

非金属介在物起点型転がり疲れにおけるき裂生成機構

Initiation Behavior of Crack Originated from Non-Metallic Inclusion in Rolling Contact Fatigue

常陰典正*1 橋本和弥*2 藤松威史*3 平岡和彦*4

Norimasa Tsunekage, Kazuya Hashimoto, Takeshi Fujimatsu and Kazuhiko Hiraoka

Synopsis: Recently, it has been generally accepted that flaking life is dependent on the size of non-metallic inclusion under proper condition in bearing use. Statistics of extreme values to predict the maximum non-metallic inclusion size and ultrasonic test to assess large non-metallic inclusions in a large volume are widely used as practical methods for the evaluation of bearing steel cleanliness.

It is expected that the condition of bearing use will be more critical due to the downsizing tendency in various industrial or automotive machine units. Thus the research on flaking mechanism becomes more important from the viewpoint of global ecology, because that is beneficial to the improvement in bearing life. Due to the difficulty in experimental observation, however, the detail of flaking mechanism in rolling contact fatigue caused by non-metallic inclusion has not yet been clarified.

Focusing on the relationship between non-metallic inclusion and initiation of the crack, the flaking mechanism is proposed in this paper.

Key words: bearing steel, rolling-contact fatigue life, crack initiation, crack propagation, non-metallic inclusions, oxides, hot isostatic pressing

Translated and reprinted, with permission, from ASTM STP 1524 Bearing Steel Technology, 8th Volume: Developments in Rolling Bearing Steels and Testing, copyright ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, West Conshohocken, PA 19428.

1. 緒言

近年、地球温暖化問題への対策として機械部品は小型・軽量化の傾向にある。要素部品の一つである軸受においても長寿命化や信頼性の向上が強く求められており、それに使用される軸受鋼には転がり疲れにおけるはく離寿命の改善や寿命を予測するための非金属介在物評価技術の高度化が重要性を増している。それらを実現するためには、転がり疲れのはく離までの過程を詳細に知ることが必要であるが、現在においてもこの過程は明らかにはなっていない。その理由として、転がり疲れによるはく離の破面が、圧縮場のせん断応力の作用により強い摩滅を受けており、起点やき裂生成伝ぱに関する情報が観察によって得難いことが挙げられる。

一般に、鋼材の疲れ強さは、非金属介在物の大きさからの見積りが可能であることが知られている¹⁾。転がり疲れ寿命においても、非金属介在物の大きさが影響することは明らかで、長尾ら²⁾は極値統計法による予測最大非金属介

在物径 ($\sqrt{\text{AREA max}}$) と転がり疲れ寿命 (L_{10} : 累積破損確率10%の寿命) との関係を報告している。ただし、この報告において、 $\sqrt{\text{AREA max}}$ の増加により L_{10} 寿命が低下する傾向は認められているものの、 $\sqrt{\text{AREA max}}$ 値に対する寿命値は1オーダー程度のばらつきが見られる。この結果は、転がり疲れにおいては非金属介在物の大きさ以外にも寿命に影響を及ぼす因子があることを示唆している。

本報告の目的は、非金属介在物起点型転がり疲れ寿命の支配因子を正しく把握することを念頭に置き、き裂の生成ならびに伝ぱの視点からはく離過程を明示することである。そこで先ず、関連する従来知見を整理して転がり疲れ機構を推定し、次に、その推定された機構を実験によって検証した結果を報告する。

2. 従来知見の整理

非金属介在物起点型の転がり疲れのき裂生成と伝ぱに関する報告例を以下に示す。

*1 研究・開発センター 軸受・構造用鋼グループ長、博士 (工学)

*2 研究・開発センター 軸受・構造用鋼グループ

*3 研究・開発センター 軸受・構造用鋼グループ、博士 (工学)

*4 自動車・産機営業部 自産機CS室長、前 研究・開発センター 軸受・構造用鋼グループ長、博士 (工学)

古村ら³⁾は、転がり疲れにおける疲れ強さを検証する実験において、バタフライ生成に要する期間を調査した。供試材にはJIS SUJ2を用い、最大接触応力 $P_{max}=3.43\text{GPa}$ にてスラスト型転がり疲れ試験を実施し、バタフライの生成に要する期間が 1×10^5 サイクル程度、すなわち L_{10} 寿命の1/1000程度であることを報告した。バタフライは、非金属介在物を起点としたき裂を伴ってそのウイングを形成している⁴⁾ことが知られており、彼らの報告は転がり疲れのき裂生成期間が全寿命に対して非常に短いことを示している。

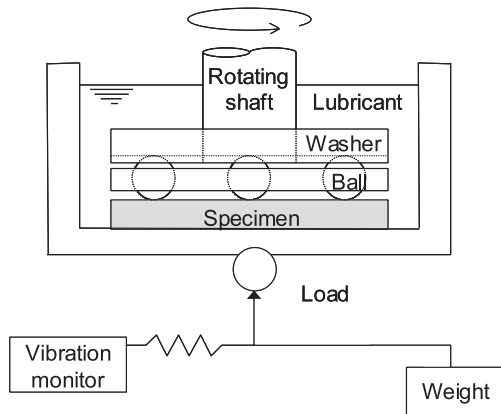
Neliasら⁵⁾は、き裂生成時期やき裂伝ば挙動を非破壊の超音波探傷法にて調査した。この際、一般的な高炭素クロム軸受鋼では起点候補となる非金属介在物が少なく観察が難しいため、供試材には破壊起点となる一次炭化物を多く含むAISI M50を採用した。 $P_{max}=3.5\text{GPa}$ にてツインディスク型転がり疲れ試験を実施し、試験開始から 5×10^7 サイクルまで超音波探傷におけるエコー像の変化を観察した。その結果から、転がり疲れにおけるはく離は、 1×10^5 サイクル未満の極初期のき裂生成期間と、その後の非常に長いき裂伝ば期間によって構成されていると推測した。

宇田川ら⁶⁾は、超音波探傷法を用いた独自の転がり疲れ試験方法を考案し、非金属介在物周囲のき裂挙動をはく離に至るまで追跡した。供試材にはJIS SUJ2を用い、 $P_{max}=5.3\text{GPa}$ によるスラスト型転がり疲れ試験を実施

し、最終的には 2.3×10^6 サイクルではく離に至った試験片において、超音波探傷によって得られたエコー像の拡大からき裂生成時期が 1×10^4 サイクル時点であることを示した。なお、彼らは以前の研究⁷⁾によりエコー像の変化がき裂生成を示すことをシリアルセクションング法によって確認している。

これら3つの報告から、非金属介在物を起点とする転がり疲れの全寿命が、極短期間のき裂生成と、引き続き非常に長いき裂伝ば段階により構成されているという特徴が強く示唆されている。すなわち寿命の大半は伝ばが占めていることはかなり濃厚であるといえよう。

一方、筆者ら⁸⁾はき裂の生成段階の挙動に注目した実験として、非金属介在物に替わる人工欠陥を導入した試験片を考案し、直接観察した結果を基にき裂生成挙動を推定した。その試験片は、原料の金属粉末を熱間等方プレス(HIP)によって固化する際に条件を適切に選定することにより、概ね $25\mu\text{m}$ 以下の人工的な空洞欠陥をその内部に多数含んでいる。供試材にはJIS SUJ2を用い、 $P_{max}=3.95\text{GPa}$ で図1に示すスラスト型転がり疲れ試験を実施した。その後、ボールの軌道接線と平行に試験片を切断し、空洞から生成したき裂を主にSEMで観察した。その結果を図2に示す。 5×10^4 サイクル時点で既にき裂が観察され、これまでの自然欠陥を用いた報告^{3,5,6)}と同様に、極短サイクルでき裂生成することがわかった。また、図3に軌道面からの



Maximum Hertzian stress	3.95 GPa
Rolling contact frequency	1800 cpm
Lubricant (Room Temp., Clean)	ISO VG10
Ball diameter	9.525 mm

Fig.1 Conditions and schematic diagram of thrust type rolling contact fatigue tester. ⁸⁾

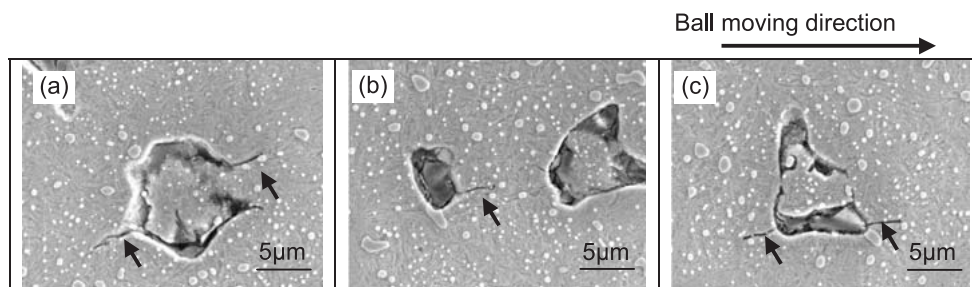


Fig.2 Secondary electron images of cracks (arrowed) originating from pores after the thrust-type rolling contact fatigue test for 5×10^4 cycles. ⁸⁾

深さとき裂が存在する空洞の割合との関係を示すように、表面から0.2mm深さまでの空洞には、その大きさに関係なく60%以上の割合でき裂が生成していた。この結果は、内部起点型転がり疲れのき裂生成が、一般的に支配的な作用を持つといわれているせん断応力分布^{9, 10)}だけでは説明できないこと、さらには同じ深さにある欠陥であってもき裂を生じる場合とそうでない場合があることを示している。すなわち転がり疲れにおけるき裂が、特に生成段階において元々あった欠陥の大きさに必ずしも支配されていないことが示唆された。

さらにこの論文では、空洞からのき裂生成に作用した応力の特定をコンピューターシミュレーションによって試みている。図4は直径20 μ mの空洞を各深さに配置し、その周囲に生じる最大引張主応力を計算した結果である。空洞周囲に対して2000MPaを超える最大引張主応力が作用する深さは、直接観察によって得た図3のき裂存在深さとよく一致している。さらに、実際に観察されたき裂の角度も、表1に示す解析により予測された最大引張主応力が作用する面の向きに概ね合致していた。これらの結果から、き裂

生成には引張主応力が関与していることが強く予想された。

ただし、本実験で用いた人工欠陥である空洞を、鋼中の自然欠陥である非金属介在物と応力集中の観点で同様に扱

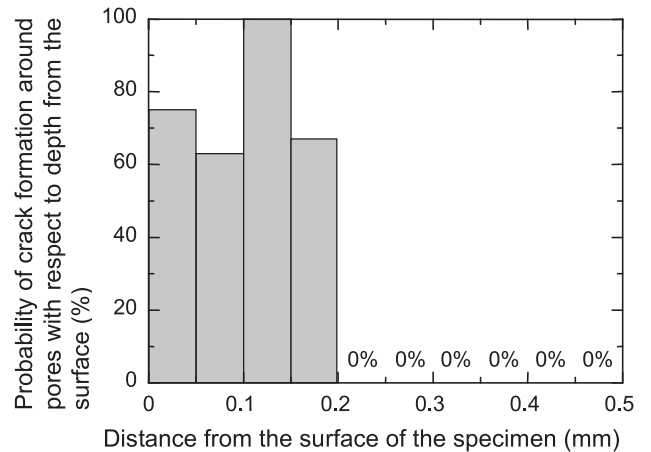


Fig.3 Probability of crack formation around pores with respect to depth from the surface after the thrust type rolling contact fatigue test for 5×10^4 cycles. ⁸⁾

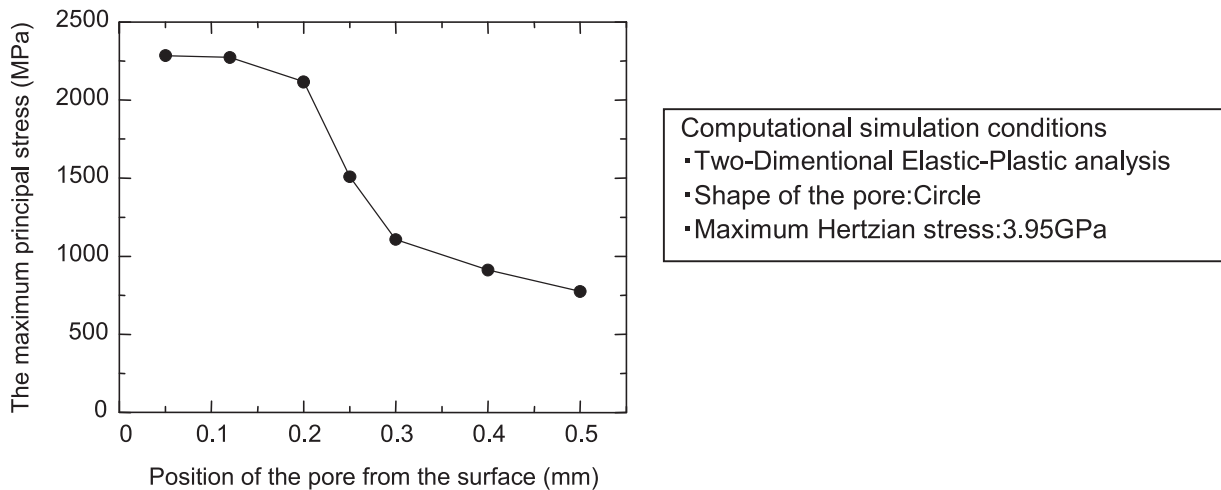


Fig.4 Change in maximum principal stress around 20 μ m in diameter pore with depth from the surface. ⁸⁾

Table 1 The results of stress analysis around the pore. ⁸⁾

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
0.05 mm	2286 MPa		14.1°
0.12 mm	2270 MPa		17.6°
0.20 mm	2122 MPa		29.2°

Table 2 Physical and mechanical properties of matrix, inclusions and pore. ⁸⁾

	Matrix	Al ₂ O ₃	TiN	CaO-Al ₂ O ₃	MnS	Pore
Young's modulus (GPa)	206	387	316	113	137	0
Tangent modulus (MPa)	85.8	-	-	-	-	-
Poisson ratio	0.30	0.25	0.192	0.25	0.25	0
Hardness (HV)	700	~1900	~2400	~2200	150	0
Yield strength (MPa)	1960 (=σ _y)	3・σ _y	3・σ _y	3・σ _y	σ _y /5	0

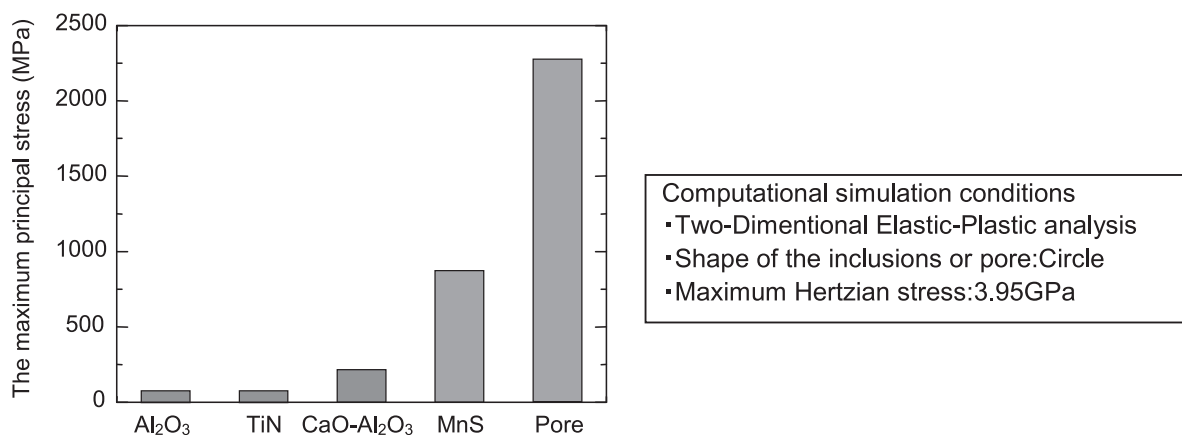


Fig.5 The maximum principal stress at the inclusion - matrix interface or surface of the pore. Inclusions and the pore are 20 μm in diameter and 0.12mm deep form the surface. ⁸⁾

えるかということについては疑問が残った。そこで、種々の非金属介在物が母相と密着していると仮定し、表2の物性値を用いて非金属介在物の周囲に働く最大主応力を解析により求めた。その結果、図5に示すように引張主応力は概ねヤング率の低い材質ほど高くなる傾向を示し、空洞の場合が最大であることがわかった。すなわち、酸化物系のような高いヤング率の介在物の周囲には比較的小さい引張主応力しか生じず、モードⅠ型のき裂は生成し難いことになる。一方、従来から非金属介在物によっては母相との界面がはく離して空隙が存在する場合があることが知られている¹¹⁾。このように界面がはく離していることを想定すると、単にその非金属介在物の物性値から予測されるよりも高い引張主応力が作用し、き裂生成のし易さを介して転がり疲れに対する有害性が増すものと考えられる。

筆者らを含む以前の研究内容から推定される、非金属介在物起点における転がり疲れのき裂生成と伝ば機構を以下に示す。

- ① き裂の生成時期は全寿命に対して1/1000程度の極めて短期間であり、寿命の大半はき裂の伝ばが占める。
- ② 破壊力学の考え方をを用いると、き裂伝ば速度 “da/dN” はき裂の大きさで決定されることから、寿命を直接支配する要因は初期き裂の大きさ “2a” であると言える (図6)。

- ③ 初期き裂の大きさは非金属介在物の大きさだけでなく、周囲の応力状態に影響を及ぼす材質や母相との密着性にも影響を受ける。

そこで、これらの推定機構を裏付けることを目的に、非金属介在物の大きさを変化させるだけでなく、HIP処理によって非金属介在物と母相との密着状態を変化させた試験片を用いて転がり疲れ試験を実施し、寿命が変化するかを確認した。

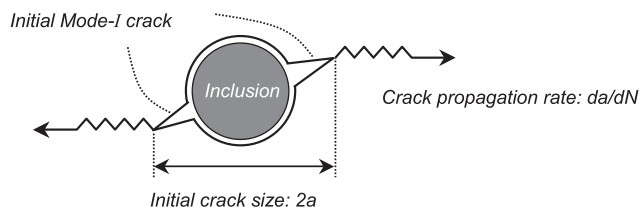


Fig.6 Model of crack initiation and propagation originated from non-metallic inclusion.

Table 3 Chemical compositions of the specimen, mass %

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	O
A	0.98	0.20	0.39	0.015	0.001	0.10	1.39	0.03	0.10	0.013	0.0011
B	0.98	0.21	0.41	0.014	0.002	0.10	1.40	0.03	0.11	0.013	0.0030

3. 実験

3.1. 実験方法

供試材にはJIS SUJ2を用い、100kgVIMにより清浄度の異なるA、Bの2ヒートを製造した。供試材の化学成分を表3に示す。MnS系介在物の影響を顕在化させないためにS量はできるだけ低減した。2ヒートともAl脱酸鋼でありAl₂O₃系酸化物の生成を狙った。A鋼とB鋼の酸素量はそれぞれ11ppmと30ppmであり、A鋼の方がB鋼よりも清浄度は優れる。これら2ヒートの鋼塊を1150℃にて直径65mmの棒材に鍛伸し、HIP処理材は温度1150℃、圧力147MPa、保持18ksの条件でHIP処理を実施した。HIP処理材およびHIP未処理材ともに870℃ -3.6ks空冷の焼ならし後、800℃ -54ksの球状化焼なましを施し、機械加工により外径60mm、内径20mm、厚さ5.8mmのスラスト型転がり疲れ試験片を採取した。その後、835℃ -1.8ks保持後50℃の油中へ焼入れ、170℃ -5.4ksの焼戻しを施し、研磨仕上げを実施した。試験片の硬さは何れも62HRCであった。非金属介在物の大きさは社内標準の顕微鏡観察による極値統計法¹²⁾を用いて評価した。具体的には、鋼材中周部にて鍛伸長手方向と平行な面から切り出した被検面積100mm²の試験片を30個/ヒート作製し、それぞれの視野で最大酸化物系介在物径を測定した。そして、これらの値を極値統計処理することで、30,000mm²中に存在する予測最大介在物径√AREA maxを求めた。非金属

介在物の組成は、SEM-EDXで分析し、母相との界面の密着状態は、焼入焼戻し後の試験片を鏡面研磨後イオンミリングにて仕上げ加工を施した後、FE-SEMにて観察した。転がり疲れ試験には、図1に概要を示したスラスト型試験機を用いた。なお、Hertzの弾性理論により算出される最大接触応力Pmaxは5.3GPaとした。この応力は塑性変形を伴うが、著者らのこれまでの経験から非金属介在物起点での転がり疲れ寿命の評価ができてしていると判断した。

3.2. 実験結果

表4に示すように、供試材中の代表的な酸化物系介在物はAl₂O₃系であり、予測最大介在物径√AREA maxはA鋼で26μm、B鋼で51μmと高酸素材の方が大きいことがわかった。Al₂O₃系酸化物の周囲をSEM観察した結果を図7に示す。HIP未処理品には、熱間鍛造時にAl₂O₃系酸化物と母相との塑性変形能の違いによって生成したと推定される空隙が確認されたが、HIP処理品ではこの空隙がほぼ消滅していた。

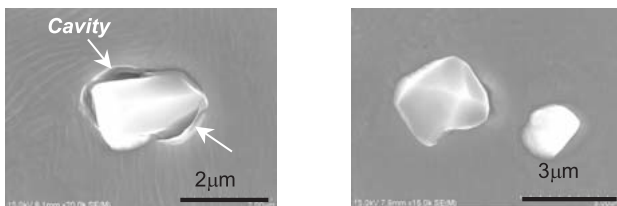
図8ならびに表5に、スラスト型転がり疲れ試験結果を示す。HIP未処理材でA鋼とB鋼の寿命を比較すると、予想通り√AREA maxが小さいA鋼の方が√AREA maxが大きいB鋼よりも長寿命化した。HIP処理の有無で比較すると、A鋼ではHIP処理によってワイブル分布の低寿命域の改善が認められ、またB鋼では、HIP処理によって全体的に寿命が改善した。

Table 4 Oxides type and predicted size by E.V.A., mass %

Steel	Oxides type	Predicted (AREA max) ^{1/2}
A	Al ₂ O ₃	26 μm
B	Al ₂ O ₃	51 μm

Table 5 L₁₀ and L₅₀ of thrust-type rolling contact fatigue test.

Steel	L ₁₀ (cycles)	L ₅₀ (cycles)
A	3.13×10 ⁶	27.49×10 ⁶
B	2.59×10 ⁶	16.68×10 ⁶
A (+HIP)	38.53×10 ⁶	88.21×10 ⁶
B (+HIP)	17.28×10 ⁶	161.82×10 ⁶



(a) Al₂O₃ in Steel A before HIP (b) Al₂O₃ in Steel A after HIP

Fig.7 Secondary electron images of typical oxides in the specimens before and after HIP treatment.

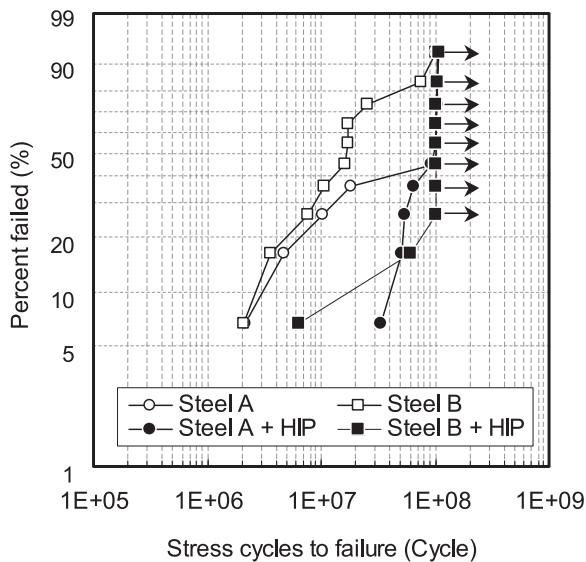


Fig.8 The results of thrust-type rolling contact fatigue test with specimens treated by HIP. ($P_{max} = 5.3\text{GPa}$)

4. 考察

本研究によって構築した転がり疲れ機構の概念図を図9に示す。まず、はく離寿命の1/1000程度の極めて初期に主応力が関与して非金属介在物からき裂が生成する。ただし、き裂が生成する以前には非金属介在物への繰返し応力によりその周囲に塑性変形領域ができていと推定される^{5, 13, 14})。その後、寿命の大半を占めるき裂伝ば段階に移行するが、この際、き裂伝ば速度“ da/dN ”は、破壊力学の観点からき裂の大きさとそれに掛かるせん断応力が関与する応力拡大係数幅 ΔK_{II} によって決定されると推定される。すなわち、負荷応力を一定とした場合、図6に示した初期き裂の大きさ“ $2a$ ”が転がり疲れの寿命を支配することになり、これに影響を及ぼすのが非金属介在物の大きさであり、さらにはその周囲に掛かる応力であると言える。

5. 結言

従来研究のレビューにより、転がり疲れ寿命の極めて初期に非金属介在物から生成する初期き裂の大きさがき裂伝ば速度を介して寿命を支配するモデルを構築し、初期き裂の大きさは非金属介在物の大きさのみならず、その周囲の応力状態に影響を及ぼす介在物-母相の密着状態によって変化するものと推定した。そこで、HIP処理によって酸化物系介在物と母相との界面を直接的に密着させた試験片を用いて転がり疲れ試験を実施したところ大幅な寿命改善が認められ、推定した機構を裏付けることができた。

この機構から判断すると、従来から指向されてきた非金属介在物の小径化¹⁵⁾は、当然初期き裂長さを小さくする事から軸受の寿命延長のための合理的な方策であると言える。さらに、非金属介在物周囲の応力状態によってもき裂生成のし易さが変化するため、その応力に影響する非金属介在物-母相間の密着状態も重要なファクターとなる。

参考文献

- 1) Y. Murakami, *Metal Fatigue: Effects of small defects and non-metallic inclusions*, Yokendo Ltd., Japan, 1993, p.90.
- 2) M. Nagao, K. Hiraoka and Y. Unigame: *Sanyo Technical Report*, Vol.12, 2005, p.38.
- 3) K. Furumura, Y. Murakami and T. Abe: *NSK Technical Journal*, No.656, 1993, p.15.
- 4) P. C. Becker: *Metals Technology*, June, 1981, p.234.
- 5) D. Nélias, M. L. Dumont, F. Champiot, A. Vincent, D. Girodin, R. Fougères and L. Flamand: *Transactions of the ASME*, Vol.121, 1999, p.240.
- 6) T. Udagawa, K. Suga, Y. Matsuda and T. Nishikawa: *CAMP-ISIJ*, Vol.21, 2008, p.1389.
- 7) T. Nishikawa, H. Nagayama, S. Nishimon, K. Asai, I. Fujii and T. Sugimoto: *Bearing Steel Technology, ASTM STP1419*, J. M. Beswick, Ed., ASTM International, West Conshohocken, PA, 2002, p.148.

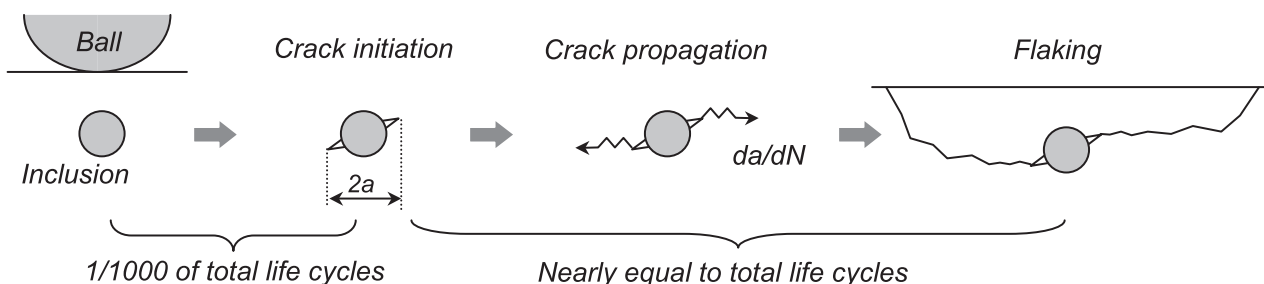


Fig.9 Model of flaking process caused by non-metallic inclusion in rolling contact fatigue.

- 8) T. Fujimatsu, K. Hiraoka and A. Yamamoto:
Tetsu-to-Hagan , Vol.94, 2008, p.13.
- 9) G. Lundberg and A.Palmgren: *Acta Polytechnica,*
Mechanical Engineering Series, Vol.1, 3, 1947.
- 10) Y. Murakami: *Sanyo Technical Report*, Vol.1,
1994, p.3.
- 11) P. H. Frith: *Journal of Iron and Steel Institute*,
180, 1955, p.26.
- 12) Y. Unigame, K. Hiraoka, I. Takasu and Y. Kato:
Journal of ASTM International, Vol.3, No.5, 2006,
Paper ID JAI14030.
- 13) K. Hiraoka, T. Fujimatsu, K. Hashimoto, S.
Fukumoto and A. Yamamoto: *Materials Science*
Forum, Vol.561-565, 2007, p.2151.
- 14) A. Grabulov, R. Petrov and H. W. Zandbergen:
Materials Science and Technology, Pennsylvania,
2008, p.682.
- 15) H. Narai, T. Abe, K. Furumura, H. Nishimori, K.
Kobayashi and K. Tsubota: *CAMP-ISIJ*, 5, 1992,
pp.1959-1960.

■ 著者



常陰 典正



橋本 和弥



藤松 威史



平岡 和彦