

(論文)

軸受鋼の転動疲労き裂発生に及ぼす酸化物系介在物改質の影響

Influence of Modified Oxide Inclusions on Initiation of Rolling Contact Fatigue Cracks in Bearing Steel



島本正樹*¹
Masaki SHIMAMOTO



田村栄一*¹ (博士(工学))
Dr. Eiichi TAMURA



大脇章弘*²
Akihiro OWAKI



松ヶ迫亮廣*²
Akihiro MATSUGASAKO

In order to elucidate the mechanism by which the modification of oxide inclusions in bearing steel leads to the improvement of rolling contact fatigue (RCF) properties, a study was conducted with particular attention on the difference in the crack initiation period. Compared with normal Al-killed steel, non-Al-killed steel with modified oxide inclusions has been confirmed to exhibit improved RCF properties. Investigations using ultrasonic testing (UT) and acoustic emission (AE) have revealed that the non-Al-killed steel has a smaller number of defects detected by UT, and of those detected by AE, showing the suppressed occurrence of initial cracks. A study done on the reasons shows that SiO₂-type inclusions generated in non-Al-killed steel provide excellent adhesion between each inclusion and the matrix, with a smaller difference in Young's modulus between them. Therefore, it is conceivable that the non-Al-killed steel experiences a decreased amount of the strain change that occurs in the vicinity of inclusions during rolling load, which suppresses the occurrence of initial cracks and improves the RCF characteristics.

まえがき = 軸受部品は様々な産業機械・自動車などに使用され、高い信頼性が要求される。そのため、軸受部品に用いられる軸受用鋼には優れた転動疲労特性が求められ、疲労破壊起点となる非金属介在物（以下、介在物という）に着目した研究が行われている。

これまでの研究の結果、介在物からの転動疲労によるはく離は次の過程を経て起こると考えられている¹⁾。

- ①介在物を起点としたき裂の発生
- ②安定的なき裂の伝ば
- ③き裂の急速伝ばによるはく離

そのうち、介在物を起点としたき裂の発生は、転動疲労のごく早期に起こると考えられている。宇田川ら²⁾は、酸化物系介在物を起点としたき裂の発生時期は、 1×10^4 サイクルであると報告している。

土田ら³⁾は、介在物を起点としたき裂発生メカニズムを考察している。き裂発生に関しては、介在物のサイズだけでなく、介在物のヤング率や介在物と母相との界面の密着状況を考慮する必要があることを明らかにしている。

橋本ら⁴⁾は、通常のAl脱酸鋼、それとは脱酸方法を変更した鋼を作製し、介在物と母相との界面性状を観察した。通常のAl脱酸鋼で生成するAl₂O₃系介在物周囲には隙間がみられるのに対し、脱酸方法を変更した鋼で生成するAl₂O₃・SiO₂系介在物は母相との密着性が良く、脱酸方法を変更した鋼は長寿命となることを報告している。

しかしながら、脱酸方法の変更による酸化物系介在物の改質が、き裂の発生時期にどのような違いをもたらすかについては明らかになっていない。

そこで当社では、介在物の一種である酸化物系介在物の改質により転動疲労特性が向上するメカニズムを解明することを目的に、とくにき裂の発生時期の違いに着目した検討を行った。また、き裂の発生時期に違いが生じる理由について、き裂の発生に影響する要因と考えられる、介在物サイズ、介在物-母相間の密着性、介在物のヤング率の観点から考察を行った。

1. 実験方法

通常のAl脱酸鋼として供試材AL-1とAL-2を作製した。また、酸化物系介在物を改質するため、非Al脱酸鋼として供試材Non AL-1とNon AL-2を作製した。供試材の化学組成を表1に示す。AL-1, Non AL-1, Non AL-2は、誘導溶解炉（溶解量170 kg）で溶製した後、熱間鍛造と熱間圧延を行い、直径65 mmの熱間圧延材を作製した。AL-2は実機工程で製造した鋼片を用いて、直径65 mmの熱間圧延材を作製した。各熱間圧延材を切断し、球状化焼鈍（795℃×6 h）、焼入れ（840℃×30 min）、焼戻し（160℃×2 h）、仕上げ研磨を行い、スラスト転動疲労試験片を作製した。

AL-1とNon AL-1に対して表2の条件でスラスト転動疲労試験を行い、酸化物系介在物の改質による転動疲労特性への影響について検討した。また、酸化物系介在物

*¹ 技術開発本部 材料研究所 *² 鉄鋼事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部

表1 供試材の化学組成と脱酸方法^{5), 6)}

Table 1 Chemical composition and deoxidation type of steel sample^{5), 6)}

No.	Deoxidation type	C	Si	Mn	Cr	Al	P	S	O
		wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	ppm
AL-1	Al-killed	1.08	0.25	0.36	1.47	0.017	0.013	0.005	4
AL-2	Al-killed	1.00	0.25	0.31	1.47	0.022	0.011	0.005	3
Non AL-1	Non Al-killed	1.01	0.25	0.35	1.47	<0.001	0.016	0.001	16
Non AL-2	Non Al-killed	1.02	0.25	0.35	1.47	0.001	0.014	0.001	13

表2 スラスト転動疲労試験の条件^{5), 6)}

Table 2 Thrust type rolling contact fatigue test condition^{5), 6)}

Ball diameter	9.53 mm(SUJ2)
Number of balls	3
Contact surface pressure	5.24 GPa
Rolling contact frequency	1,500 rpm
Number of specimens	16
Maximum number of cycles	2×10^8

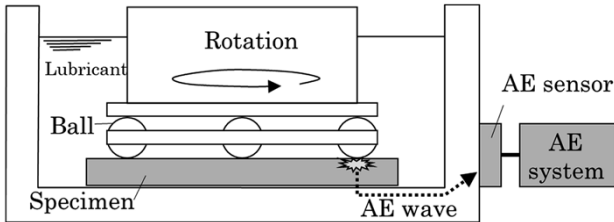


図1 スラスト転動疲労試験機およびAEセンサ概略図

Fig. 1 Schematic diagram of thrust type rolling contact fatigue test and AE sensor

の改質がき裂の発生時期にどのような違いをもたらすかを調べるために、表2の条件でAL-2とNon AL-2に対してスラスト転動疲労試験を行った。AL-2とNon AL-2については、転動疲労試験の途中で超音波探傷試験(Ultrasonic Testing, 以下UTという)を行った。UTの条件は周波数125 MHzであり、試験片表層0.05~0.45 mmが検出範囲となるように調整した。試験片全面を観察面としてUTを行い、鋼球の転送面直下の欠陥数を調べた。

さらに、き裂の発生時期と伝ば状況を随時調べるために、スラスト転動疲労試験機の試料ホルダにアコースティック・エミッション(Acoustic Emission, 以下AEという)装置を設置し(図1)、転動疲労試験中に試験片内部から発せられるAE信号を検出した。

2. 実験結果

2.1 スラスト転動疲労特性

転動疲労試験の結果を図2に示す。非Al脱酸鋼(Non AL-1)は、Al脱酸鋼(AL-1)に比べて、 L_{10} 寿命^{注)}が 6.1×10^6 回から 2.0×10^8 回以上と向上し、脱酸方法の変更による転動疲労特性の改善が認められた。なお、Non

AL-1は全ての試験片ではく離が起こらなかったため、負荷回数 2.0×10^8 回で試験を中断した。

2.2 き裂の発生時期(UT, AE評価)

Al脱酸鋼(AL-2)について、転動疲労試験の初期(負荷回数 1.0×10^6 回)の段階でUT評価を行った。その結果、転送面直下で20個の欠陥を検出した(図3(a))。また、負荷回数が増えるに従い、UTで検出される欠陥数は増加した(図3(b), 負荷回数 6.3×10^6 回)。なお、負荷回数 6.3×10^6 回の時点でAL-2の試験片にはく離が発生したため試験を中断している。

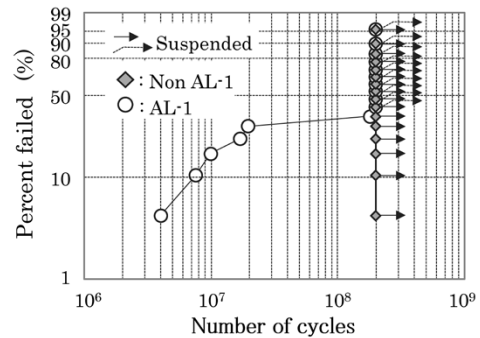


図2 Al脱酸鋼(AL-1)と非Al脱酸鋼(Non AL-1)のスラスト転動疲労試験結果⁵⁾

Fig. 2 Thrust type rolling contact fatigue test result of AL-1 and Non AL-1⁵⁾

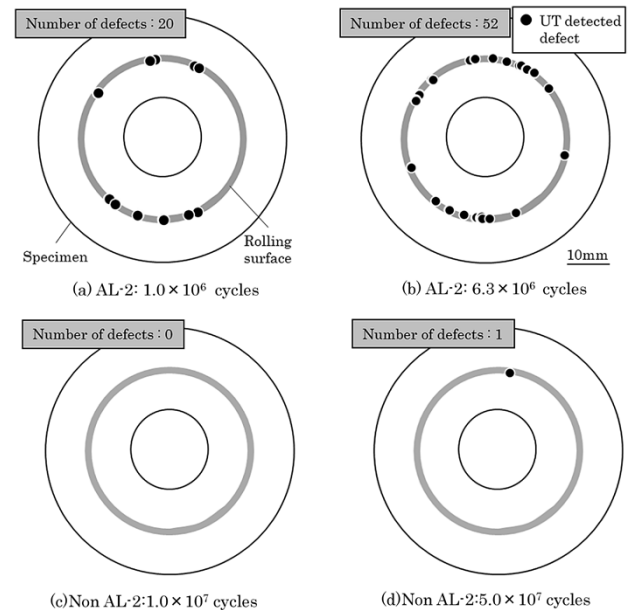


図3 スラスト転動疲労試験片全面のUT調査結果⁶⁾

Fig. 3 UT test results of rolling contact fatigue test specimen⁶⁾

脚注) 累積破損確率が10%となる負荷回数

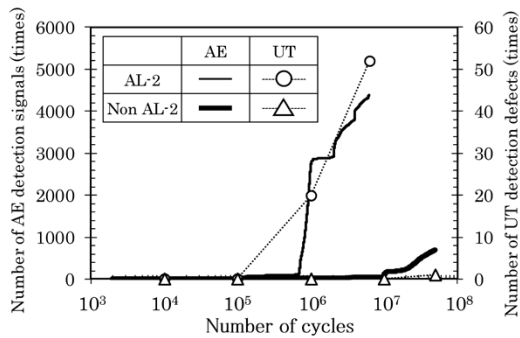


図4 転動疲労試験の負荷回数とAE検出信号数とUT検出欠陥数の関係⁶⁾
 Fig. 4 Relationship between rolling contact fatigue cycles and number of AE detection signals and UT detection defects⁶⁾

いっぽう、非Al脱酸鋼 (Non AL-2) は、負荷回数 1×10^7 回の時点ではUTで欠陥は検出されず (図3 (c)), 負荷回数 5×10^7 回の時点で1個の欠陥が検出された (図3 (d))。

つぎに、AEで検出された信号数の推移を図4に示す。Al脱酸鋼 (AL-2) は、負荷回数 5.7×10^5 回でAE検出信号数の合計が100回を超えたのに対し、非Al脱酸鋼 (Non AL-2) は、AE検出信号数の合計が100回を超えたのは負荷回数 1.0×10^7 回の時点であった。図4にはUTで検出された欠陥数の推移も併せて示しており、非Al脱酸鋼 (Non AL-2) はAl脱酸鋼 (AL-2) と比べてAE検出信号数やUT検出欠陥数が少なく、検出される時期も遅いことがわかった。

3. き裂の発生時期に及ぼす酸化物系介在物の改質の影響

2章で述べたとおり、通常のAl脱酸鋼から、酸化物系介在物を改質した非Al脱酸鋼において転動疲労特性の改善が認められた。また、UTおよびAE評価の結果、Al脱酸鋼は転動疲労試験の初期の段階で、UT検出欠陥数やAE検出信号数の増加が認められた。いっぽう、非Al脱酸鋼はUT検出欠陥数やAE検出信号数が少なく、検出される時期も遅かった。これらのことから、非Al脱酸鋼は、酸化物系介在物を起点としたき裂の発生が抑制されていると考えられる。そこで、酸化物系介在物の改質によってき裂の発生時期に違いが生じた理由について試験と考察を行った。

3.1 介在物の改質

脱酸方法の変更による介在物の改質を確認するため、スラスト転動疲労試験前の介在物をSEM (Scanning Electron Microscope) で観察した (図5)。介在物の組成をEDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) を用いて分析した結果、Al脱酸鋼 (AL-1) では、 Al_2O_3 系介在物とMnSの複合介在物が観察された。いっぽう、非Al脱酸鋼 (Non AL-1) では、 Al_2O_3 系介在物は観察されず、 SiO_2 系介在物が観察された。

3.2 介在物サイズ

き裂の発生に影響する要因として考えられる、介在物サイズの影響を調査した。介在物サイズは次式で表される。

$$\sqrt{a \times b} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 a (μm): 介在物の短径, b (μm): 介在物の長径
 Al脱酸鋼 (AL-1) と非Al脱酸鋼 (Non AL-1) の最大介在物サイズを極値統計法で予測した。

解析結果を図6に示す。グラフの縦軸は、累積分布関数 F と基準化変数 y_j である。Al脱酸鋼 (AL-1) の最大介在物サイズは $21.0 \mu m$, 非Al脱酸鋼 (Non AL-1) は $33.9 \mu m$ であった。

Al脱酸鋼の方が非Al脱酸鋼よりも介在物サイズが小さく、介在物サイズの観点からは非Al脱酸鋼においてき裂の発生が抑制された理由は説明できない。

3.3 介在物-母相間の密着性

介在物-母相間の密着性を調査した。図5に示したとおり、Al脱酸鋼 (AL-1) では、介在物-母相の界面に空隙が認められた。空隙は介在物の両端に存在しており、熱間圧延方向と一致していた。いっぽう、非Al脱酸鋼 (Non AL-1) では、介在物-母相の界面および SiO_2 系介在物の内部に空隙は認められなかった。

すなわち、非Al脱酸鋼の改質介在物は、Al脱酸鋼で生成する介在物に比べ、介在物-母相間の密着性に優れることがわかった。

3.4 介在物のヤング率

介在物のヤング率を調査した。Al脱酸鋼の場合、 Al_2O_3 系介在物として生成する Al_2O_3 のヤング率は約380 GPaである⁷⁾。また、同時に生成しているMnSのヤング率

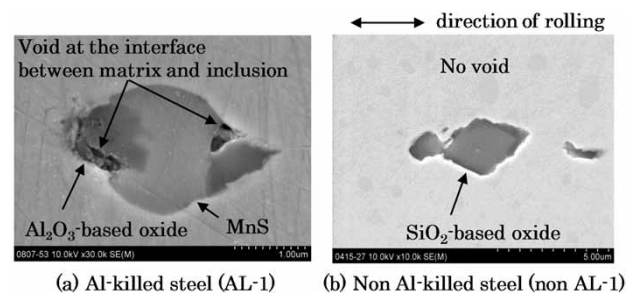


図5 スラスト転動疲労試験前の介在物のSEM観察結果⁵⁾
 Fig. 5 SEM observation results of non-metallic inclusion before rolling contact fatigue test⁵⁾

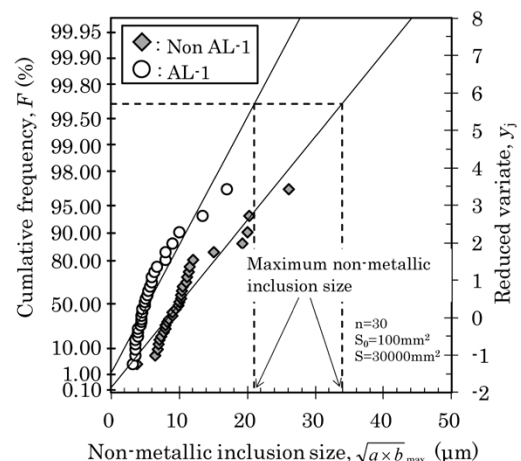


図6 Al脱酸鋼 (AL-1) と非Al脱酸鋼 (Non AL-1) の極値統計解析結果
 Fig. 6 Predicted maximum size of non-metallic inclusion of AL-1 and Non AL-1

は137 GPa, 母相のヤング率は206 GPaと報告されている⁸⁾。母相のヤング率 E_{Matrix} と介在物のヤング率 $E_{\text{Inclusion}}$ の差 $\Delta E (E_{\text{Matrix}} - E_{\text{Inclusion}})$ は, Al_2O_3 が約-174 GPaで, MnSが69 GPaである。

いっぽう, 非Al脱酸鋼 (Non AL-1) で生成している SiO_2 系に改質された介在物 (以下, 改質介在物という) のヤング率は不明であるため, ナノインデンタの連続剛性測定法により, 励起振幅2 nm, ひずみ速度 0.05 s^{-1} という条件で改質介在物のヤング率を測定した (図7)。ヤング率の値が比較的安定した押し込み深さ範囲でヤング率を読み取ると, 非Al脱酸鋼の改質介在物のヤング率は250~300 GPa (押し込み深さ20 nm以上) である。同時に測定した母相のヤング率は, 図7に示すように200~250 GPa (押し込み深さ40 nm以上) である。すなわち, 非Al脱酸鋼の改質介在物の ΔE は-100~0 GPaであり, Al脱酸鋼 (AL-1) で観察された Al_2O_3 系介在物に比べて ΔE の絶対値が小さいことがわかった。

3.5 き裂の発生に及ぼす介在物-母相間の密着性と介在物のヤング率の影響

非Al脱酸鋼の改質介在物は, Al脱酸鋼で生成する Al_2O_3 系介在物に比べて介在物-母相間の密着性に優れており母相と介在物のヤング率差が小さい。これらの特徴が介在物を起点とした転動疲労き裂の発生にどのような影響を及ぼすかを検討するため, 転動負荷中の介在物

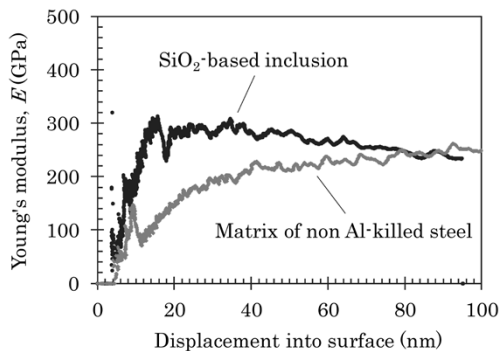


図7 非Al脱酸鋼 (Non AL-1) の SiO_2 系介在物と母相のナノインデンタによるヤング率測定結果
Fig. 7 Nanoindentation test result of SiO_2 -based inclusion and matrix of non Al-killed steel (Non AL-1)

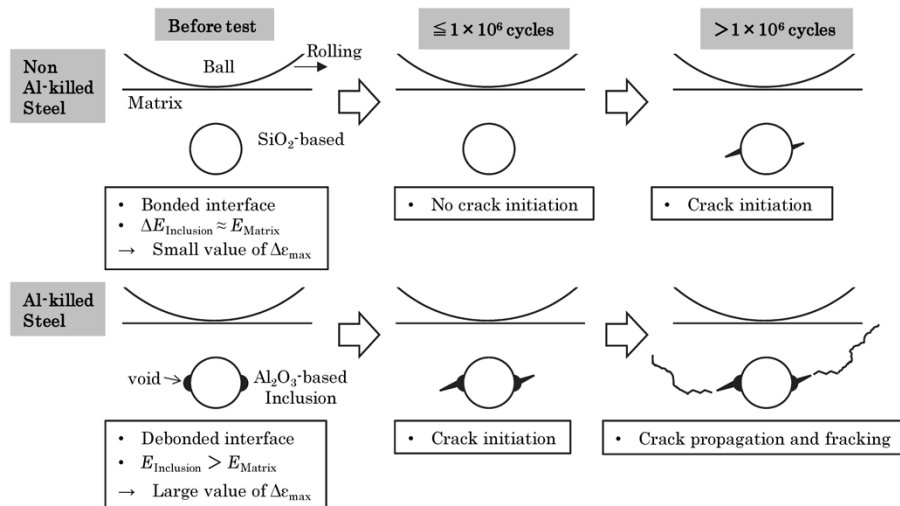


図9 酸化物系介在物改質による転動疲労き裂発生の抑制メカニズム
Fig. 9 Mechanism for suppressing rolling fatigue crack initiation by oxidation inclusion change

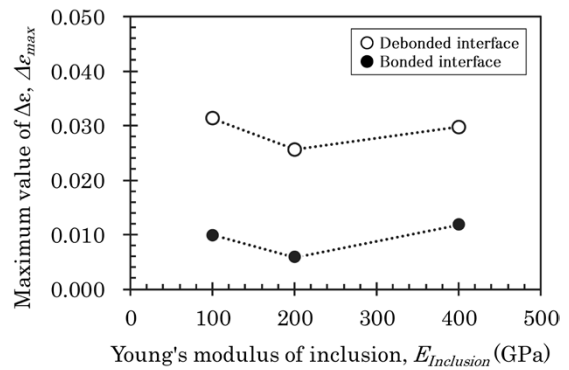


図8 引張成分のひずみの変化 ($\Delta \varepsilon$) の最大値 ($\Delta \varepsilon_{\text{max}}$) に及ぼす介在物-母相間の密着状態と介在物のヤング率の影響
Fig. 8 Influence of interface condition and young's modulus of inclusion on maximum value of $\Delta \varepsilon$

近傍のひずみ分布を土田らの手法³⁾を用いて解析した。

解析において, 介在物は直径 $20 \mu\text{m}$ の円形状と仮定し, 介在物-母相間の密着状態を接着状態とはく離状態の2とおりとした。また, 介在物のヤング率 $E_{\text{Inclusion}}$ は, 100 GPa (MnS模擬), 200 GPa (非Al脱酸鋼の改質介在物模擬), 400 GPa (Al_2O_3 系介在物模擬) の3とおりとした。介在物起点のき裂は, モードI変形により発生すると仮定し, 解析結果から任意の方向の引張成分のひずみの変化 $\Delta \varepsilon$ を求め, $\Delta \varepsilon$ の最大値 $\Delta \varepsilon_{\text{max}}$ を算出した。

解析結果を図8に示す。介在物-母相間の密着状態が接着状態の場合は, はく離状態に比べてすべての計算条件 (ヤング率) において $\Delta \varepsilon_{\text{max}}$ が小さくなった。接着状態の中でも, 介在物のヤング率が母相に近い (すなわち, 非Al脱酸鋼の改質介在物を模擬した) 場合に, $\Delta \varepsilon_{\text{max}}$ が極小値を取ることがわかった。

Al脱酸鋼で生成する Al_2O_3 系介在物を模擬した解析 (はく離状態, $E_{\text{Inclusion}}=400 \text{ GPa}$) では, $\Delta \varepsilon_{\text{max}}$ は 3.0×10^{-2} であるのに対し, 非Al脱酸鋼の改質介在物を模擬した解析 (接着状態, $E_{\text{Inclusion}}=200 \text{ GPa}$) では, $\Delta \varepsilon_{\text{max}}$ は 5.8×10^{-3} まで小さくなる。このため, 非Al脱酸鋼の改質介在物からは介在物を起点としたき裂が発生し難いと考えられる。

4. 酸化物系介在物の改質による転動疲労寿命の向上メカニズム

Al脱酸鋼は、疲労試験前に介在物-母相間に空隙が存在するとともに、 Al_2O_3 系介在物と母相のヤング率差が大きい。そのため、転動負荷中の介在物近傍の引張成分のひずみ変化が大きくなり、介在物を起点とした初期き裂が発生しやすいと考えられる。

いっぽう、非Al脱酸鋼は、介在物-母相間に空隙が存在せず接着状態であるとともに、非Al脱酸鋼の改質介在物と母相のヤング率差が小さいため、介在物近傍の引張成分のひずみ変化が小さくなる。その結果、介在物を起点とした初期き裂の発生が抑制され、非Al脱酸鋼はAl脱酸鋼に比べて転動疲労特性が改善したと考えられる(図9)。

むすび=当社では、酸化物系介在物の改質により転動疲労特性が向上するメカニズムを解明することを目的に、き裂の発生時期の違いに着目して検討を行った。

その結果、非Al脱酸鋼はAl脱酸鋼に比べて転動疲労特性が改善していることが認められた。また、非Al脱酸鋼の改質介在物は、介在物-母相間の密着性に優れ、介在物と母相のヤング率差が小さいことが明らかになった。解析によると、非Al脱酸鋼において転動負荷中に介在物近傍に生じるひずみ変化量が小さくなる。その結果、初期き裂の発生が抑制され、転動疲労特性が改善できることがわかった。

参考文献

- 1) 梅澤 修. 金属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, p.111-112.
- 2) 宇田川毅志ほか. 愛知製鋼技報. 2013, Vol.30, p.29-36.
- 3) 土田武広ほか. R&D神戸製鋼技報. 2011, Vol.61, No.1, 2011, p.62-65.
- 4) 橋本和弥ほか. 材料とプロセス. 2008, Vol.21, p.1388.
- 5) M. Shimamoto et al. ASTM Int. STP1580. 2014, p.173-188.
- 6) A. Owaki et al. ASTM Int. STP1600. 2017, p.487-501.
- 7) 芦塚正博ほか. 日本セラミックス協会学術論文誌. 1989, Vol.97, p.544-548.
- 8) 藤松威史ほか. 鉄と鋼. 2008, Vol.94, p.13-20.