\text{O}_3$ を起点に生じたことが明らかである。また、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 最大径付近から生じた水平方向のき裂にはWEAを伴っていた。加えて、試験片Bでは $\text{Al}_2\text{O}_3$ を起点としたき裂とは別に、せん断応力による繰り返し疲労を受ける領域内の母相に腐食により黒く見える多数の微小き裂が生成していた。これらの微小き裂は、水素の作用に起因して生じたとみられる。一方、水素チャージした試験片Bの16倍強の疲労サイクル数を付与した水素未チャージの試験片Aには同様の疲労による組織変化は観察されなかった。さらに、Fig. 11に試験片Bの $\text{Al}_2\text{O}_3$ を起点とするき裂先端部の観察結果を示す。き裂先端には、針状の組織変化が認められた。この組織は、水素の作用環境下でWEAに先行して生成し、微小き裂に変化していくとみられる。そして、この針状組織と、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ を起点に生じたマクロき裂が互いに連結している様子が認められた。このことは、ミクロ的なき裂挙動の観点からみても、水素がき裂の延長に関与する可能性が高いことを示唆する。なお、水平せん断応力が針状組織の形成に関与しているならば、観察された垂直方向の針状組織 (Fig. 11) だけでなく、き裂の優先進展方向に近い水平方向の針状組織も形成されやすい可能性がある。これらの針状組織の向きがき裂進展に及ぼす影響の程度については現時点ではまだ明らかではなく、検討の余地がある。

対して水素未チャージの試験片Aでは、水素チャージを行った試験片Bと異なり、母相の疲労組織の形成や水平方向き裂の広範囲の伝ばは見られなかった (Fig. 12)。

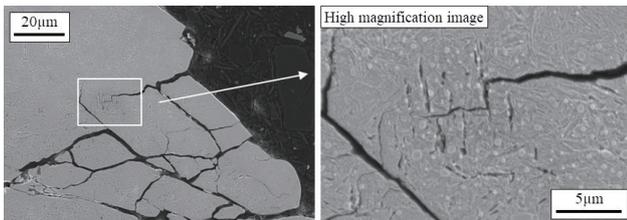


Fig. 11 Scanning electron micrographs of crack tip originating from  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle in Specimen B.

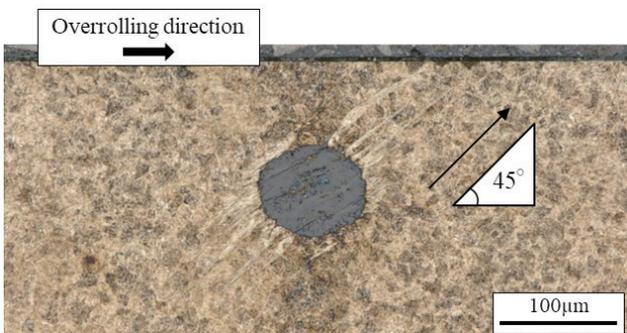


Fig. 12 Digital microscopic image of the artificially embedded  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle in a cross-section perpendicular to the rayway of uncharged Specimen A. Diameter of the  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle is 92  $\mu\text{m}$ . RCF test was interrupted at  $1.0 \times 10^8$  cycles under  $P_{\text{max}}$  of 4.5 GPa.

$\text{Al}_2\text{O}_3$ 周囲のき裂は転がり方向に対して主に $45^\circ$ 方向に伸びており、き裂周囲にはバタフライ型の組織変化を伴う様子が見られた。このとき、Fig. 13に示すように、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 周囲に事前に付与した隙間は観察時点ではほぼ閉塞した状態となっていた。試験片Aで見られた $45^\circ$ き裂の挙動は、上述した $\text{Al}_2\text{O}_3$ が周囲母相と密着している場合のき裂挙動に類似する。また、転がり疲れ初期に生じたとみられる水平方向のき裂の周囲には、顕著な組織変化が生じていた。この挙動は、繰り返しの転がり疲れの負荷に伴うエネルギーがき裂の進展ではなく、き裂周囲の組織変化に費やされたことを示唆し、結果的にき裂が進展しにくい状態に至ったと解釈される。この結果から、水平き裂が生じてもそれが必ずしも伝ばし続けるとは限らず、き裂が停留し、長寿命化する場合があることが見出された。このクリーン潤滑環境下のき裂停留挙動については以降でも論じる。

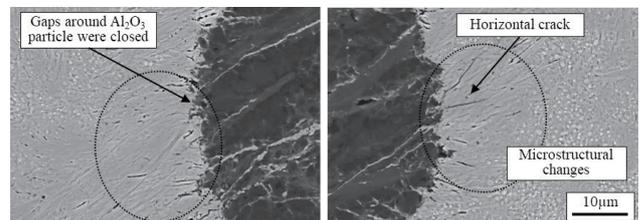


Fig. 13 Scanning electron micrographs of the front- and rear-side cracks of the  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle as seen from the overrolling direction in Specimen A. The previously given gaps around the  $\text{Al}_2\text{O}_3$  were almost closed at the observation.

### 5. 2. 5 水素の関与によるき裂長さの変化に関する考察

水素がき裂伝ばに及ぼす影響を定量的に把握するため、実験で得られたき裂伝ば挙動を元に、サイクル数と $\text{Al}_2\text{O}_3$ から発生・伝ばしたき裂長さとの関係を調べた。得られた結果に対し、水素チャージを行った場合と行っていない

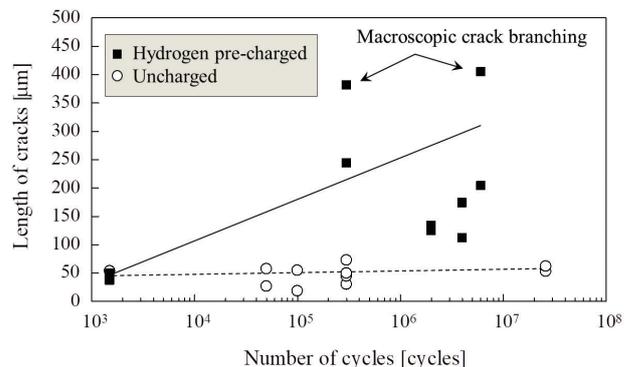


Fig. 14 Relationship between the number of cycles and the length of cracks initiated and propagated from an  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle in hydrogen precharged and uncharged specimens. The data were obtained from each observation results after RCF tests on  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particles with diameters of 100-150  $\mu\text{m}$ . The crack angle of the data was within  $0^\circ$  - $40^\circ$  with respect to the overrolling direction.

い場合を層別してFig. 14に示す。なお、各データは水素チャージの有無によって寿命差が見られた直径100~150  $\mu\text{m}$ 級の間隙を伴う $\text{Al}_2\text{O}_3$ を含む試験片のき裂観察結果に基づく。データには、はく離後、もしくは途中で試験を中断した試験片の観察結果を含む。観察は、非破壊ではなく断面を観察する方法によるため、個々のデータは同一試料を連続観察したものではない。また、き裂長さは、伝ばが顕著に見られる転動体の転がり方向からみて $\text{Al}_2\text{O}_3$ の後方側のき裂で測定した。また、評価に用いたデータは、水素によるき裂分岐の影響を考慮し、転がり方向に対する角度が $0\sim 40^\circ$ の範囲にあるき裂の長さとした。なお、き裂の停留傾向が見られた $45^\circ$ 方向のき裂長さはデータには含めていない。

結果、転がり疲れの極初期では、水素チャージの有無によるき裂長さの違いは見られなかった。既述の通り、初期き裂挙動には水素は影響を及ぼさないとみられる。一方、高サイクルになるにつれて水素チャージ試験片におけるき裂長さが、水素未チャージの試験片に比べて長くなる傾向が見られた。特に、マクロ的なき裂分岐が生じた場合に、き裂長さが顕著に延長することを見出した。

ここで、水素環境下で見られたマクロ的な分岐が生じたき裂について、その伝ば挙動をより詳細に知るため、転動方向からみて $\text{Al}_2\text{O}_3$ の後方側のき裂に関し、観察サイクル数におけるき裂分岐点までのき裂長さと分岐後を含めたき裂長さをFig. 15で比較した。データには、Fig.14の一部のデータを用いた。き裂分岐が生じる前までは、水素未チャージの場合のようにサイクル数が増加してもき裂長さは大きく変わっていなかった。それに対し、き裂挙動への水素の作用が出始める $10^5$ サイクルオーダー付近では、分岐による急激なき裂の大型化が見られ、その長さは400  $\mu\text{m}$ 程度に達している。これは、転がり疲れの接触円の大きさ（本実験条件の $P_{\text{max}}=4.5$  GPaでは600  $\mu\text{m}$ 程度）と同程度のオーダーに達しており、はく離の促進に十分な影

響があるとみられる。なお、図中には理解をしやすいするため、き裂分岐によるき裂長さ変化の予測線も示した。この際、分岐が生じる時期は明確には特定できていないが、き裂先端への水素の集積が徐々に進むとの前提に立ち、き裂分岐に至るまでの過程は曲線で示した。

また、上述したように今回得られたデータのうち、クリーン潤滑環境下で水平に近い角度を有するき裂が高サイクルでも大きく成長しない場合が見られた。これは進展が極めて遅いか、停留に近い状態にあると推察される。転がり疲れにおける水平せん断応力によるモードII型疲労を想定した研究で、モードII型の疲労き裂進展下限界値 $\Delta K_{\text{Ith}}$ がいくつか提案されており<sup>17-19)</sup>、き裂の停留が想定されている。実際に筆者らの研究<sup>13)</sup>でも、クリーン潤滑環境下で $\text{Al}_2\text{O}_3$ から発生した $45^\circ$ 方向のき裂は停留しやすい傾向にある。それに加え、本研究からクリーン潤滑環境下で介在物から発生した水平に近いき裂にも、停留の可能性が示された。現時点では十分なデータ数が無いため明確ではないが、転がり疲れ環境下の介在物に対する $\Delta K_{\text{Ith}}$ の見出しにつながる事象であり、別途検証を進める予定である。

対して、き裂先端で繰返し応力と水素との相互作用がある場合、マクロ的なき裂分岐が誘発されて停留には至らず、はく離が促進されやすいとみられた。水素には隙間を伴う介在物から発生したき裂の伝ばを促進する作用があり、それが早期のはく離をもたらすことが示唆された。き裂伝ばに対する水素の影響が生じ始める疲労サイクル数や、水素が関与したき裂挙動の特徴は、上述したような関連の従来研究に照らしても矛盾はないと思われる。

Komata<sup>20)</sup>は、水素の作用環境下での転がり疲れき裂の伝ば挙動を調べるため、表面に直径50~100  $\mu\text{m}$ の微小ドリル穴（空洞欠陥）を付与したスラスト試験片を用い、水素チャージ後の転動疲労試験（ $P_{\text{max}}: 2.3\sim 3.6$  GPa）を行っている。結果として、水素がドリル穴表面から生じたき裂（軌道面に対してほぼ平行な向きに発生）の伝ばを加速させると報告している。水素によるき裂伝ばの促進という観点では、本研究も同様の結論を導いている。一方で、同研究ではき裂周囲の組織変化（WEA）は観察されておらず、本研究結果とは相違点がある。これは、水平に近い角度を有するドリル穴周囲のき裂は、水平せん断応力によるき裂伝ばが比較的容易に起こり、き裂周囲の組織変化の形成のためにエネルギーが消費されにくいとみられる。対して、Fujimatsu<sup>13)</sup>が示したように、軌道面直下の隙間を伴う介在物周囲に発生するき裂は、転がり方向に対して完全に水平では無く、若干の傾きを有する特徴がある。また、転がり疲れにおける高面圧の付与条件下では、硬質介在物自体は空洞欠陥（極端に軟質な欠陥とみなせる）とは逆の剛体に近い振る舞いをすることが予想される。隙間を伴う介在物は、空洞欠陥に類似したき裂

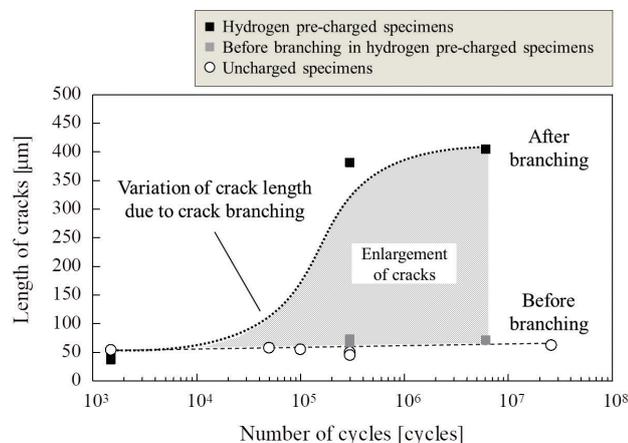


Fig. 15 Variation of crack length before and after crack branching. The dotted curve is based on the estimation.

挙動を示す場合があるものの、前述した違いのため、全く同じ振る舞いをするとはみなせない。今回の研究は、水素の作用環境下でのマクロ介在物からの転がり疲れき裂挙動に関し、クリーン潤滑環境とも異なる特有の挙動があることを初めて明らかにしたと考えている。

### 5. 3. 水素が作用する環境下の転がり疲れにおける近接した介在物間のき裂挙動

クリーン潤滑環境下に比べて、水素の作用環境下では介在物から生じたき裂の伝ぱが促進され、き裂の範囲が拡がりやすいことが分かった。一方、鋼材中の実介在物は、単粒子で存在する場合もあれば、複数介在物が比較的接近して存在する場合も想定される。その場合に、介在物周りのき裂挙動に変化が生じ、単独の場合より有害性を高める可能性がある。Courbonら<sup>21)</sup>はFEM計算に基づき、転がり方向に対して平行に近接配置した内部介在物のペア（ $d$ を球状介在物の外表面間距離、 $r$ を介在物半径とすると、 $d/r=0.2$ となる配置状態）の相互作用は弱いことを示唆している。本研究でも、水素の作用環境下で同様の介在物配置（転がり方向に対して平行に近接配置、 $d/r=2$ ）した場合の隙間を伴う球形 $Al_2O_3$ 間のき裂挙動を実際に調査した。

Fig. 16に、軌道に平行な垂直断面（ $Al_2O_3$ 中心付近）でのき裂観察結果を示す。Fig. 16Aは、観察方向を示す模式図である。また、Fig. 16Bは水素チャージした試験片K

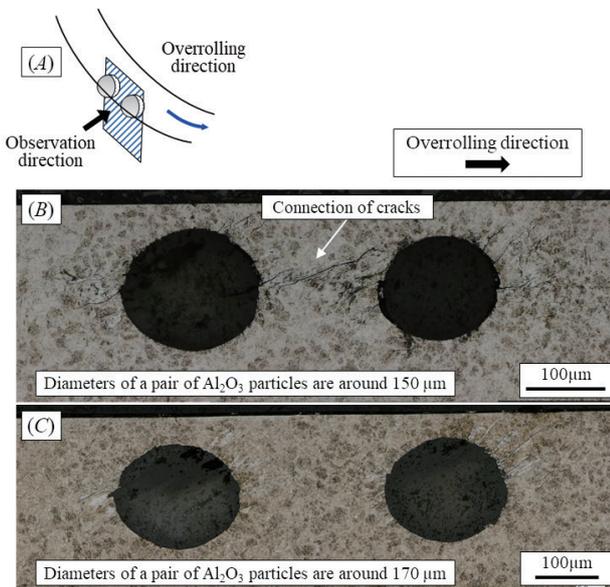


Fig. 16 (A) Schematic illustration indicating observation direction of specimen. The cross-sectional digital microscopic images are perpendicular to the raceway for (B) the hydrogen precharged Specimen K after  $1.0 \times 10^6$  cycles of RCF test and (C) the uncharged Specimen L after  $8.7 \times 10^6$  cycles of RCF test. Specimens K and L included a pair of  $Al_2O_3$  particles with around 150  $\mu m$  and 170  $\mu m$ , respectively.

（2つの直径150  $\mu m$ 級 $Al_2O_3$ を埋設、 $1.0 \times 10^6$ サイクル途中で中断）、Fig. 16Cは水素未チャージの試験片L（2つの直径170  $\mu m$ 級 $Al_2O_3$ を埋設、 $8.7 \times 10^6$ サイクル途中で中断）のそれぞれのき裂の観察結果を示している。

水素チャージした試験片Kでは、近接する2つの $Al_2O_3$ 粒子間に概ね水平方向のき裂が見られ、各々の $Al_2O_3$ から生じたき裂が互いに連結している様子が見られた。また、き裂周囲にWEAが観察されたため、水素の作用がこのようなき裂挙動をもたらしたとみられる。一方で、水素未チャージの試験片Lでは、Fig. 16Cに示すように、 $Al_2O_3$ を起点とした概ね $45^\circ$ 方向のき裂は見られるが、それらはお互いに連結していなかった。水素未チャージの試験片Lが水素チャージした試験片Kの9倍ほどの疲労サイクル数を経たことを考慮すると、クリーン潤滑環境下では $d/r=2$ 程度に近接した $Al_2O_3$ 粒子間でのき裂進展に対する応力の相互作用の影響は軽微であり、各々の $Al_2O_3$ から生じたき裂の連結は生じにくいとみる。このことは、水素の影響を考慮していないCourbonらによる予測結果<sup>21)</sup>と符合する。

以上の通り、クリーン潤滑環境とは異なり、水素の作用環境下では介在物が近接して存在するとその間でき裂同士の間で連結が容易に生じる。そのような介在物が水素存在下の転がり疲れの負荷領域に存在すれば、き裂の大型化が促進されるため寿命に対する有害性が高まると考えられる。その対策として、後述のように鋼の高清浄度化が有効と考えられる。

### 5. 4. 特に大型のマクロ介在物周囲における水素が作用する環境下の転がり疲れき裂挙動

最後に、水素の存在有無に関わらず、はく離寿命に大差がなかった大型介在物（直径200  $\mu m$ 超）の周囲の転がり疲れき裂挙動を確認することで、その理由を考察した。検証用試験片はFig. 3に示した水素未チャージの試験片E（直径263 $\mu m$ の $Al_2O_3$ を埋設、 $3.3 \times 10^5$ サイクルではく離）と水素チャージした試験片F（直径263 $\mu m$ の $Al_2O_3$ を埋設、 $2.9 \times 10^5$ サイクルではく離）である。Fig. 17A、

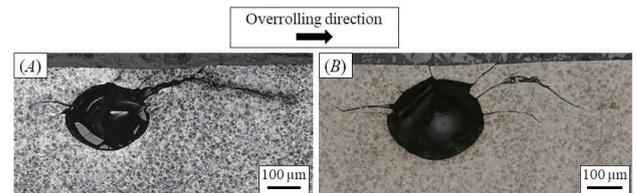


Fig. 17 Microscopic images around the artificially embedded  $Al_2O_3$  particle in a cross-section perpendicular to the raceway of Specimens E and F. Diameters of both  $Al_2O_3$  particles are 263  $\mu m$ . The flaking originated from  $Al_2O_3$  particle occurred at  $3.3 \times 10^5$  and  $2.9 \times 10^5$  cycles under  $P_{max}$  of 4.5 GPa, respectively. (A) Specimen E was uncharged and (B) Specimen F was hydrogen pre-charged.

17Bはそれぞれのはく離部の断面写真である。両者とも、 $Al_2O_3$ 最大径付近から概ね水平方向にき裂が発生しており、その特徴はこれまでに示したき裂挙動とも同様である。

疲労に伴う組織変化は、試験片E、Fのき裂周囲には観察されなかった。同程度の疲労サイクル数を付与した水素をチャージした試験片I（ $122\mu m$ の $Al_2O_3$ を埋設、 $3.0 \times 10^5$ サイクル途中で中断）と異なり、水素チャージした試験片FにおいてWEAが現れないのは、 $Al_2O_3$ 径が $260\mu m$ 程度と非常に大きく、なおかつ引張加工で導入される $Al_2O_3$ 周囲の隙間も大きく形成されることで、介在物周囲に発生するモードI型の初期き裂が長くなりやすいことが影響したと考えている。それらにより、空洞欠陥の場合と同じく発生したき裂が進展しやすくなり、水素との相互作用によるき裂周辺での組織変化にはエネルギーが消費されにくいと推定する。以上から、鋼中に含まれる介在物径が十分に大きい場合、その周囲の水平方向に生じたき裂の伝ぱが十分速いことから、寿命は水素の有無に関わらず欠陥大きさのみに依存する可能性があるということを見出せた。

**5. 5. 水素が作用する環境下の転がり疲れき裂モデルの推定と水素の影響のまとめ**

本研究のまとめとして、水素の作用環境下の転がり疲れき裂の推定モデルをサイクル数に応じてFig.18に示す。モデルは、それぞれ初期（ $10^3$ サイクルまで）、中期（ $10^5$ サイクルから $10^6$ サイクル）、後期のはく離までを分けて示した。

疲労の初期段階には、まず介在物最大径周囲の隙間の影響により、モードIの引張主応力の作用で水平き裂が発生する。なお、鋼中に侵入した水素は、初期段階のき裂長さには影響しない。これは介在物周囲のき裂が極めて低サイクルで発生し、き裂と水素との相互作用が生じにくいと考えられている。次に、疲労の中期段階では、初期に発生し

た介在物周囲のき裂先端部で水素に起因したき裂のマクロ的な分岐や、母相中に生じた針状組織と介在物を起点とするマクロき裂との連結によって、き裂の伝ぱ範囲が広がる。この特徴により、水素存在下の転がり疲れではクリーン潤滑環境下の場合とは違ってき裂の停留は起こりにくいとみる。疲労の後期段階では、き裂周囲の至るところでWEAの形成を伴いつつ、き裂が大型化し、早期のはく離に至る。き裂周辺のWEAはき裂周辺で繰り返しの応力作用が局在化し、ミクロ的なマトリクスの疲労が促進されたことを示す証拠とみられる。

上記に加え、水素の作用環境下では介在物が近接して存在するような場合（本研究では $d/r \approx 2$ の場合を調査）に、各々の介在物から生じたき裂同士との連結でき裂が大型化しやすいことも分かり、このようなき裂挙動は、クリーン潤滑環境下では起こりにくいことも見出された。

**5. 6. 水素が作用する環境下の転がり疲れに対する鋼の長寿命化方策**

ここでは、水素の作用環境下における内部介在物起点型はく離に対する長寿命化方策を、既存の研究結果も踏まえて述べる。

従来研究で、例えばBlassら<sup>22)</sup>が報告したようにWEAの開始点となり得るミクロ介在物（大きさ $10\mu m$ 程度）は高純度鋼であっても無数に存在するため、介在物は寿命に大きく影響しないとみる考え方があった。一方、本研究では軸受早期はく離の原因としてマクロ介在物に焦点を当てた調査を行い、隙間を伴った介在物の大きさが寿命支配因子であることを示した。風力発電機用等の大型軸受への適用を想定した場合には、転がり疲れの危険体積が大きいため、その中に比較的大型のマクロ介在物が含有される可能性がある。そのような場合に対し、内部介在物起点型はく離対策として有効な介在物小径化<sup>23)</sup>は、水素の作用環境下でも有効な長寿命化対策となり得る。また、高純度鋼の活用により、軌道面近傍に介在物が存在する頻度や、複

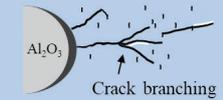
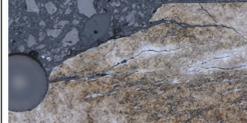
Lifetime [cycles]	$-10^3$	$10^5-10^6$	-flaking
Effect of hydrogen	Not found	Found (crack behavior or microstructural change in the matrix)	
RCF crack model of inclusion with gaps	<ul style="list-style-type: none"> <li>Horizontal cracks initiate by mode I principal tensile stress.</li> </ul> 	<ul style="list-style-type: none"> <li>Cracks propagate over a wide range by crack branching.</li> <li>Connection of cracks occurs.</li> </ul>  <p>Crack branching</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Crack enlargement progresses with the formation of WEA everywhere around the crack, leads to premature flaking.</li> </ul>  <p>WEA formation</p>
Supporting images of the model			

Fig. 18 Crack model under RCF condition where hydrogen acts in this study.

数介在物が近接して存在する場合の頻度を低減できる。これにより軸受鋼の寿命信頼性が向上し、設備のメンテフリー化の実現に寄与することが期待される。

また、水素が作用する環境下における鋼の長寿命化に対し、介在物の観点以外に、組織変化やき裂先端への水素の供給を遅延させるような母相の組織制御や成分設計も有効となる可能性がある。これは、今回提示したはく離メカニズムに照らし、き裂先端における母相からの水素の集積や水素の作用に起因した母相の組織変化の進行が、介在物起点き裂の大型化を助長するとみられることに基づく。材料観点での対策の有効性については、本研究手法を活用して検証し、高信頼性軸受用鋼の開発に活かしていきたい。

なお、材料面の長寿命化対策以外にも、鋼中への水素侵入を防止することも有効である。Endo<sup>24)</sup>やKawamura<sup>3)</sup>は、潤滑剤に注目した水素影響軽減対策を報告している。Kino<sup>4)</sup>は、Niメッキ等の表面処理による水素侵入防止について報告している。これらの対策と、材料対策を併用すれば、さらに効果は高まると考えられる。

## 6. 結論

水素の作用環境下でのマクロ介在物を対象とする独自の転動疲労試験方法を用いた調査から、以下の知見を得た。

- ・水素の作用環境下での転がり疲れにより、隙間を伴うマクロ介在物を起点とするはく離が生じ得ることを明らかにした。その寿命は、クリーン潤滑環境下に比べて短寿命となることも示した。これは、水素の影響で介在物から生じたき裂の伝ばを促す挙動（き裂先端のマクロ的な分岐現象、組織変化により母相に生じた微小き裂との連結現象）がもたらされることによるとみられる。
- ・マクロ介在物の大きさが寿命支配因子として推定された。また、介在物が近接して存在すると、き裂の連結が促進されることも判明した。それに基づき、非金属介在物の大きさや量を低減するための清浄度向上が有効な長寿命対策として見出せた。
- ・特に大型の介在物の場合（200 μmを超えるようなもの）、き裂の伝ばが速く、寿命に対する水素の影響は小さいとみられることが分かった。

## 7 参考文献

- 1) M. H. Evans, "White structure flaking (WSF) in wind turbine gearbox bearings: effects of 'butterflies' and white etching cracks (WEC)," *Material Science and Technology*, 28, 1 (2012), 3-22.
- 2) K. Tamada and H. Tanaka, "Occurrence of brittle flaking on bearings used for automotive electrical instruments and auxiliary devices," *Wear*, 199, 2 (1996), 245-252.
- 3) T. Kawamura, "Effects of Lubricant on Hydrogen-Related Rolling Contact Fatigue Life Improvement," *NTN TECHNICAL REVIEW*, 85 (2017), 84-89.
- 4) N. Kino and K. Otani, "Influence of Hydrogen on Rolling Contact Fatigue Life and Its Improvement," *Transactions of Society of Automotive Engineers of Japan*, 34, 3 (2003), 145-149.
- 5) K. Maeda, K. Tamada, H. Nakashima and N. Tsushima, "A NEW TYPE OF MICROSTRUCTURAL CHANGE DUE TO ROLLING CONTACT FATIGUE," *Proceedings of the Japan International Tribology Conference Nagoya*, (1990), 791-796.
- 6) K. Hiraoka, T. Fujimatsu, N. Tsunekage and A. Yamamoto, "Generation Process Observation of Micro-Structural Change in Rolling Contact Fatigue by Hydrogen-Charged Specimens," *Journal of Japanese Society of Tribologists*, 52, 12 (2007), 888-895.
- 7) P. C. Becker, "Microstructural changes around non-metallic inclusions caused by rolling-contact fatigue of ball-bearing steels," *Metals Technology*, (1981), 234-243.
- 8) K. Hiraoka, "White-type Microstructural Change in Rolling Contact Fatigue from the Viewpoint of Severe Plastic Deformation," *Tetsu-to-Hagane*, 94, 12 (2008), 636-643.
- 9) H. Uyama, H. Yamada, H. Hidaka and N. Mitamura, "The Effects of Hydrogen on Microstructural Change and Surface Originated Flaking in Rolling Contact Fatigue," *Tribology Online*, 6, 2 (2011), 123-132.
- 10) M. H. Evans, A. D. Richardson, L. Wang, R. J. K. Wood, "Effect of hydrogen on butterfly and white etching crack (WEC) formation under rolling contact fatigue (RCF)," *Wear*, 306, (2013), 226-241.
- 11) R. H. Vegter and K. Stadler, "Review on Crack Initiation and Premature Failures in Bearing Applications," in *Bearing Steel Technologies: 12th Volume, Progress in Bearing Steel Metallurgical Testing and Quality Assurance*, ed. J. M. Beswick (West Conshohocken, PA: ASTM International, 2020), 1-25. <http://doi.org/10.1520/STP162320190054>

- 12) T. Fujimatsu, "Development of rolling contact fatigue life evaluation method using artificial defect," *Sanyo Technical Report*, 25, 1 (2018), 31-37
- 13) 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. M. Beswick (West Conshohocken, PA: ASTM International, 2020), 103-130. <http://doi.org/10.1520/STP162320190100>
- 14) D. Nelias, M. L. Domont, F. Champiot, A. Vincent, D. Girodin, R. Fougères and L. Flamand, "Role of Inclusions, Surface Roughness and Operating Conditions on Rolling Contact Fatigue," *Journal of Tribology*, 121, 2 (1999), 240-251
- 15) T. Fujimatsu, K. Hiraoka and A. Yamamoto, "Crack Initiation Behavior from Internal Defect in High Carbon-chromium Bearing Steel under Rolling Contact Fatigue," *Tetsu-to-Hagane*, 94, 1 (2008), 13-20
- 16) K. Nakasa, "Application of Fracture Mechanics to Crack Branching and Crack Curving Phenomena," *Bulletin of the Japan Institute of Metals*, 28, 9 (1989), 753-759
- 17) Y. Fujii, K. Maeda and A. Otsuka, "A New Test Method for Mode II Fatigue Crack Growth in Hard Materials," *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, 50, 10 (2001), 1108-1113
- 18) Y. Murakami, T. Fukuhara and S. Hamada, "Measurement of Mode II Threshold Stress Intensity Factor Range  $\Delta K_{Ith}$ ," *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, 51, 8 (2002), 918-925
- 19) H. Matsunaga, S. Muramoto, N. Shomura and M. Endo, "Shear Mode Growth and Threshold of Small Fatigue Cracks in SUJ2 Bearing Steel," *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, 58, 9 (2009), 773-780
- 20) H. Komata, J. Yamabe, Y. Fukushima and S. Matsuoka, "Proposal of Rolling Contact Fatigue Crack Growth Test Using a Specimen with a Small Artificial Hole," *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers*, 78, 793 (2012), 1250-1265
- 21) J. Courbon, G. Lormand, G. Dudragne, P. Daguier and A. Vincent, "Influence of inclusion pairs, clusters and stringers on the lower bound of the endurance limit of bearing steels," *Tribology International*, 36, (2003), 921-928
- 22) T. Blass, X. Xu, K. Wunder, W. Trojahn, K. Geng, and F. Li, "Influence of Steel Cleanliness on RCF and WEC Formation," in *Bearing Steel Technologies: 12th Volume, Progress in Bearing Steel Metallurgical Testing and Quality Assurance*, ed. J. M. Beswick (West Conshohocken, PA: ASTM International, 2020), 26-49. <http://doi.org/10.1520/STP162320190084>
- 23) M. Nagao, K. Hiraoka and Y. Unigame, "Influence of nonmetallic inclusion size on rolling contact fatigue life in bearing steel," *Sanyo Technical Report*, 12, 1 (2005), 38-45
- 24) T. Endo, D. Dong, Y. Imai and Y. Yamamoto, "Study on Rolling Contact Fatigue in Hydrogen Atmosphere," *Journal of Japanese Society of Tribologists*, 49, 10 (2004), 801-808

## ■ 著者



和田 恭学



石橋 いずみ



眞鍋 亮太



藤松 威史