



高炭素クロム軸受鋼の転がり疲れにおける 内部欠陥からのき裂発生挙動

藤松 威史*・平岡 和彦*・山本 厚之*²

Crack Initiation Behavior from Internal Defect in High Carbon-chromium Bearing Steel
under Rolling Contact Fatigue

Takeshi FUJIMATSU, Kazuhiko HIRAOKA and Atsushi YAMAMOTO

Synopsis : It is important to clarify the effects of nonmetallic inclusions on rolling contact fatigue life to extend or to predict the life of the rolling bearings. The observation of initial cracks from internal defects is desirable from this point of view. In this study, high carbon-chromium bearing steel, SUJ2, with a number of artificial pores as internal defects was prepared. Initial cracks around pores under rolling contact were observed and the stress was CAE analyzed with the following results:

- The exposure of the initial crack surface by forced breaking and the subsequent fracture observation in this study were effective to identify the mode of the initial crack generation.
- The tensile stress around the pores initiated mode-I crack, and the pore with cracks is subjected to crack propagation process by internal stress under rolling contact fatigue.
- Rolling contact fatigue life is not simply dominated by the size of initial defects in steels. As observed in this study, the sum of initial defect size and rim crack size may control the fatigue life. This suggests that the inclusion types and the interfacial adhesiveness between inclusions and matrix may influence rolling contact fatigue.

Key words: rolling contact fatigue life; bearing steel; internal defect; nonmetallic inclusion; pore; stress; initial crack; fracture observation.

1. 緒言

正常な潤滑環境のもとで使用される転がり軸受部品的主要な破損形態は、転がり疲れによって部品内部に発生したき裂が、進展して表面に至ることで部品表面のはく離を引き起こす内部起点型破損であることが知られる。この転がり疲れによる内部起点のはく離に対して、鋼の製造過程で不可避免的に混入する非金属介在物（以下、介在物と略す）が、はく離の起点として作用し、転がり疲れ寿命に明らかに影響を及ぼしている。介在物についてはその組成、大きさ、分布状態、あるいは介在物と母相の界面状態など、転がり疲れに影響を及ぼしうるさまざまな因子があり、その影響度についての明確な結論は得られていない。

種々の介在物のなかで、酸化物系介在物（以下、酸化物と略す）は従来から転がり疲れに対して有害性が高いとみられてきた。事実、製鋼技術の進歩に伴う鋼中酸素量の低減にともなって、転がり疲れ寿命が向上することが確認されている¹⁾。鋼中酸素量の低減は、すなわち鋼中酸化物量の低減に他ならないが、さらに最大級酸化物の大きさの抑制によっても転がり疲れ寿命が向上することが報告されて

いる²⁾。一方で、このような酸化物の低減や小径化の流れは、相対的に硫化物や窒化物などその他の介在物の影響を無視できなくしている。したがって、酸化物のみならず、硫化物や窒化物が転がり疲れに及ぼす影響度合いを明らかにすることは、軸受鋼のさらなる長寿命化のための適切な介在物制御を図る上で、あるいは寿命予測を実現する上で極めて重要な課題と考えられる。しかし、介在物の影響度の調査にあたり、不可欠と考えられる内部のはく離起点の観察や介在物周囲の応力測定が容易でないことが、これらの研究を困難なものにしている。

そこで、筆者らはCAE応力解析に活路を求め、これまでに各種介在物および空洞について、その周囲への初期き裂発生の目安として相当応力に着眼したCAEによるモデル計算結果を報告した³⁾。その結果、最大接触面圧 $P_{max} = 3.95$ GPaの計算条件下で、介在物周囲には介在物材質の違いや大きさの大小に関わらず、いずれも母相が容易に降伏する程度の相当応力が作用することが示された。すなわち、このような条件下では、疲労の初期の段階で種々の介在物はき裂となり、同等の有害性を持つ欠陥としてふるまう可能性が高いと考えられる。同計算結果は、 $P_{max} = 5.3$ GPa

平成19年7月13日受付 平成19年9月28日受理 (Received on July 13, 2007; Accepted on Sep. 28, 2007)

* 山陽特殊製鋼(株) 研究・開発センター 軸受・構造用鋼グループ (Bearing & Engineering Steel Group, Research & Development Center, Sanyo Special Steel Co., Ltd., 3007 Nakashima Shikama-ku Himeji 672-8677)

* 2 兵庫県立大学大学院工学研究科 (Graduate School of Engineering, University of Hyogo)

Table 1. Chemical compositions (mass%).

Condition	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	Ti	N	O
Powder	1.02	0.20	0.40	0.015	0.006	0.10	1.41	0.03	0.012	0.004	0.0011	0.0070
Consolidated body by HIP	1.02	0.21	0.41	0.017	0.006	0.11	1.42	0.03	0.016	0.004	0.0043	0.0081

の条件下でのスラスト型疲労試験において、転がり疲れによるはく離寿命は介在物の材質に依存せず、介在物の大きさによって支配されるとの長尾らの報告⁴⁾を概ね支持するものであった。一方、筆者らはさらにPmaxが低い場合について同様のCAE応力解析を行い、ある程度のPmax以下では介在物種類の違いも転がり疲れに対して影響を及ぼしうることを示唆した⁵⁾。CAEの利用は、転がり疲れに及ぼす介在物の影響を明らかにする上で非常に有効な手段となりうるが、一方で、解析の妥当性を見極めるために介在物からのき裂の発生状況を確認して、計算結果と実際の現象との比較を行なう必要がある。そこで本報では、転がり疲れに伴う鋼材内部の初期き裂の観察を容易にする目的で、内部欠陥として多数の空洞を人工的に導入した高炭素クロム軸受鋼SUJ2を用意した。なお、空洞自体は通常の圧鍛した鋼材内部には存在し得ないが、空洞を鋼中の極端に軟質な介在物、もしくは介在物と母相界面に隙間がある場合のモデルとみなせることから、転がり疲れに及ぼす介在物の影響解明に対して有用な知見が得られるものと考えた。そして、同鋼を用いてスラスト型転動試験を実施して、空洞周囲の初期き裂の発生状況を観察した。さらに同試験を模擬したCAE応力解析を行い、空洞からのき裂発生メカニズムの考察、ならびに空洞の有害性の推定を行なった。

2. 実験方法ならびに解析方法

Table 1に本実験で使用したJIS SUJ2相当の供試材の化学成分を示す。まず、Table 1上段の化学成分を有するガスアトマイズ粉末を分級して、直径53~500 μmの範囲の粉末を得た後、熱間等方圧プレス(HIP)法を用いて1273Kで9 ks加熱保持して焼結し、その後炉冷を行った。HIP後の化学成分はTable 1下段に示すとおり、粉末状態の化学成分と大きな違いは無い。その後、1138Kで5.4 ks加熱保持後に空冷する焼ならし、および1073Kで54 ks保持する焼なましを行なった。密度測定の結果、供試材の充填率は98.7%であった。Fig. 1は焼なましした供試材を研磨後、ピクリン酸アルコール溶液で腐食し、光学顕微鏡で観察したミクロ組織である。母材組織はフェライトと球状化したセメントタイト（写真中では黒い点として多量、かつ微細に分布している）の混合組織であり、その中に数~数十 μm程度の空洞が多数確認された。以上のように作製した供試材を用いて、スラスト型転動疲労試験、および同試験を模擬したCAE応力解析を実施した。

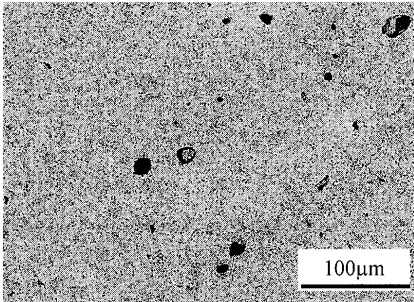


Fig. 1. Microstructure of HIPed and annealed specimen etched with picric acid.

2・1 内部空洞からの初期き裂観察

転がり疲れにおける鋼材内部の空洞からの初期き裂観察のため、森式スラスト型転動疲労試験機を用いて供試材の疲労試験を行なうこととした。まず、供試材を機械加工により外径60 mm、内径20 mm、および厚さ5.8 mmの円盤状に加工した。次に1108Kで1.2 ks加熱保持後に323Kの油に投入する焼入れ、および433Kで5.4 ks加熱保持する焼戻しを行なって、試験片の硬さを62HRCに調整した。続いて平面研削盤で表面から0.1 mmを研削し、最終的に鏡面仕上げを実施してスラスト試験に使用した。スラスト試験は、直径9.525 mmのJIS SUJ2製の鋼球3個で1枚のスラスト試験片を保持する機構でPmax=3.95 GPaとなるように負荷を与え、回転数1800 cpm、クリーンな常温潤滑環境の条件下で行なった。潤滑油にはISO VG10を使用した。なお、村上⁶⁾は、軸受の転がり疲れ寿命が回転曲げ疲労寿命に比べて長寿命となるのは、き裂発生までのサイクル数が長いのではなく、大きな圧縮応力場の支配下におけるき裂進展速度が遅く、き裂伝ば寿命が長いためとしている。本実験では上述の考え方に基づき、内部空洞からの初期き裂の発生状況を捉えることを試みた。一般的なJIS SUJ2は、本実験と同様の条件下でスラスト試験を行った場合、10⁸サイクル以上の転がり疲れ寿命を示すことを確認している。そこで、この寿命に対して極めて早期の5×10⁴サイクル時点で意図的に試験を中断し、スラスト試験片断面のミクロ組織観察を行なった。まず、Fig. 2に示すようにボールの軌道を横断する向きで切断し、ボールの軌道直下0.5 mm四方の断面に存在する空洞について、初期き裂の有無をSEMにより観察した。また、ボールの軌道の接線方向で切断し、後述のCAE応力解析で求めた空洞周囲の応力状態と関係が深い空洞周囲の初期き裂の向きをSEMにより観察した。なお、SEM観察に用いた試料は、いずれもピクリン酸アルコール溶液を用いて腐食を行なった。なお、本実験では

初期き裂の観察を容易にするため、一般の介在物と同程度の大きさの空洞を多数含有した鋼材を用いているが、一方で同鋼には大型の欠陥も数多く含まれている。空洞導入材の転がり疲れ寿命は、これらの意図しない大型欠陥の影響を強く受け得ることから、本実験では考慮しないものとした。

2・2 CAE 応力解析方法

上述のスラスト試験を模擬して、汎用FEM解析コード MSC Marcを用いた弾塑性解析を実施した。解析モデルは Fig. 3に示すように、スラスト試験片を模擬した平板上をボールが接触して移動することを想定した2次元平面ひずみモデルを使用した。本解析モデルでは、移動しているボールの中心が球形の介在物、空洞の中心の真上を通過する場合を想定して、介在物・空洞を球形と同一の直径を有する円形状として近似的に取り扱うこととした。また、ボールは剛体と仮定した。Table 2に示す母相の物性値のう

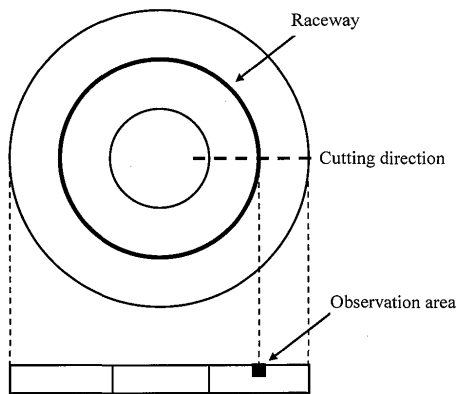


Fig. 2. S.E.M observation area of the thrust-type rolling contact fatigue tested specimen.

ち、降伏応力は焼入焼戻しで硬さを 62 HRC (約 700 HV) とした JIS SUJ2 の引張試験結果に基づき、1960 MPa という値を使用した。ヤング率やポアソン比の値は一般的な鋼の物性値に準じた。また、弾塑性解析にあたって Fig. 4 に示す簡略化した母相の応力-ひずみ線図を使用した。

Fig. 3 に示す解析モデルでは、直径 9.525 mm のボールによって幅 6 mm で高さ 4 mm の平板に $P_{max}=3.95$ GPa を加えたときに、最大せん断応力深さとなる表面から 0.12 mm の深さに、直径 20 μm の円形介在物、および空洞を位置させた。また、ボールは介在物・空洞直上の前後 0.3 mm、合計で 0.6 mm を移動させた。なお、介在物と母相の境界面は完全接着として取り扱い、境界面の摩擦は考慮していない。さらに空洞に関し、平板の表面下 0.05~0.5 mm の各深さに位置させた場合の CAE 応力解析を実施した。計算に使用した介在物、空洞の物性値は、Table 2 に併せて示した。なお、介在物の降伏強度はその値が明らかでないため、各種介在物の概略硬さをもとに硬質の Al_2O_3 、TiN、および $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ は母相の 3 倍、軟質の MnS は母相の 5 分の 1 と仮定して計算を行なった。

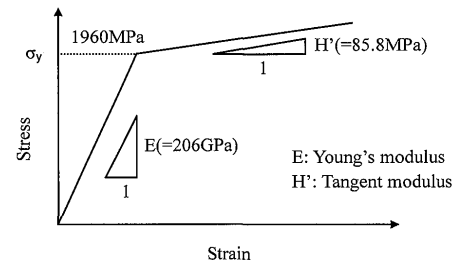


Fig. 4. The simplified stress-strain curve of matrix (SUJ2).

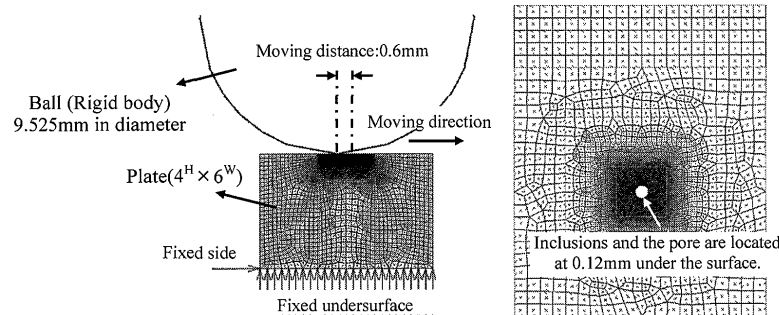


Fig. 3. Plane strain model for stress analysis. Left side is the whole model. Right side is the detail of the model around the inclusions and pore.

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

	Matrix	Al_2O_3	TiN	$\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$	MnS	Pore
Young's modulus, E (GPa)	206	387	316	113	137	0
Tangent modulus, H' (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)	$3 \cdot \sigma_y$	$3 \cdot \sigma_y$	$3 \cdot \sigma_y$	$\sigma_y/5$	0

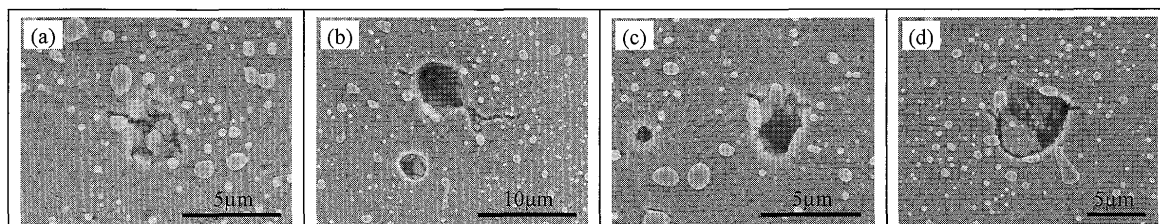


Fig. 5. Initial cracks around pores at various depths from the surface after the thrust type rolling contact fatigue of 5×10^4 cycles. Observed area was perpendicular to the raceway. The pore observed at (a) 0.01 mm in depth, (b) 0.06 mm in depth, (c) 0.10 mm in depth and (d) 0.20 mm in depth, respectively.

3. 実験結果およびCAE応力解析結果

3.1 空洞周囲の初期き裂観察結果

5×10^4 サイクル時点で試験を中断したスラスト試験片を、ボールの軌道に対して垂直に切断したところ、ボールの軌道直下0.5 mm四方の断面には、合計49個の空洞が確認された。これら全ての空洞についてSEM観察を行なった。Fig. 5に転動面下のさまざまな深さに観察された空洞周囲の初期き裂を例示する。なお、試験片はピクリン酸アルコール溶液で腐食を行った。また、Fig. 6に表面からの各深さにおいて空洞周囲に初期き裂が観察された頻度を示す。ボール軌道下の約0.2 mmまでの深さに位置する空洞周囲には、最大せん断応力深さ近傍のみならず、いずれの深さでも60%以上の高い頻度で初期き裂が観察された。また、Fig. 7に空洞の観察された深さ、および空洞の大きさとき裂の有無の関係を示す。なお、観察した空洞の長径、およびそれに直交する短径を計測し、長径と短径を掛け合わせたものの平方根を空洞の大きさの指標として用いた。空洞周囲のき裂は、表面から0.2 mmの深さまでは空洞の大小を問わず発生しており、0.2 mmより深い位置になると、本実験ではき裂は観察されなかった。

また、空洞周囲の初期き裂の向きを観察するため、スラスト試験片上に観察されたボールの軌道付近を、試験面に対して垂直に接線方向で切断し、研削して軌道の中心部近傍を現出させた。次いで、鏡面研磨、およびピクリン酸アルコール溶液での腐食を行ったのち、SEM観察を行なった。断面に観察された空洞周囲には、最大せん断応力の作用によるとみられる転動面に対して約45°の傾きを有するき裂、あるいは両振りの動的せん断応力の作用によるとみられる転動面に対して平行なき裂以外にも、Fig. 8に例示するような転動面に対して30°以下程度の比較的浅い角度を成すき裂が散見された。

3.2 CAE応力解析結果と空洞周囲のき裂発生状況の対応

鋼材の内部欠陥からの初期き裂の発生状況を確認するため、人工的に多数の空洞を導入したSUSJ2鋼に対して $P_{max} = 3.95$ GPaの面圧下でスラスト試験を行った。その結果、 5×10^4 サイクルの時点で、空洞の大小を問わず、空洞

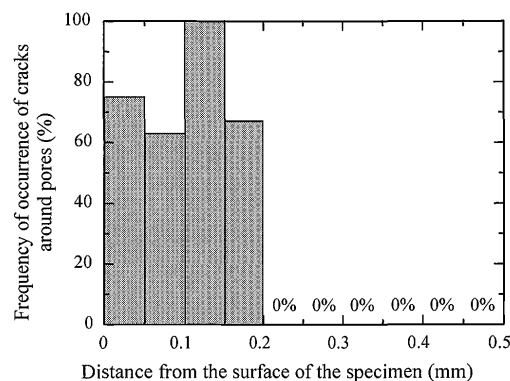


Fig. 6. Frequency of occurrence of cracks around pores after the thrust type rolling contact fatigue of 5×10^4 cycles.

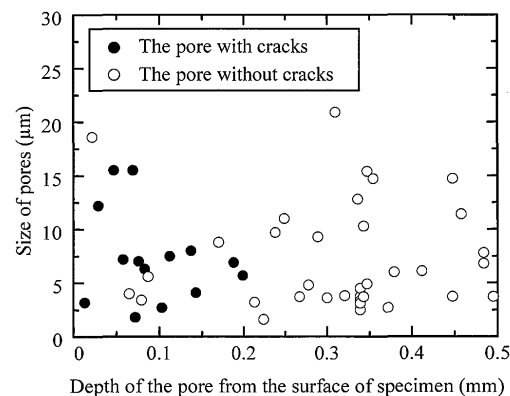


Fig. 7. The size and the distance from the surface of pores with and without cracks after the thrust type rolling contact fatigue of 5×10^4 cycles. Size of the pore was calculated a square root of multiplying the length by the width of the pore.

周囲の初期き裂が既に高頻度に発生していることが直接観察によって明らかとなった。転がり疲れにおいて、き裂発生は転がり疲れのかなり初期の段階で起こり、転がり疲れ寿命の大部分をき裂伝ば寿命が占めると指摘されている⁶⁾。また、前述のように同面圧下の一般的なJIS SUSJ2のスラスト試験寿命が 10^8 サイクル以上であることを考慮すれば、空洞周囲には転がり疲れの極めて初期にき裂が発生していると推測される。また、本実験条件に近い面圧下において、介在物周囲のき裂発生サイクル数は現時点で少なくとも 10^5 サイクルオーダーとみられており⁷⁾、このことから空洞

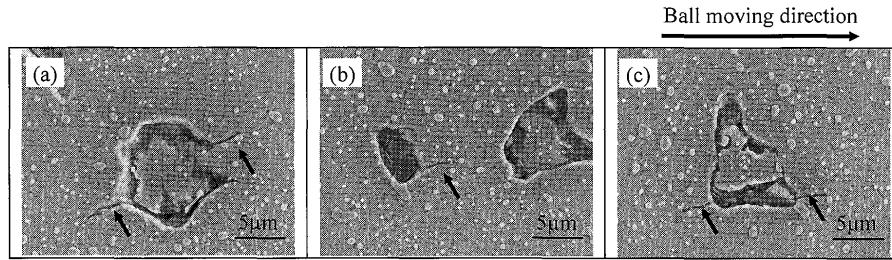


Fig. 8. Typical pores with cracks which were oriented at angles of lower than 45° with respect to the rolling direction after the thrust type rolling contact fatigue of 5×10^4 cycles. Observed area was tangential section to the raceway of the specimen. The pore observed at (a) 0.06 mm in depth, (b) 0.1 mm in depth, (c) 0.1 mm in depth, respectively.

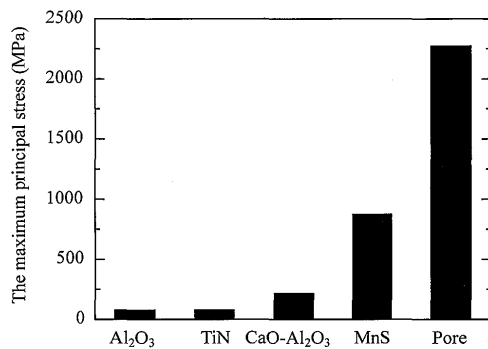


Fig. 9. The maximum principal stress at the inclusion-matrix interface or surface of the pore. Inclusions and the pore are $20 \mu\text{m}$ in diameter and 0.12 mm deep from the surface.

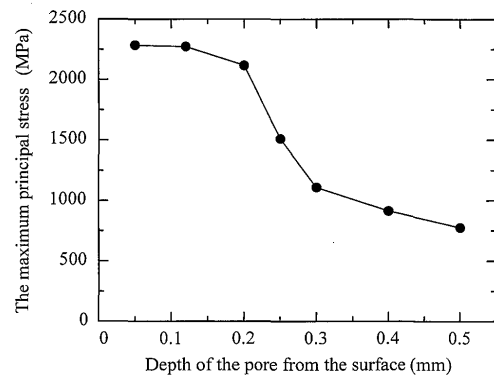


Fig. 10. The maximum principal stress around the pore with $20 \mu\text{m}$ in diameter at different depth from the surface.

Table 3. The results of stress analysis around the pore.

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

周囲には介在物に比べて早期にき裂が発生していると考えられる。従来から、転がり疲労における介在物周囲のき裂発生は、繰返しせん断応力を受けることにより、モードII（面内せん断型）で起こると考えられてきた。一方で、空洞周囲の初期き裂はその発生時期の早さから、一般介在物とは異なるメカニズムで生成している可能性がある。

そこで、引張応力の作用による空洞最表面からのモードI（開口型）での初期き裂発生を想定し、CAE応力解析結果をもとに主応力の最大値を求めて、空洞周囲の初期き裂観察結果と比較した。Fig. 9に直径 $20 \mu\text{m}$ の母相と密着した各種介在物、ならびに空洞が平板表面から0.12 mmの深さに存在した場合に、介在物と母相の境界、および空洞最表面に作用する引張の主応力の最大値を示す。その結果、

空洞最表面には介在物-母相境界に比べて非常に高い引張の主応力が作用することが分かった。一方、 Al_2O_3 やTiNのように硬質でかつ変形しにくい介在物の場合は、ごく小さい引張応力しか作用しないことが分かった。次に、Fig.10にスラスト試験片を模擬した平板の表面下0.05～0.5 mmの各深さに直径 $20 \mu\text{m}$ の空洞をそれぞれ位置させた場合に、空洞周囲に働く主応力の最大値を示す。表面から0.2 mmまでの深さに位置する空洞周囲には、2000 MPaを越える非常に高い引張応力が作用し、それより深い位置になると引張応力は顕著に低下した。この2000 MPaを越える引張応力が作用する深さは、Fig. 6, 7に示したような空洞周囲に初期き裂が観察された深さと良く一致した。Table 3に空洞が表面下0.05, 0.12, および0.2 mmの各位置

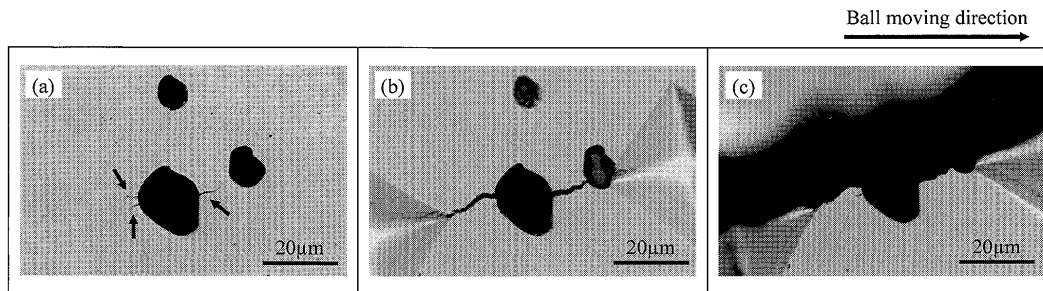


Fig. 11. Preparation processes for the observation of the crack surface around the pore. (a) Selection of the pore with cracks which were indicated by arrows. Pore was observed at $80\ \mu\text{m}$ under the surface, (b) After indentation for crack opening, (c) After forced breaking.

にあるとき、空洞周囲で最大の引張応力が作用する位置と応力の向きのCAE応力解析結果を示す。いずれの深さの空洞周囲でも、引張応力の向きは引張応力が最大となる点の接線方向を向いている。そして、最大の引張応力が働く点の反対側の点にも、ほぼ同程度の引張応力が作用することが確認された。また、これらの各深さの空洞に対して最大の引張応力が作用する面の向きは、転がり方向に対しておよそ $14^\circ\sim 30^\circ$ の傾きを有する。この傾きはFig. 8に示した一部の空洞周囲に実際に観察されたき裂の向きにほぼ該当するものであった。

4. 考察

4.1 空洞周囲のき裂発生メカニズム

空洞周囲のCAE応力解析結果と、実際に空洞周囲に初期き裂が観察された深さ、および初期き裂の向きを考慮すると、空洞最表面からモードIでき裂が発生する可能性が高いと考えられる。Takemuraら⁸⁾は介在物や空洞周囲の応力解析を行い、介在物・空洞周囲には繰返しの引張応力の作用で、まず微少な空洞もしくはき裂が発生することを示唆しており、本報と同様にき裂の発生に対して引張の応力成分が関与する可能性を示している。次に、実際の空洞周囲に見られた初期き裂の性状を観察することにより、空洞周囲のき裂発生モードについてさらに考察を行なった。

まず、 5×10^4 サイクルでスラスト試験を中断した試験片のボールの軌道部分から、厚さ 0.6 mm 、幅 0.6 mm で高さ 5 mm の試料を切り出した。続いて、この試料をボールの軌道方向と平行に約 $260\ \mu\text{m}$ 研削して軌道の中心付近を現出させ、き裂面の保護のためエッチングを行わずに光学顕微鏡による断面観察を行った。そして、き裂を伴う空洞のうち、球形に近い形状を有し、かつCAE応力解析で予想されたモードI型き裂の向きに該当するFig.11(a)の空洞を選定した。次に、Fig.11(b)に示すように空洞周囲の初期き裂先端の延長線上にマイクロビッカース硬度計で 1 kg の荷重で圧痕を打ち、き裂を開口させてき裂面同士の干渉の回避すると同時に、き裂を強制的に進展させた。さらにき裂面での強制破断を容易にするために、き裂の延長線上にミ

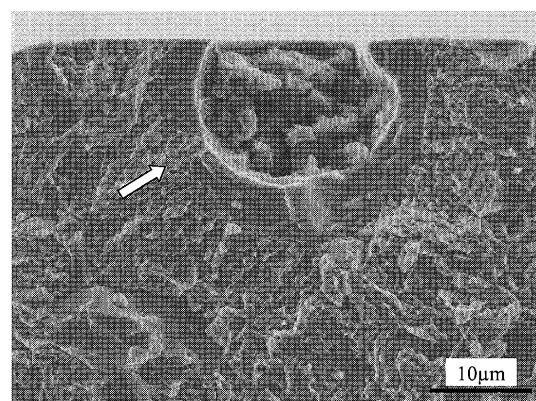


Fig. 12. Scanning electron micrograph of the fracture surface around the pore at $80\ \mu\text{m}$ in depth from the surface after the thrust type rolling contact fatigue of 5×10^4 cycles.

シン目状に圧痕を打った。続いて試料を裏返してさらに約 $260\ \mu\text{m}$ 研磨し、試験片の厚みを $60\ \mu\text{m}$ 程度まで薄くした。その後、Fig.11(c)に示すように試料を強制破断させた後、破面のSEM観察を行なった。

Fig.12、およびFig.13に空洞周囲に観察されたき裂の破面SEM写真を示す。Fig.12は空洞周囲全体を捉えており、直径約 $20\ \mu\text{m}$ の空洞周縁から直径約 $26\ \mu\text{m}$ のほぼ円盤状の初期き裂と見受けられる空洞周縁の平滑な破面が観察された。また、幅数 μm 程度の初期き裂周囲には、き裂を強制的に進展させたことによるへき開状の強制破断面が観察された。なお、図中に矢印で示した位置には強制破断面が見られ、この部分を境にき裂は不連続となっている。これはFig.11(a)において、空洞右側のき裂と連続しているとみられる空洞左側の下方のき裂が現出していないためと推測される。Fig.13は、空洞周囲の初期き裂の破面を高倍率で観察したものであり、破面には2つの主要な特徴が見られた。一つは伸長したディンプル状の凹凸が認められること、もう一つは破面の凹凸が、その周囲の強制破断面に比べて極めて滑らかなことである。前者の特徴は、空洞周囲の初期き裂が長期間の繰返し応力のもとでの転がり疲れによって生じたのではなく、あたかも静的破壊のような機構で形成されたことを示唆するものと考えられる。なお、JIS SUJ2

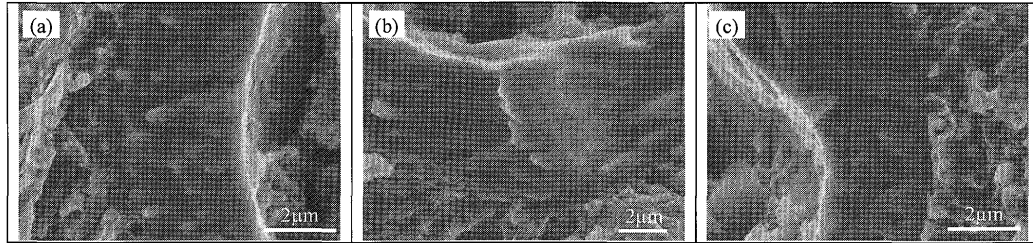


Fig. 13. High magnification scanning electron micrographs of the fracture surface. (a) The front rim of the pore, (b) the side rim of the pore, (c) the rear rim of the pore.

やSCM435のような高強度材の回転曲げ疲労試験、ないし引張圧縮疲労試験を行なうと、破壊起点となった介在物周囲に粗い凹凸を有する粒状破面が形成されることが報告されている⁹⁻¹¹⁾。ただし、これらの破面は、いずれも繰返し応力の作用下で徐々に形成されたものと考えられており^{10,11)}、本報で見られた空洞周囲の初期き裂とは合致しないものと考えられる。また、後者の破面の特徴は、いったん空洞周囲の初期き裂が発生した後で、圧縮応力下のせん断応力の作用により破面同士が接触して、磨滅したこと¹²⁾を示すものと考えられる。

上述のように、空洞周囲の初期き裂の破面は、転がり疲れによる疲労き裂というよりも、静的破壊に近い様相を呈していた。これは、介在物の場合と異なり、空洞周囲には非常に高い引張応力が作用するためとみられ、空洞における初期き裂発生メカニズムとして、Fig.14にモデルを示すような空洞最表面の引張応力によるモードI型のき裂発生が起り得ると考えている。一方、同時に初期き裂の破面には、き裂面同士が接触した痕跡が見られた。すなわち、空洞は、介在物一般に対して考えられている圧縮応力下のせん断型疲労に終始するのではなく、いったん主応力によるモードI型の初期き裂発生段階を経たのち、圧縮応力下でのき裂伝ぱが困難なモードI型からせん断型のき裂伝ぱ段階に移行する2段階で転がり疲れが進行すると推定している。

4・2 空洞の有害性

本報告以前の筆者らのCAEを利用した研究³⁾で、ある程度高いPmaxのもとでは、介在物周囲にはその大きさ、種類によらず、母相の降伏応力に拮抗する相当応力が作用することを示した。つまり、転動サイクルの比較的初期の段階で、介在物は疲労き裂化するとみられることから、介在物の材質とは無関係に、破壊力学的な見地から元の介在物の大きさが寿命の支配因子になるとの推定を行った。一方、今回、人工的に空洞を導入したSUJ2の転がり疲れに関する直接観察、ならびにCAE応力解析を行った結果から、空洞周囲には一般介在物と同じモードIIでのき裂発生のみならず、一般介在物に比べてかなり早期の段階での主応力によるモードIでのき裂発生が強く裏付けられた。さらに、空洞周囲の初期き裂には静的破壊に近いような様相が認め

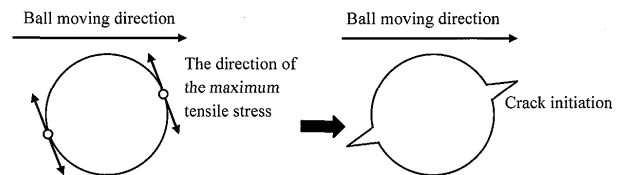


Fig. 14. Schematic diagram of the crack initiation mechanism around a pore.

られたことから、空洞はあたかも疲労初期からき裂を伴った欠陥と考えられる。一方、空洞周囲のき裂発生後は、一般の介在物の転がり疲れ過程として想定されているせん断型で疲労が進行した痕跡が認められた。したがって、空洞は、き裂発生時期についてのみ、一般の介在物と大きく異なるものとみられる。

以下には、空洞が疲労初期からき裂を伴っているとみなし、空洞の有害性について推定した。まず、破壊力学的な見地から、介在物や空洞周囲に発生したき裂が進展することができるき裂長さには臨界のサイズがあり、その大きさは介在物、または空洞径に初期き裂の長さを足し合わせたものに依存すると考える。すると、空洞の場合はき裂発生前のサイズが母相と密着した介在物より小さくても、初期の欠陥サイズが「空洞径+主応力によるモードIで発生するき裂長さ」の大きさを持つため、き裂が進展しうる臨界サイズ以上の欠陥としての作用を持つことになる。本実験で見出した初期き裂の発生時期は 5×10^4 サイクル未満であった。したがって、転がり軸受部品の実用上の転がり疲れ寿命が、例えば $10^7 \sim 10^8$ サイクルであると考えた場合、初期き裂の発生時期は全寿命の200分の1、もしくはそれ以下とみなされる。このことから、本実験で見出したモードI型の初期き裂自体は、直接的に転がり疲れ寿命を左右するものではないが、有効に作用する初期欠陥のサイズを大きくする役割を担うものとみられる。以上をまとめると、空洞は疲労初期からモードI型の初期き裂を伴うことで、一般の介在物よりもき裂が進展し得る欠陥の臨界サイズに達しやすいことが予想される。また、同等の大きさを有し、かつ臨界サイズを越えた空洞、ならびに一般の介在物が存在した場合、疲労初期からモードI型の初期き裂を伴う空洞の方が、より大きな欠陥として作用することでき裂の進

展を助長し、転がり疲れ寿命を低下させやすいと考えられる。すなわち空洞は、これらの作用を通じて一般の介在物よりも高い有害性を持つとみられる。なお、実用上、空洞そのものが鋼材中に存在しなくとも、空洞に関する本検討結果は、極端に軟質な介在物、または母相との変形挙動の違いに起因して母相と密着性が低い、あるいは母相との間に隙間を生じやすい介在物は、母相と密着した介在物に比べて有害性が高いことを示唆するものである。したがって、この点に着眼した介在物制御による新たな軸受鋼の長寿命化対策の立案や、転がり疲れ寿命に対する介在物の有害度の判定方法確立などへの展開が期待できるものである。また、そのためには実用上で有限の転がり疲れ寿命をもたらす介在物の臨界サイズに対して、介在物と母相の密着性の影響度を明らかにすることも必要になるとみられる。すなわち、今後は、本調査の人工欠陥材での取組みに準じた実在介在物における初期き裂発生時期の調査、破面観察、さらには応力解析による転がり疲れ機構の解明が、転がり軸受部品の長寿命化、あるいは寿命予測に取り組む上で重要といえる。

5. 結論

本報では、人工的に空洞を導入した高炭素クロム軸受鋼 SUJ2 について、転動疲労試験後に空洞周囲のき裂の直接観察を行なうとともに、同試験を模擬した CAE 応力解析を実施して、以下の知見を得た。

(1) 本報で実施した内部欠陥周囲の初期き裂の強制破断による破面の現出、ならびに欠陥周縁の破面観察は、初期き裂の生成モードを特定することに対して有効な方法であることが分かった。

(2) 空洞欠陥を意図的に起点として付与した本実験において、空洞周縁に引張応力の作用によるモード I 型の初期き裂が発生し、これを初期欠陥として、転がり接触下の内部応力の作用によるき裂伝ば過程に移行するプロセスが観察された。

(3) 鋼材中の初期欠陥のサイズが単純に転がり疲れ寿命を支配するというのではなく、本実験で確認し得たように、初期欠陥とその周縁のき裂長さを足し合わせたものが実質的な初期欠陥となって転がり疲れ寿命を決める場合もあるとみられる。すなわち、介在物の材質や、介在物と母相の密着性等が転がり疲れに及ぼす影響を考慮する必要があることが示唆された。

文 献

- 1) T.Uesugi: *Tetsu-to-Hagane*, **74** (1988), 1889.
- 2) H.Narai, T.Abe, K.Furumura, H.Nishimori, K.Kobayashi and K.Tsubota: *CAMP-ISIJ*, **5** (1992), 1959.
- 3) T.Fujimatsu, M.Nagao, M.Nakasaki and K.Hiraoka: *CAMP-ISIJ*, **19** (2006), 485.
- 4) M.Nagao, K.Hiraoka and Y.Unigame: *Sanyo Tech. Rep.*, **12** (2005), 38.
- 5) T.Fujimatsu, M.Nagao, M.Nakasaki and K.Hiraoka: *Sanyo Tech. Rep.*, **13** (2006), 62.
- 6) Y.Murakami: *Sanyo Techn. Rep.*, **1** (1994), 3.
- 7) D.Nelias, M.L.Dumont, F.Champiot, A.Vincent, D.Girodin, R.Fougeres and L.Flamand: *ASME. J. Tribology*, **121** (1999), 240.
- 8) H.Takemura and Y.Murakami: International Symposium, Finland, (1995), 345.
- 9) L.T.Lu and K.Shiozawa: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A*, **67** (2001), 1630.
- 10) T.Sakai, M.Takeda, K.Shiozawa, Y.Ochi, M.Nakajima, T.Nakamura and N.Oguma: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **49** (2000), 779.
- 11) Y.Murakami, T.Nomoto, T.Ueda, Y.Murakami and M.Ohori: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **48** (1999), 1112.
- 12) Y.Murakami, S.Hamada, K.Sugino and K.Takao: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **43** (1994), 1264.