研究

軸受鋼の疲労に及ぼす非金属介在物の方向と形状の影響*

堀 捷樹** 日紫喜基久** 川辺秀昭*** 上村政雄†

Effect of Morphology and Direction of
Nonmetallic Inclusions on Fatigue Life
of Bearing SteelToshiki HORI, Motohisa HISHIKI,
Hideaki KAWABE and Masao UEMURA

The fatigue lives of thin bearing steel plate samples taken in three different directions to the rolling direction were compared by a new-developed bending fatigue testing machine. Observations utilizing SEM-EPMA revealed that fatigue cracks were initiated at the nonmetallic inclusions of the bearing steel. The results obtained are summarized as follows: (1) The inclusions in the vicinity of the surface acted as an initiating point of fatigue

fracture in each sample judging from the observation of the directionality of equiaxed dimples. (2) The inclusions giving rise to fatigue fracture were identified for each direction. Namely, fatigue cracks in longitudinal specimens developed at square-shaped Al_2O_3 -CaO or TiN inclusions, those in transverse specimens at linear MnS inclusions, and those in oblique specimens at complex TiN-MnS, Al_2O_3 -TiN or MnS inclusions. (3) Oxide inclusions about $5\mu m$ in length can be the initiating point of fatigue fracture depending upon loading directions.

Key words: bearing steel, fatigue fracture, non-metallic inclusion.

1. 緒 言

一般に、玉軸受の疲労寿命は、内・外軌道輪の転走面と鋼球の転動面とが、回転と負荷によって繰返し応力を受け、いずれかの接触面に疲労による剥離が生じる現象である。この疲労寿命に影響を及ぼす要因は、材料の製鋼方法、熱処理および機械加工のような製造条件、さらに玉軸受の使用条件に大別される。このうちで疲労に関しては、製鋼方法が最も重要な要因となる。

玉軸受用材料は高炭素クロム軸受鋼であり、高硬度状態で使用され、その際材料の清浄度、特に非金属介在物の存在が破断伸び、絞りなどの延性を示すパラメータや、疲労寿命あるいはそれらのばらつきに強く影響を及ぼす¹⁾²⁾。従って、軸受鋼は鋼の中で清浄度を最も厳しく要求される鋼種の一つである。

大気中で溶解、精錬を行った溶鋼は、酸素、窒素、水素などのガス成分による汚染を受け、そのため鋼に種々の欠陥を生ずる。そこで溶鋼を鋳型に注入するまでの過程において真空処理を施し、鋼の品質改善を行おうとしたのが真空造塊法で、1950年代に工業的規模の脱ガス法が完成した³⁾。この脱ガス法は、出鋼された溶鋼を取鍋

に受け、これを真空容器に入れて排気すると、溶鋼の表面から脱ガスが行われる。これによって介在物は凝集、浮上分離が促進され、良好な清浄度の鋼を得ることができる。

また、圧延鋼板の異方性については、従来から多くの研究が、実用上の要請に基づいてなされてきた⁴⁾。圧延鋼板においては静的な機械的性質、特に破断延性に顕著な異方性が存在することが知られている⁵⁾。疲労特性においても圧延鋼板に異方性が存在し⁶⁾、圧延鋼板の疲労における異方性に対しては層状組織および介在物の状態⁷⁾が密接に関係している。この介在物の疲労強度に影響を及ぼす因子は、介在物の種類だけでなく、大きさ、量、形態等⁸⁾が関係し、さらに介在物まわりの地の硬さ⁹⁾、残留応力¹⁰⁾、介在物の配列方向等によっても左右される。

従来、この異方性の研究の多くは、焼きなまし材⁷⁾や圧延材⁵⁾におけるものであるが、実際に鋼材が使用されるのは調質状態であり、また介在物においても、その形状だけではなく、その組成によって圧延鋼材における破断起点の異方性の存在が考えられる。そこで本報では、まず薄板状試験片の曲げ疲労試験機を新たに開発し、軸受鋼の疲労破壊の起点となる介在物の方向、組成及び形状を明らかにした。さらに疲労寿命の起点近傍を走査可能なX線マイクロアナライザで丹念に観察し、軸受鋼の介在物からの疲労機構を追求しようとした。

* 原稿受付 昭和57年4月30日。昭和56年度精機学会秋季大会学術講演会(昭和56年11月4日)にて発表。

** 正 会 員 (株)天辻鋼球製作所(門真市上野口町1-1)

*** 正 会 員 大阪大学工学部(吹田市山田丘2-1)

† 正 会 員 豊橋技術科学大学エネルギー工学系(豊橋市天伯町雲雀ヶ丘1-1)

Table 1 Chemical composition and cleanliness of specimen

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Ti	N	O	Cleanliness (JIS) d 60×400
SUJ 2	1.01	0.27	0.38	0.010	0.012	1.33	0.04	0.007	0.003	0.0035	0.0008	0.062%

Fig. 1 Shape and dimensions of fatigue specimen

Fig. 2 Method of specimen preparation

2. 実験方法

2.1 試験片の形状

供試材は、一般に鋼球用材料として用いられている、真空脱ガス処理を施した高炭素クロム軸受鋼第2種(JIS SUJ 2)で、その化学成分を表1に示す。

試験片の形状は図1に示すように、1 mmの厚さの薄板で、介在物の観察は、平行部(幅6 mm, 長さ20 mm)について行った。この試験片は機械加工後、水溶性ペーパーで、#180, #320 および #600 まで研磨し、その後平均粒径6.3 および 1 μm のダイヤモンド砥粒によってラッピングし、介在物が検鏡できる表面状態にした。また、試験片の厚みは疲労試験の結果に影響を及ぼすため、厚さ $1 \pm 0.03 \text{ mm}$ 以内とした。なお、試験片は、素材加工後球状化焼きなましを行い、830°C から油焼入れ 200°C で焼戻しを行い調質した。

また、介在物の異方性と疲労寿命の関係を求めるため、試験片は図2に示すような鋼片の部位から、圧延方向(L)、圧延直角方向(T)および圧延方向と45°方向(N)の3方向から採取した。

2.2 薄板の曲げ疲労試験機

今回新規に開発した曲げ疲労試験機の機構を図3に示す。

この試験機は右側荷重点⑤に#606の玉軸受を使って自由端とし、左側荷重点③を固定端とした。二つの支点②と⑥に#608の玉軸受を使用し、この支点は偏

Fig. 3 Schematic drawing of bending fatigue testing machine

Fig. 4 An example of sinusoidal loading wave

心運動による横方向の伸長を吸収するように自由端とした。図1の形状の試験片④は2本のアーム①と⑦の曲げモーメントが一定である荷重点間③, ⑤に取り付けた。そして試験片には正弦波形状の荷重を与え、その荷重は腕⑥の下に取り付けた偏心量の異なる偏心カムによって速度 500 rpm で与えた。

この偏心カムによる荷重状態はその一例を図4に示すように、試験片に正確な正弦波形状が加わっており、また偏心量と応力との間には良い直線関係があり、この機構の妥当性が証明できた。

3. 実験結果

3.1 曲げ疲労試験結果

各偏心量におけるL材、T材及びN材の曲げ疲労試験を行った結果を図5に示す。

これよりL材では繰返し数 10^7 回に対する疲労限は 103 kgf/mm² であり、T材では疲労限は 65 kgf/mm²

で、L材がT材に比べて優れた疲労特性を示した。また、N材では高応力側でL材に近く、低応力側でT材に近い疲労特性を示し、繰返し数 10^7 回に対する疲労限は 82 kgf/mm^2 であった。

3.2 破断起点と非金属介在物

そこで各寿命値で破断した破面を SEM-EPMA (島津製 AMX-SM) で観察した。

3.2.1 L材の場合

負荷応力 158 kgf/mm^2 、疲労寿命 6×10^8 (N) で破断した破面を EPMA で観察した結果を図 6 に示す。試料表面から深さ約 $5 \mu\text{m}$ の位置に横約 $15 \mu\text{m}$ 、縦約 $20 \mu\text{m}$ の角ばった介在物が存在し、その介在物に等軸ディンプルが集束している。そしてこの介在物の組成を面分析した結果、Ti と N とのパターンが表れ、この介在物は TiN と考えられる。

また、負荷応力 133 kgf/mm^2 、疲労寿命 3×10^8 (N) で破断した破面を EPMA で観察した結果を図 7 に示す。試料表面に横約 $7.5 \mu\text{m}$ 、縦約 $10 \mu\text{m}$ の角ばった介在物が存在し、やはりその介在物に等軸ディンプルが集束しており、この介在物の組成は TiN と考えられる。

さらに、負荷応力 133 kgf/mm^2 、疲労寿命 7.8×10^4 (N) で破断した破面を EPMA で観察した結果を図 8 に示す。試料表面直下約 $2 \mu\text{m}$ の位置に横約 $10 \mu\text{m}$ 、縦約 $5 \mu\text{m}$ の角ばった介在物が存在し、介在物への等軸ディンプルの集束は上記と同じ現象であるが、Si, Mn, S のパターンが表れず、その介在物の組成は Al-Ca-O であり、軸受鋼の製鋼条件から Al_2O_3 と CaO の複合介在物と考えられる。

3.2.2 T材の場合

負荷応力 82 kgf/mm^2 、疲労寿命 1.8×10^5 (N) で破断した破面を EPMA で観察した結果を図 9 に示す。試料表面から深さ約 $15 \mu\text{m}$ の位置に長さ約 $300 \mu\text{m}$ の線状の介在物が認められ、その介在物に L 材ほど明確ではないが、等軸ディンプルが介在物の方へ集束している。そしてこの介在物の組成を面分析した結果、長く伸びた介在物は MnS であると考えられる。

3.2.3 N材の場合

負荷応力 133 kgf/mm^2 、疲労寿命 1.8×10^4 (N) で破断した破面を EPMA で観察した結果を図 10 に示す。試料表面に横約 $20 \mu\text{m}$ 、縦約 $20 \mu\text{m}$ の矩形状の介在物が存在し、その介在物に L 材と同様、等軸ディンプルが集束している。そしてこの介在物の組成を面分析した結果、これらは TiN

と MnS の複合介在物と考えられる。今回の供試材では同一箇所に TiN と MnS の介在物が存在すれば、図 11

Fig. 5 S-N curves of specimens

Fig. 6 Fatigue fracture surface of L specimen
Applied stress: 158 kgf/mm^2 , Fatigue life 6×10^8 (N)

Fig. 7 Fatigue fracture surface of L specimen
Applied stress: 133 kgf/mm^2 , Fatigue life: 3×10^8 (N)

Fig. 8 Fatigue fracture surface of L specimen
Applied stress; 133 kgf/mm², Fatigue life; 7.8×10^4 (N)

Fig. 9 Fatigue fracture surface of T specimen
Applied stress; 82 kgf/mm², Fatigue life; 1.8×10^5 (N)

Fig. 10 Fatigue fracture surface of N specimen
Applied stress; 133 kgf/mm², Fatigue life; 1.8×10^4 (N)

Fig. 11 Complex inclusion of the specimen

に示すように MnS が TiN を包括している状態であることを光学顕微鏡で確認している。

負荷応力 103 kgf/mm²、疲労寿命 5.9×10⁴ (N) で破断した破面を EPMA で観察した結果を図 12 に示す。試料表面に横約 6 μm、縦約 6 μm の介在物が認められ、やはりその介在物に等軸ディンプルが集束しており、この介在物は MnS であると考えられる。

Fig. 12 Fatigue fracture surface of N specimen
Applied stress; 103 kgf/mm², Fatigue life; 5.9×10⁴ (N)

4. 考 察

以上、代表的な破断面を SEM-EPMA で観察した結果を示したが、疲労試験を行ったすべての試料をまとめた結果が表 2 である。

これらの疲労破断は、疲労による組織変化¹¹⁾が原因ではなく、表面近傍の位置（最大深さでも表面から 80 μm、ほとんどは 20 μm 以内）の介在物がすべて疲労破断の起点になっていた。これはいずれの方向材とも SEM-EPMA の観察で、破面の等軸ディンプルが介在物に集束している現象から確認できた。

Table 2 Relation between the fatigue life and the morphology of inclusions relative to the surface

specimen	L specimen			T specimen			N specimen		
	fatigue life N	location of inclusion μm	composition of inclusion	fatigue life N	location of inclusion μm	composition of inclusion	fatigue life N	location of inclusion μm	composition of inclusion
158	3×10 ³	—	—	—	—	—	5×10 ³	—	—
	6×10 ³	10	TiN	—	—	—	8×10 ³	20	TiN-MnS
	9×10 ³	—	—	—	—	—	—	—	—
133	3×10 ³	5	TiN	3×10 ²	13	MnS	8×10 ³	20	MnS
	17×10 ⁴	—	—	3×10 ³	180	MnS	1.8×10 ⁴	20	TiN-MnS
	7.8×10 ⁴	10	Al ₂ O ₃ -CaO	—	400	—	—	—	—
103	9×10 ⁶	unbroken	—	9×10 ³	460	MnS	4.7×10 ⁴	15	Al ₂ O ₃ -TiN
	1.3×10 ⁷	unbroken	—	1.7×10 ⁴	200	MnS	5.9×10 ⁴	7	MnS
82	—	—	—	1.8×10 ⁵	15	MnS	1.6×10 ⁷	unbroken	—
	—	—	—	1.4×10 ⁶	180	MnS	—	—	—
61	—	—	—	1.4×10 ⁷	unbroken	—	—	—	—

A.S. : Applied stress

— ; Indicates that the specimen is broken and the inclusion was rubbed out

** ; Estimated

L 材の場合、Al₂O₃-CaO 系の介在物が疲労破断の起点になっている。これらの酸化物による疲労現象は熱膨張、弾性係数及び塑性変形効果¹²⁾によって、疲労過程に応力集中を起し、介在物面での剝離が原因となってボイドが発生する。さらに、そのボイドの連絡によって破断が進行し¹³⁾、従来から一般に酸化物は疲労強度に対して有害であると言われている¹⁴⁾。また、TiN の疲労強度への影響は従来明確ではなかったが、今回の結果から TiN も疲労破断の起点になることが推論出来る。

これら L 材の SEM-EPMA の観察結果 (図 6~8) を見れば、破断起点となっている介在物が浮き上がって見える。

これは明らかに酸化物や TiN の介在物の周囲にボイドが形成され、それが進展することによって疲労破断が生じたものと推定出来る。また、これら Al₂O₃-CaO 系介在物あるいは TiN 等について、その大きさが 10 μm 以下でも疲労寿命を短くすることが懸念されていたが¹⁶⁾、本実験においても 5~10 μm の大きさの介在物ないし析出物が破断起点となり得ることが確認された。

硫化物は基地との密着性がよいため、応力集中の起点にはなりえないと考えられていて¹⁵⁾、疲労強度にはほとんど影響しないと言われている¹⁶⁾。しかし、今回の T 材の場合、L 材の破断起点となった酸化物系介在物が T 材に含まれるが、破断のほとんどは、比較的長い線状の介在物

MnS が起点となっており, 硫化物でも破断起点となりうることを示唆している. このような線状の介在物では等軸ディンプルは, L 材のように介在物の一点に集束せず, 介在物全体に集束しており, この等軸ディンプルの状態から線状介在物が原因となるクラックの発生, 及び伝播の状況が L 材とは異なると推定される.

N 材の場合, 疲労破壊の起点は TiN-MnS, あるいは Al_2O_3 -TiN の複合介在物であり, 中でも従来 MnS が硬い介在物を包括しておれば, 寿命の延長に効果的であると言われているが¹⁷⁾, 今回の結果からは決して一概にそうは言えない. また, N 材において MnS 単独でも破断起点となりうることを示している.

以上のように各方向材によって, 疲労破壊の起点となる介在物の組成, 及び形状が, それぞれ異なることがわかった.

そこで各方向材の切欠材で, この破断現象にいたるクラックの発生から, 伝播までの機構を詳細に求めた結果は次報に委ねる.

5. 結 論

圧延方向に対して 3 方向の薄板状試験片の疲労寿命試験を, 新たに開発した曲げ疲労試験機で行った. そして, 軸受鋼の疲労破壊の起点となる非金属介在物の方向, 組成及び形状を明らかにするため, 疲労破面を走査可能な X 線マイクロアナライザで観察することにより求めた. その結果,

- (1) SEM-EPMA の観察で等軸ディンプルの方向性から, いずれの方向材とも疲労破断は疲労による組織変化が原因ではなく, 表面近傍の介在物がすべて疲労破断の起点になった.
- (2) 各方向材によって疲労破断の起点となる介在物の組成及び形状が異なることがわかった. すなわち, L 材では角ばった Al_2O_3 -CaO 系介在物 あるいは TiN が, T 材では長い線状の MnS, さらに N 材では TiN-MnS, Al_2O_3 -TiN の複合介在物 や, MnS であった.
- (3) $5\mu m$ 程度の大きさの塊状酸化物系介在物でも 負荷方向によっては, 破断起点となることが実証された.

参 考 文 献

- 1) H. C. Rogers: The Tensile Fracture of Ductile Metals, Trans. AIME, 218, (1960) 498.
- 2) D. Rousseau, L. Seraphin and R. Tricot: Nonmetallic Inclusion Rating and Fatigue Properties of Ball Bearing Steels, ASTM STP, 575, (1975) 49.
- 3) J. H. Flux: Vacuum Degassing of Steel, Iron and Steel, 26, (1965) 253.
- 4) J. T. Ranson and R. F. Mehl: The Anisotropy of the Fatigue Properties of SAE 4340 Steel Forgings, ASTM, 52, (1952) 779.
- 5) 大路清嗣, 原田昭治: 圧延鋼板の低繰返し数疲れ性質の異方性について, 日本機械学会論文集, 38, 313 (1972) 2193.
- 6) 鹿毛正治, 西谷弘信: 異方性をもつ圧延鋼材のねじり疲労に及ぼす介在物の影響, 日本機械学会論文集, 43, 374 (1977) 3603.
- 7) 大路清嗣, 小倉敬二, 原田昭治, 田路 勉: 圧延異方性鋼板の疲労き裂伝ばに及ぼす層状組織及び介在物の影響, 日本機械学会論文集, 43, 374 (1977) 3594.
- 8) R. F. Johnson, J. F. Sewell and J. L. Robinson: Relevance of Steel Cleanliness and Fatigue Tests to Bearing Performance, ASTM STP, 575, (1975) 114.
- 9) H. N. Cummings, F. B. Stulen and W. C. Schulte: Tentative Fatigue Strength Reduction Factors for Silicate-type Inclusions in High-strength Steels, Proc. ASTM, 58, (1958) 505.
- 10) K. Böhm, H. Schlicht, O. Zwirlein and R. Eberhard: Nonmetallic Inclusions and Rolling Contact Fatigue, ASTM STP, 575, (1975) 96.
- 11) H. Swahn, P. C. Becker and O. Vingsbo: Martensite Decay during Rolling Contact Fatigue in Ball Bearing, Metallurgical Trans., A, 7 A, (1976) 1099.
- 12) M. Shibata and K. Ono: Internal Stresses due to an Oblate Spheroidal Inclusion, Acta Met., 26, (1978) 921.
- 13) 小指軍夫, 清水輝彦, 久保田広行: 構造用鋼材の延性および靱性におよぼす非金属介在物の影響について, 鉄と鋼, 57 (1971) 2029.
- 14) 武智 弘: 延性破壊のクリテリア, 日本金属学会誌, 12 (1973) 845.
- 15) H. C. Chao and L. H. Vanvlack: Deformation of Oriented MnS Inclusions in Low-carbon Steel, Trans. AIME, 233, (1965) 1227.
- 16) R. F. Johnson and J. F. Sewell: The Bearing Properties of 1% C-Cr Steel as Influenced by Steel-making Practice, JISI, Dec. (1960) 414.
- 17) C. M. Lyne and A. Kasak: Effect of Sulfur on the Fatigue Behavior of Bearing Steel, Trans. ASM, 61, 11, (1968) 10.