

転がり軸受の疲労割れ発生限界に関する研究

渡貫, 大輔

<https://hdl.handle.net/2324/4475131>

出版情報 : Kyushu University, 2020, 博士 (工学), 課程博士
バージョン :
権利関係 :

転がり軸受の疲労割れ
発生限界に関する研究

令和3年

渡貫 大輔

第1章 序論

1.1	本研究の背景	1
1.1.1	転がり軸受の破損形態	1
1.1.2	転がり軸受の疲労割れ対策とその問題点	6
1.2	転がり軸受の疲労破壊に関する先行研究	8
1.2.1	軸受鋼の疲労限度に関する研究	8
1.2.2	転がり軸受の割れに関する研究	17
1.3	本研究の目的と概要	24
	第1章の参考文献	27

第2章 転がり軸受の疲労割れ再現試験法の開発

2.1	緒言	31
2.2	はく離を模した欠陥を付与した軸受の転がり疲労試験	33
2.2.1	試験に供した軸受	33
2.2.2	実験方法	36
2.2.3	実験結果	38
2.3	転がり疲労試験におけるき裂進展モードの推定	40
2.3.1	き裂進展経路に及ぼす初期欠陥の影響	40
2.3.2	き裂発生位置に及ぼす初期欠陥の影響	42
2.4	第2章の結言	47
	第2章の参考文献	48

第3章 応力拡大係数に基づく転がり軸受の疲労割れ現象の理解

3.1	緒言	50
3.2	FEMによる応力拡大係数の算出	52
3.2.1	半円欠陥を付与したリングの解析モデルと解析方法	52
3.2.2	貫通欠陥を付与したリングの解析モデルと解析方法	54
3.3	はく離からき裂が進展して割れに至るまでの応力拡大係数の変化	56
3.3.1	初期欠陥から発生したき裂の応力拡大係数	56
3.3.2	応力拡大係数に及ぼす転動体の位置の影響	60
3.3.3	き裂進展に伴う応力拡大係数の変化	62
3.4	第3章の結言	64
	第3章の参考文献	65

第4章 軸受鋼のき裂進展限界に及ぼす応力比とき裂開閉口の影響の評価

4.1	緒言	67
4.2	供試材	69
4.2.1	4点曲げ試験片	69
4.2.2	引張圧縮試験片	71
4.3	疲労試験方法	74
4.3.1	4点曲げ試験方法	74
4.3.2	引張圧縮試験方法	78
4.4	軸受鋼の正負の応力比におけるき裂停留限界とき裂開閉口の評価	81
4.4.1	き裂停留限界に及ぼす正の応力比の影響	81
4.4.2	き裂停留限界とき裂開閉口に及ぼす負の応力比の影響	83
4.5	第4章の結言	86
	第4章の参考文献	87

第5章 転がり軸受の疲労割れ限界を示す破壊力学に基づいた破損マップの提案

5.1	緒言	89
5.2	き裂開閉口を考慮した軸受鋼のき裂進展限界	90
5.3	き裂進展限界と軸受割れ試験結果の比較	93
5.4	割れ限界を浸炭材料へ拡張する場合の問題点の検討	96
5.5	第5章の結言	100
	第5章の参考文献	101

第6章 総括

	謝辞	106
--	----	-----

第1章 序論

1.1 本研究の背景

1.1.1 転がり軸受の破損形態

自動車、鉄道、モーター、建設機械、工作機械、エアコン、洗濯機、発電機、あるいはロボットなど様々な機械には荷重を受けて回転する軸が備えられており、軸支持部の摩擦によって発生する発熱、摩耗、焼付きを防ぐため、軸と支持部の間には軸受（ベアリング）と呼ばれる機械要素が用いられる。軸受には大きく分けて、すべり軸受と転がり軸受の2種類が存在する。すべり軸受は構造がシンプルなため、小さいスペースで大荷重を支えることができ、故障しにくいという利点がある。一方で本研究が着目する転がり軸受(Fig. 1.1) [1]は、摩擦係数が小さく、装置の摩擦損失を小さくすることに優れている。転がり軸受の摩擦係数が小さいのは、『転がり接触』の原理による。内輪と外輪の間に配置された球あるいはコロの転動体は、きわめて小さい面積で接触しながら転がることで摩擦を低減する(Fig. 1.1)。接触面積が小さいことで、接触面圧は数 GPa に及ぶこともあるため、こうした過酷な環境に耐えて信頼性を確保するために、損傷の防止が求められる。

転がり軸受の損傷(Fig. 1.2)には、摩耗、錆、圧痕、電食、はく離、割れなど、さまざまな形態が存在する[2, 3]。これらのうち、転がり接触疲労（RCF）によるはく離は、たとえ適切な条件で使用されたとしても、長期間ののちには発生する可能性がある[4-6]。はく離は転がり軸受の耐用年数を決定するため、はく離寿命の改善や、正確な寿命予測のために多くの研究が行われてきた[7-14]。はく離によって軌道面に凹凸が生じると、軌道輪と転動体の間における滑らかな転がり接触が損なわれ、振動の増加や、位置決め精度の低下が起るため、機械の継続使用が困難となる。ただし、はく離損傷によって、機械全体の破損や瞬間的な回転の停止といった障害が発生することはめったにない。一方で割れは、破断した部材によって周辺の機械の損傷も引き起こし、あるいは部材の噛みこみによって回転がロックすることで、機械の致命的な機能喪失を引き起こす可能性がある。

割れが発生する確率はそれほど高くないが、近年、軸受を取り巻く要求の変化(Fig. 1.3)に伴い、割れのリスクは大幅に高まっていると考えられる。1つ目の変化として、転がり軸受の生産における環境負荷低減のニーズから、新規熱処理、新規材料の採用が模索されていることが挙げられる。例えば高周波熱処理や真空浸炭、およびこれらを組み合わせた熱処理を適用した結果、過去に実績のない硬さ分布となることで、靱性を低下させるリスクがある[15-17]。また合金元素の添加量を削減した新規材料の開発は鉄鋼材料全体の課題であり、これによる靱性の低下を避けねばならない[18]。2つ目の変化

は、自動運転、無人運転、負荷の増大や環境起因の脆化など、使用条件の過酷化である。運転方法の変化による損傷発生後の継続稼働や、大きな負荷による損傷の急速進展は、割れに至るリスクを増大させてしまう。したがって、転がり軸受の機能の観点から、割れの防止は最も重要な問題の1つである。



Fig. 1.1 Pictures of rolling bearings and rolling elements. [1]



Fig. 1.2 Types of damage in rolling bearing. [3]

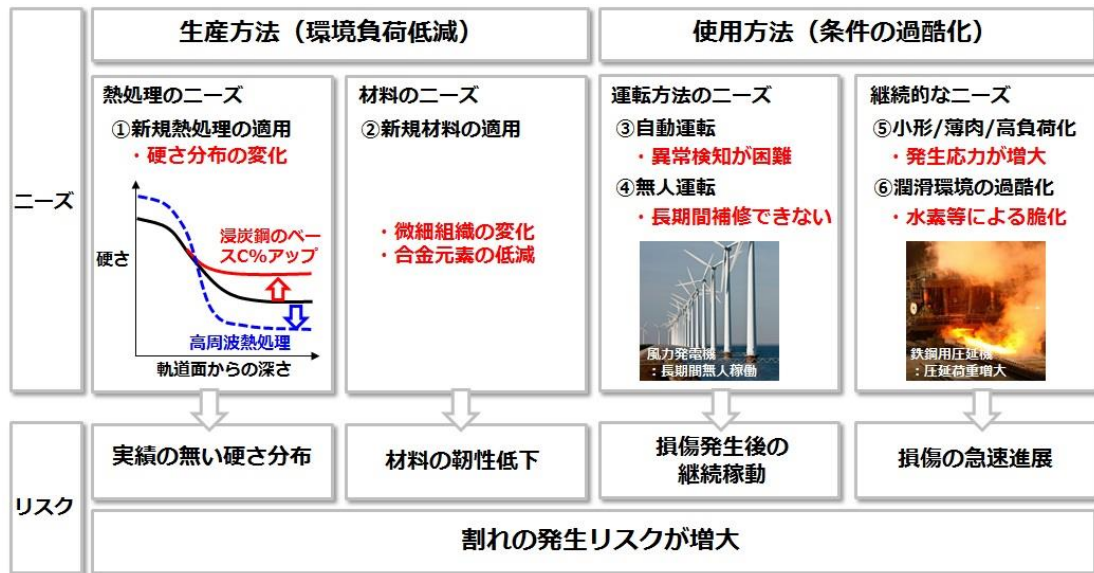


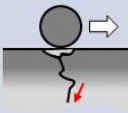
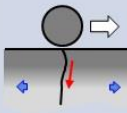

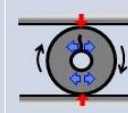
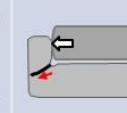

Fig. 1.3 Needs and risks concerning fracture of rolling bearing.

(NSK 社内資料より作成)

1.1.2 転がり軸受の疲労割れ対策とその問題点

大きく割れを分類すると、(i)1回の荷重または衝撃荷重による割れと(ii)疲労による割れの2種類の割れが考えられる。前者は、破壊靱性値と、シャルピー衝撃吸収エネルギーに基づいて評価され、対策が取られてきた[11, 19-21]。これは、一般的で実績のある考え方であり、これによって過大荷重による破壊などは、対策されてきている。後者に関しては、疲労き裂の起点によって、いくつかのタイプに分類することができる。起点は、大きく分けて軌道面、反軌道面、そしてその他のつばや端面といった接触面から遠い部分に分けることができる(Fig. 1.4)。はく離を起点とした割れ以外のタイプは、疲労または1回あるいは静的な過大応力が負荷される、あるいは熱き裂等の一次的な損傷が応力集中源として働くなど、割れの発生原因は明確である。発生原因が明確なものに対しては、疲労限度設計、一次的な損傷の防止など、対策が可能である。あるいは経験的に、軸受鋼より浸炭鋼が、中炭素鋼よりも低炭素鋼でNiを含有する成分系の方が、割れに対して優れていることが知られているため、より高靱性の材料を選択することができる[22, 23]。しかしながら、はく離起点割れについては、発生原因が不明確であることから、有効な防止対策や、材料選択基準が存在しない。

はく離は通常の使用条件でも発生する可能性があるため、はく離からき裂が進展して発生する割れは、すべての転がり軸受で発生する可能性がある。つまり、その他の過大な負荷や一時的な損傷が原因となる割れとは異なり、転がり軸受としては本質的な応力集中の現象である。そこで、はく離からの割れに対し、適切なリスク評価を実施することは、転がり軸受の割れに対する信頼性を向上させるためには非常に重要であると考えられる。

起点	軌道面		反軌道面		その他	
代表的な 破損事例	はく離起点 割れ	内輪の軌道 面表面起点 割れ	リングのは め合い面起 点割れ	中空コロの 内径起点割 れ	つば元起点 割れ	端面／つば 面起点割れ
起点	はく離	表面	表面	表面	つば元R部	熱き裂
模式図						
発生状況の 説明	はく離が発生し た転がり軸受を 使い続けた場合 に発生する。	内輪を過剰にタ イトなはめ合い で使用した場合 に発生する。	軌道輪が薄く、 かつハウジング 剛性が不足した 場合に発生する。	中空コロを過剰 な重荷重で使用 した場合に発生 する。	つばが薄く、か つバックアップ が不足した場合 に発生する。	他の部材が端面 ／つば面に高速 で接触し、熱き 裂が生じた場合 に発生する。

*NSK社内の調査事例より作成

Fig. 1.4 Types of bearing fracture classified by their origin.

(NSK 社内資料より作成)

1.2 転がり軸受の疲労破壊に関する先行研究

1.2.1 軸受鋼の疲労限度に関する研究

軸受鋼の破壊強度に関しては多くの研究があるが、その中でも疲労強度特性に関する知見を示す。Garwood が示したように(Fig. 1.5), 軸受鋼のように強度が高い材料の疲労においては、その硬さに比例する疲労強度を得られず、またばらつきも大きい[24].

村上は、軸受鋼も高強度で微小欠陥の影響に敏感であるため、正しく強度を評価するための、いくつかの重要な指摘を行っている[25].

- ・転がり接触による疲労は、負荷の状態と履歴が他の部品より複雑であるが、基本的な考え方は疲労現象をき裂の発生過程とき裂の伝ば過程に分けて考えることである。
- ・低サイクルの疲労試験や静的な引張試験は欠陥の影響を反映せず、き裂の発生および伝ばの過程からなる疲労の特性を評価するには不適切である。
- ・回転曲げは安定した結果が得やすい信頼性の高い試験法といわれている。試験片に曲げ応力を負荷することで、表面あるいは表面付近の欠陥を起点としてき裂を発生進展させる。そのためこの試験法では、表面の残留応力が試験結果に強い影響を与え、例えば旋盤加工後鏡面仕上げしたままの試験片では、電解研磨によって加工層を除去した試験片に比べて疲労限度が高い値をとる。また逆に、試験片の取り付け不良や共振によっては疲労限度が低い値をとることがある。よって、正しいデータを得るためには慎重な試験と解釈が必要である。
- ・引張圧縮試験は試験片断面の応力が一定となり平均応力の影響も試験できる優れた方法である。しかしながら、試験片の曲がりや試験機の軸心のずれが存在すると余分な曲げモーメントが発生し、破損の起点は表面にかたより、疲労限度は低い値をとる。よって試験の実施とデータの取り扱いを慎重に行う必要がある。
- ・転がり疲労による破損寿命が要素的試験による破損寿命に比較してはるかに長いのは、接触荷重下における微小き裂の進展速度が遅いためであると推測される。

以下に、軸受鋼の疲労破壊に関する研究の代表例を挙げる。

Shiozawa らは、回転曲げ試験によって、低サイクル域から 10^9 回程度の超高サイクル域までの広い範囲で、軸受鋼の破損寿命を調査した(Fig. 1.6) [26]. $S-N$ 線図は明確に 2 つのグループに分かれていた。破損品の観察より、片方は表面のすべり変形が起点であり、もう一方は内部の非金属介在物が起点であることが確かめられた。破面観察においては、内部の非金属介在物の周囲に、表面に接するフィッシュアイの領域が認められた。介在物とフィッシュアイの領域の間には、微細な粒状の破面の領域が存在していた。破壊力学的な考察から、この粒状の破面形成機構が、破損寿命に対して大きく影響するこ

とが指摘された。

Murakami は、疲労限度がビッカース硬度の 1.6 倍すなわち $\sigma_w = 1.6 HV$ という良く知られた関係に関して考察している[27]。この関係が成立するのは、表面のすべり帯や粒界を起点としてき裂発生する場合であり、軸受鋼のような高強度鋼や、低強度鋼であっても鋳鉄のように欠陥サイズが大きい場合には、欠陥を起点として破壊が生じるためにこの関係に従わず、疲労限度は欠陥寸法の影響を受けることを示した。また微小欠陥を有する材料の疲労限度を、欠陥の投影面積 \sqrt{area} を用いて予測する以下の式を提案した。

$$\sigma = A \frac{HV+120}{(\sqrt{area})^{1/6}} \quad (1.1)$$

ここで、 A は表面欠陥の場合 1.43、表面に接する欠陥の場合 1.41、内部の欠陥の場合 1.56 である。

Karsch らは、応力比-1 と 0.1 で、軸受鋼の超高サイクル疲労寿命に及ぼす水素の影響を、マルテンサイト組織とベイナイト組織の 2 種類の組織において評価した[28]。Haigh 線図上に示された 10^9 回寿命強度(Fig. 1.7)によると、ほぼすべての条件で水素チャージした部材の疲労強度は低下していた。実働状態の転がり軸受も超高サイクル寿命が問題となる。この領域において、水素が直接疲労に影響することを定量的に示した点が重要だと考えられる。Kerscher らは、軸受鋼の疲労特性に及ぼす加工熱処理 (Thermo-mechanical treatment) の影響を評価した[29]。高温で加工した軸受鋼においては、疲労限度と有限寿命が向上していた(Fig. 1.8)。加工熱処理は鉄鋼材料の性能を向上させる要素技術としても有力であり、軸受鋼においてもその有効性が示された。

また、転がり疲れはく離はせん断のき裂進展によって発生することから、近年では転がり接触とせん断のき裂進展に着目して行われた研究もある。大塚ら[30, 31]は、中央片側切り欠き試験片を用いて、せん断型き裂の進展抵抗を評価する手法を開発し(Fig. 1.9)、軸受鋼のせん断き裂進展速度を評価した。この研究では図示した試験機構造によって、せん断応力だけではなく、モード I き裂進展を防ぐためのき裂面と平行な静的圧縮応力と、破面干渉の影響を避けるための静的なき裂開口応力を重畳負荷している点が特徴的である。この方法により、破面に摩擦が無い場合の停留限界が評価された。村上ら[32, 33]は、ダブルカンチレバー式のせん断き裂進展試験法(Fig. 1.10)を開発し、軸受鋼を含む種々の鋼のせん断き裂の停留限界を評価した。この研究では破面干渉を摩擦係数が 1 として仮定して、計算により停留限界を求め、材料による差を評価した点が実用上重要と考えられる。Okazaki ら[34, 35]は、ねじり疲労試験によって、軸受鋼のモード II き裂進展抵抗下限値を評価する手法(Fig. 1.11)を提案し、閾値に及ぼすき裂開口応力および破面摩擦の影響を示し、大塚ら、村上らの研究結果と比較した。この手法は従来に比較してシンプルであり、微小き裂の挙動を評価できる点も利点である。Fujita ら[36]は、同じくねじり疲労試験によって、軸受鋼のモード II き裂進展特性に及ぼす水素の影響

(Fig. 1.12)を評価した。この研究では、水素チャージによってせん断き裂進展が速くなることが示され、環境が疲労に及ぼす影響が明確化された。

この様に、軸受鋼の疲労限度に関してはさまざまな取り組みがなされており、試験法や微小欠陥の影響、はく離寿命の予測への適用について明らかになってきている。

本節の冒頭に紹介した村上の指摘にもあったように、転がり軸受においては発生する応力が複雑であり、その正確な把握は疲労予測を行うために不可欠である。

無欠陥の応力分布は Hertz の接触理論として確立されている。線接触と点接触ではそれぞれ異なった分布を示す (Fig. 1.13) [37]。Hertz 接触によって表面に発生する応力は、接触面直下では 3 軸圧縮状態となる。Hertz 接触によって発生する応力は圧縮だけではなく、せん断応力と引張応力も考慮に入れる必要がある (Fig. 1.14) [38]。静的なせん断応力 τ_{\max} 、動的なせん断応力 q_{orth} 、表面の引張応力 T_{\max} のピークが発生する。脆性材料では表面の引張ピークによる疲労破壊が問題となることがあるが、軸受鋼において問題となるのは内部のせん断応力のピークである。Lundberg と Parmgren [39, 40] は、転がり疲労はく離の寿命の原因を、軌道面と並行に作用する動的せん断応力、 q_{orth} と考える寿命予測の基礎理論 (L-P 理論) を確立し、寿命予測式を提案した。さらに Ioannides と Harris [41] は、疲労限度の考え方を導入し、L-P 理論を拡張した。現行の転がり軸受寿命計算式の国際規格 ISO281_2007 はこれら一連の研究の延長上にある。

しかしながら、実際の軸受の割れに対する疲労強度の正確な評価を試みたものはほとんどない。軸受のこのような疲労割れを定量的に予測するためには、3つの必要条件が満たされる必要があると考えられる：

- (I) 転がり軸受の割れの適切な機械的モデルを確立し、そこに軸受中の応力状態と正確な材料強度を反映させる。
- (II) 軸受が繰返し応力を受けた際、軌道面の欠陥／き裂に定義される応力拡大係数を明らかにする。
- (III) 軸受鋼におけるき裂進展抵抗を精確に評価する。

次の節ではこれらに関する先行研究を紹介する。

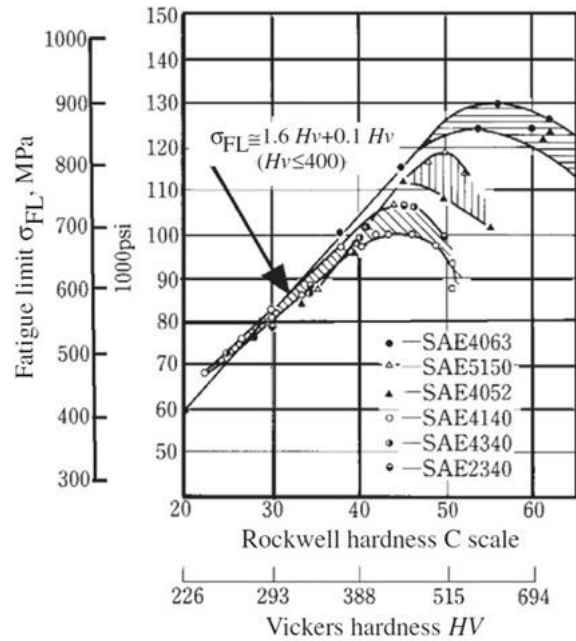


Fig. 1.5 Relationship between hardness and the fatigue limit. (Zero mean stress). [24]

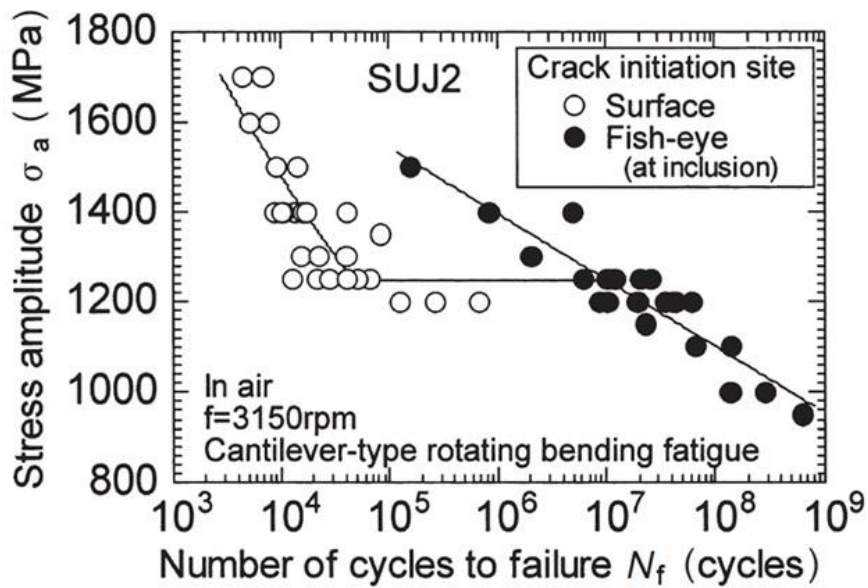


Fig. 1.6 The S-N curve for the high carbon chromium bearing steel. [26]

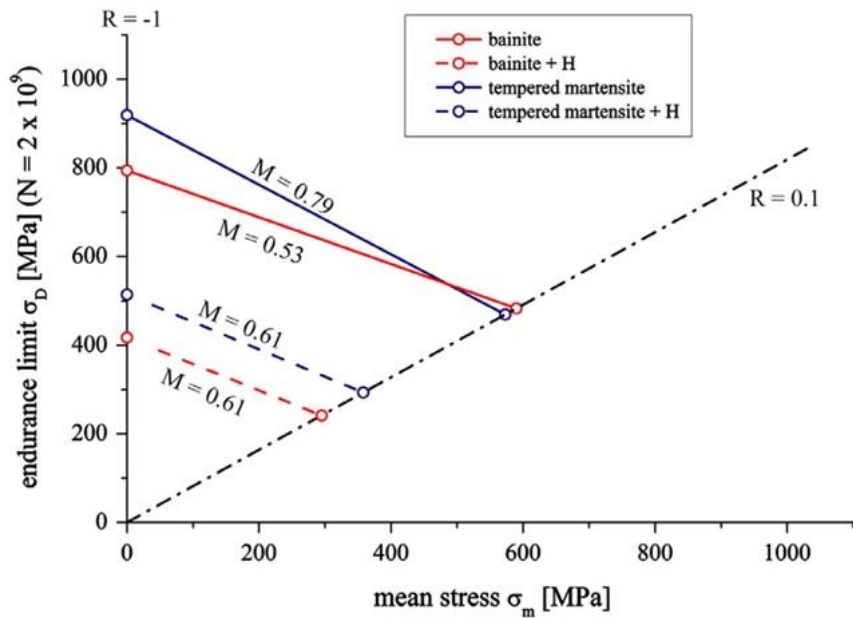


Fig. 1.7 Haigh diagram showing the endurance limit at $N_{max} 2 \times 10^9$ cycles of all tested variants. [28]

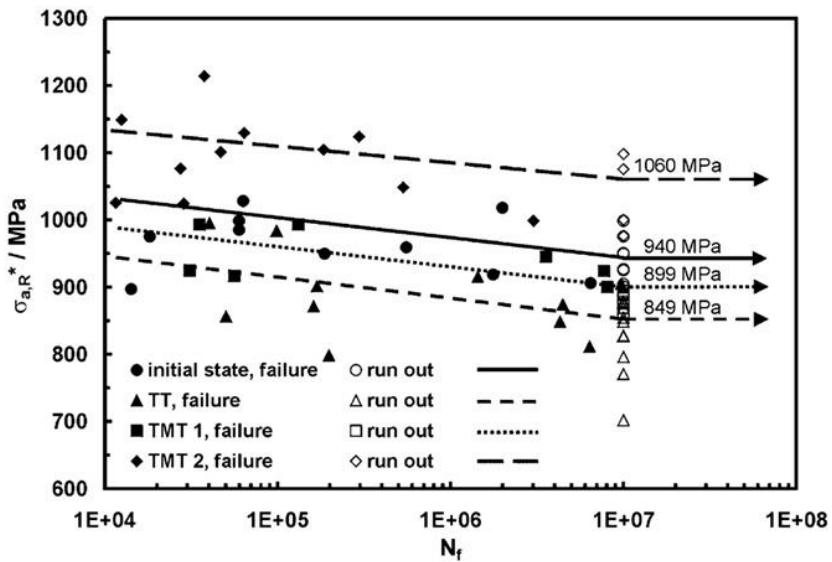


Fig. 1.8 Woehler-diagram of the four material states investigated. [29]

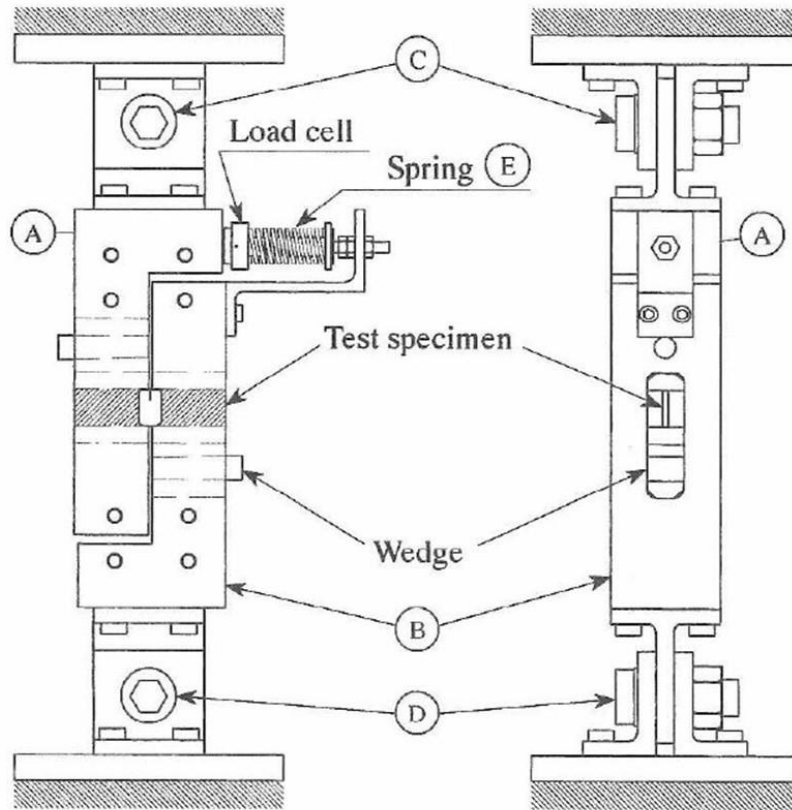
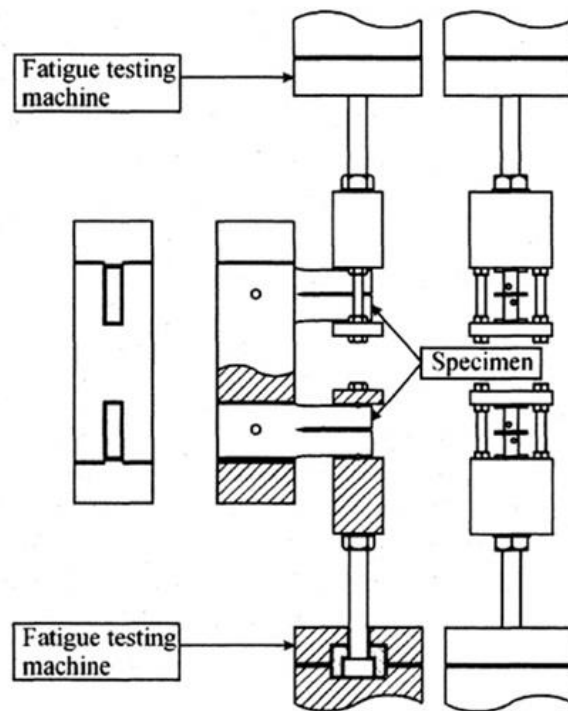
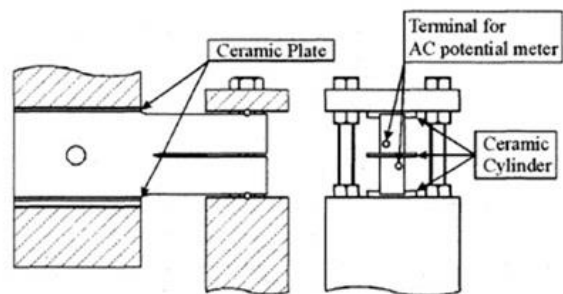


Fig. 1.9 Test apparatus for mode II fatigue crack growth in compression stress field. A, B; Loading frames. C, D; Fixing bolts. E; Spring. [31]



(a) Setup of a pair of specimens to fatigue testing machine.



(b) Detail of Mode II crack growth testing machine.

Fig. 1.10 Mode II crack growth testing system. [33]

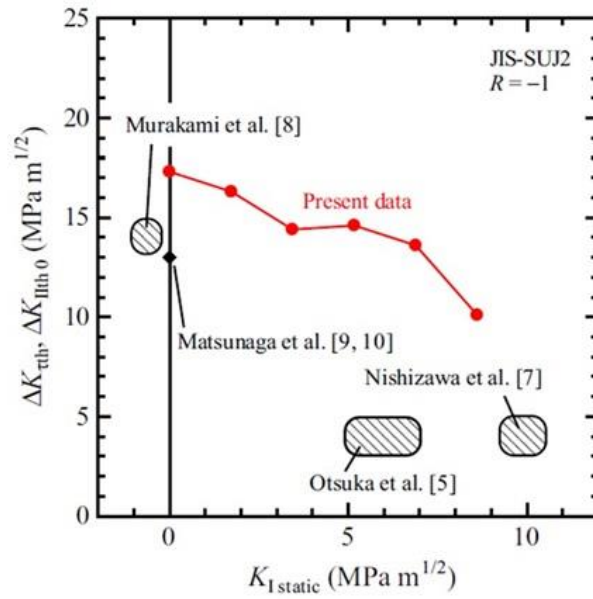


Fig. 1.11 Effect of $K_{I \text{ static}}$ on ΔK_{rth} or $\Delta K_{\text{IIth } 0}$ of JIS-SUJ2 bearing steel at $R = -1$. [35]

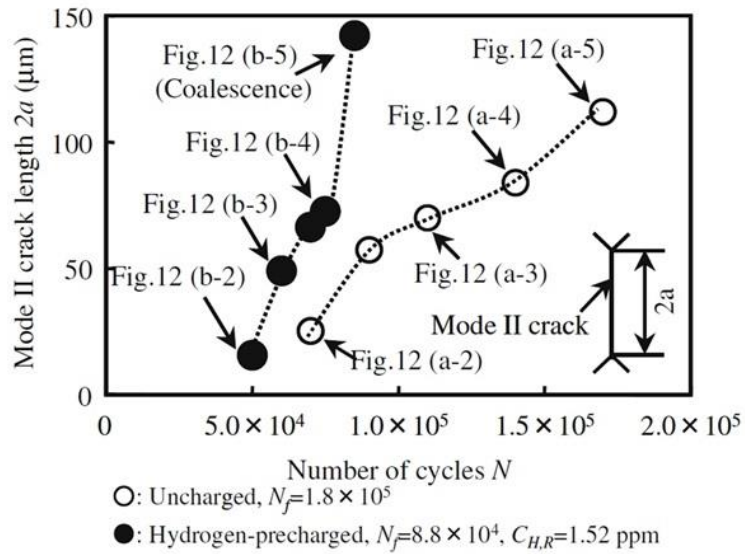


Fig. 1.12 Mode II crack growth behavior for the uncharged and hydrogen-precharged specimens of SAE52100 during cyclic torsion with a static compressive axial mean stress fatigue (Nominal shear stress amplitude: 1000 MPa. Static axial mean stress: -750 MPa. Frequency: 3 Hz). $C_{H,R}$: residual hydrogen content.

[36]

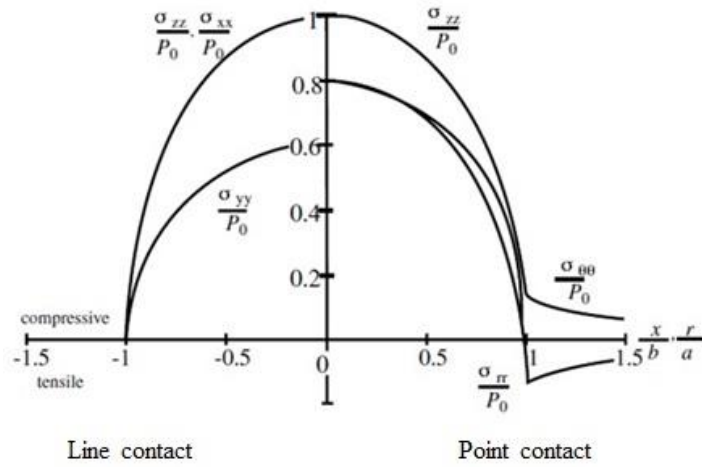


Fig. 1.13 Schematics of the Hertzian contact stress in three directions. [37]

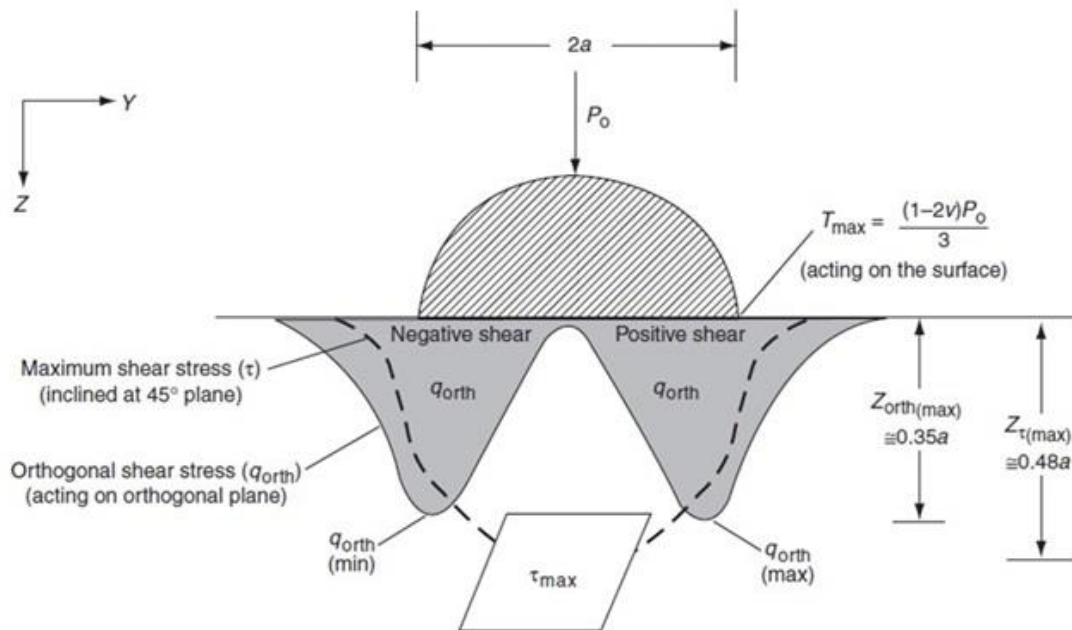


Fig. 1.14 Schematics of the shear stress and tensile stress due to Hertzian contact. [38]

1.2.2 転がり軸受の割れに関する研究

本節では、前節で示した疲労割れを定量的に予測するための必要条件である下記(I)～(III)について、これまでの研究を紹介する。

- (I) 軸受中の応力状態と材料強度を考慮した、転がり軸受の割れ現象の破壊力学的モデル
- (II) 軸受が繰返し応力を受けた際の、軌道面の欠陥／き裂の応力拡大係数
- (III) 軸受鋼のき裂進展抵抗

(I)について平川らは、転がり軸受の内輪に生じる疲労破壊を再現するためのモデルを提案し、いくつかの材料に対して予き裂を有する内輪で試験することで、耐疲労割れ性を評価した(Fig. 1.15) [42]。この実験では、内輪を構成する材料が異なると、疲労割れが発生するはめ合い応力の条件が変化する。得られた実験結果は、表面の圧縮残留応力が強いほど、強い引張のはめ合い応力に耐えるという傾向を示した点で重要である。彼らの分析では、内輪のフープ応力のみを考慮し、転がり接触応力は考慮されなかった。Lai らは、風力発電機用軸受の早期破損を再現するために、意図的に多角のうねりを有する軸で内輪(Fig. 1.16 a)を試験して、深さ方向へのクラック進展(Fig. 1.16 b)を再現した。これにより、早期破損の一つの原因は静的な引張の応力であることを示し、条件による破損形態の違いを『Failure map』として示した(Fig. 1.16 c)が、マップ上の座標が表す力学的な意味合いは明確ではなかった[43]。

(II)の転がり接触応力の研究は、転がり軸受に限らず、歯車、レール、圧延ロールなど転動疲労する部材を横断する分野である。よって、以下に述べるこれまでの研究は軸受に限らずこれらの機械要素に注目したものも含まれる。

欠陥を有する部材の発生応力に関する初期的な研究として、摩耗を浅いはく離形成とみなすき裂進展機構が、Fleming と Suh によって提案された[44]。摩耗レベルよりもっと深くまで表面から進展するき裂に関する研究としては、Way[45]によって、無潤滑でき裂進展しない実験結果より、潤滑がき裂進展に影響していることが示された。Dawson は[46, 47]さらに潤滑油と表面状態の影響を調査し、摩擦の方向と荷重の移動方向の関係から、従動側、駆動側を区別し、駆動側の寿命が長くなる考えを示した。Kaneta ら、Murakami らは、こうした潤滑油の影響をくさび効果としてき裂進展モデルに取り入れた[48-50]。Bower [51]は、潤滑油の侵入効果を拡張し、表面だけがき裂閉口することによる閉じ込め効果というモデルを提案した。こうした表面き裂に関する研究は、転がり軸受に発生する損傷の初期的な挙動を考察する上では極めて重要であると考えられる。一方で、はく離への応力集中を想定した本研究においては、欠陥のサイズ、欠陥に作用する応力状態が異なっているため、き裂の進展挙動も異なるものになると考えられる。

内部のき裂進展については、大小森ら[52]が圧延機のバックアップロールの内部を、表面とおよそ平行に3周にわたって発生する長い内部き裂を観察し、き裂面間の摩擦を考慮した応力拡大係数の解析を行った結果、モード II でき裂進展したことが推定された。応力拡大係数をパラメータとするき裂進展モードの推定は本研究にも適用可能であるが、そのためには転がり軸受において割れが発生する場合の応力状態を明らかにする必要がある。小俣ら[53, 54]は、人工的なドリル穴からの転がり疲れはく離を再現し、破壊力学的な解析を行うことでせん断のき裂進展問題としてモデル化した。Hashimoto ら[55]は、要素的な転動部材について行われた小俣の研究を、実体の球軸受に拡張し、内部介在物を模擬したドリル穴から発生する初期き裂に対して定義されるせん断の応力拡大係数範囲によって、転がり疲れはく離の発生限界が予測できることを示した(Fig. 1.17)。はく離の発生限界に関する研究は、はく離が発生した後の応力集中を対象とする本研究とは、欠陥の位置やサイズ、作用する応力状態が異なっている。よって、これらの研究で得られた破損限界を、本研究の割れ問題に適用することは難しい。

はく離よりもさらに深い欠陥を有する転がり軸受の応力分布の研究事例はほとんど見受けられない。Kim ら[56]は、大小2種類の転がり軸受におけるき裂伝播を説明するために、破壊プロセス中の応力拡大係数 (SIF) の変動を計算した(Fig. 1.18)。このような破壊力学に基づくアプローチは、転がり軸受の「破損マップ」の作成に関して画期的なものであった。この分析では、軸受用鋼のき裂成長特性を、 ΔK_{th} 一定値として考えており、応力条件の影響を考慮していない点において、精度を向上させる余地がある。また、初期の欠陥の深さは考慮されたが、疲労強度に及ぼす形状の影響は調査されなかった。この材料強度と欠陥寸法に関する問題は、割れの発生限界を破壊力学に基づいて定量的に議論する際に必要と考えられる。

また、前節で示した無欠陥の応力分布のように、転がり軸受においては引張、圧縮、せん断の応力が発生するため、開口型のき裂進展と、せん断型のき裂進展の両方が起こる可能性がある。はく離はモード II き裂進展で起こると考えられているが、割れに関しては明確にき裂進展モードが確認されていない。一般的な部材の破断は引張で発生することが多いため、転がり軸受の割れも引張応力による開口型のき裂進展が疑われるが、実験的解析的に、割れ現象におけるき裂の進展モードを確認する必要があると考えられる。

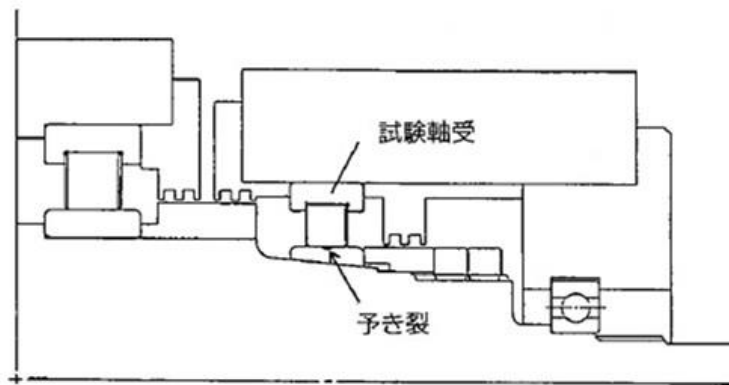
(III)について Beswick[57]は、CT 試験片を使用して、正の応力比における軸受鋼のき裂進展速度を測定した。熱処理は、333 K (60 °C)で油焼入れしたマルテンサイト、433 K (160 °C)のソルトバスで焼入れしたマルテンサイト、508 K (235 °C)のソルトバスで焼入れしたベイナイトである。マルテンサイト、ベイナイトともに、きわめて高い硬さを得ることができる組織であり、高い接触面圧に耐えることが必要な転がり軸受の熱処理組織として、両方とも実用されている。応力比は 0.1 と 0.5 で試験され、応力比 0.1 では

材料によって停留限界に差が認められるが、0.5 ではその差は小さかった(Fig. 1.19).

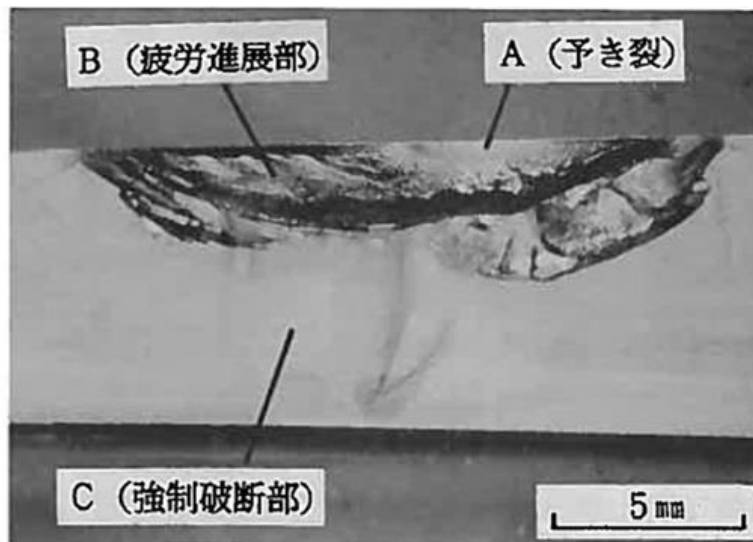
森ら[58]は軸受鋼に3種類の熱処理(球状化焼鈍, 焼入れ後高温焼戻し, 焼入れ後低温焼戻し)を施したCT試験片を用いて, き裂進展抵抗を評価した. 1108 K (835 °C)で焼入れしたのちに453 K (180 °C)で低温焼戻しした材料の応力比0.1における応力拡大係数は, Beswickの報告と同様に3 ~ 4 MPa√mの値であった. 高温焼戻し, 球状化焼鈍は, 低温焼戻しと比較してき裂進展抵抗が大きく, この研究においても熱処理による違いが示された.

酒井ら[59]もCT試験片において応力比0.1および0.05の試験を実施しており, 4 MPa√m前後のき裂停留限界を得た. この結果は先行するBeswickの研究とおおよそ一致している.

正の応力比のき裂進展特性は, 例えば転がり軸受のつばが転動体に繰返し押されて破損するような問題には有効と考えられる. しかしながら軸受部品は, 転がり接触による繰返し圧縮応力にさらされる. さらに, き裂進展の下限界は, き裂停留時のき裂開閉口挙動に強く影響され, き裂開閉口挙動は応力比の影響を受ける. よって, 転がり軸受の割れの定量的評価を達成するには, 負の応力比のき裂進展下限界と, き裂閉口の影響の知見が必要である.

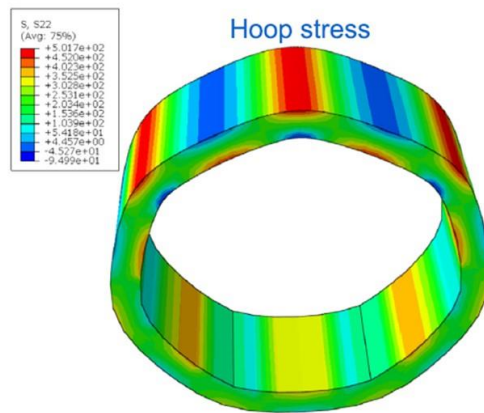


(a)

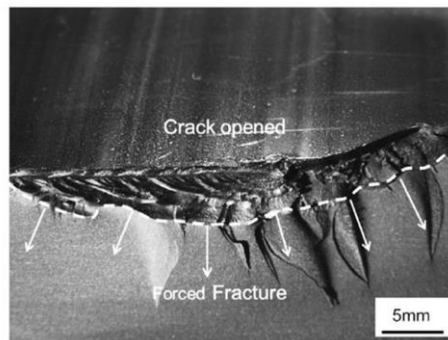


(b)

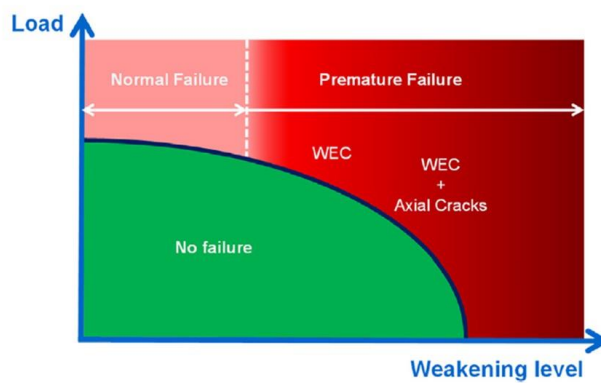
Fig. 1.15 Schematics of bearing fracture testing: (a) cross section of the test rig, (b) fracture surface of the inner ring after the bearing fatigue test. [42]



(a)



(b)



(c)

Fig. 1.16 Schematics of bearing testing: (a) FE analysis of a cylindrical ring with a bore diameter of 200 mm with press fit onto a solid shaft that has surface waviness, (b) the surface crack under the optical microscope, (c) Failure map – description of premature failure on a high-level. [43]

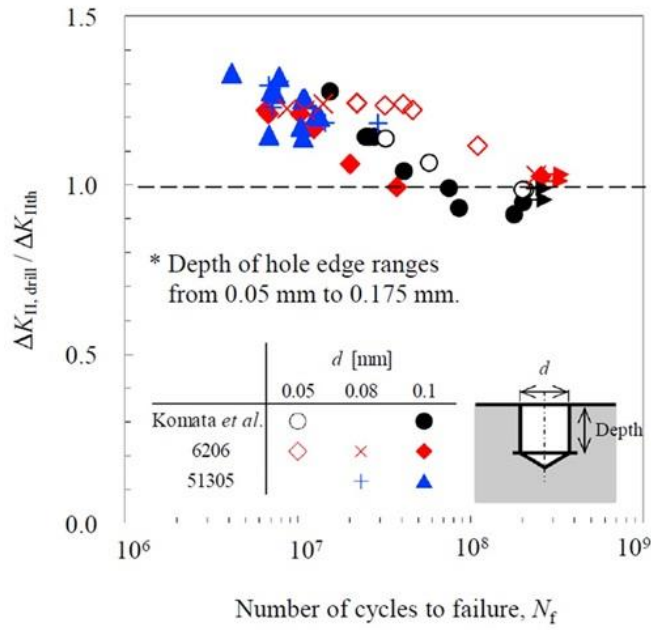


Fig. 1.17 Relationship between $\Delta K_{II,drill} / \Delta K_{II,th}$ and fatigue life N_f . [55]

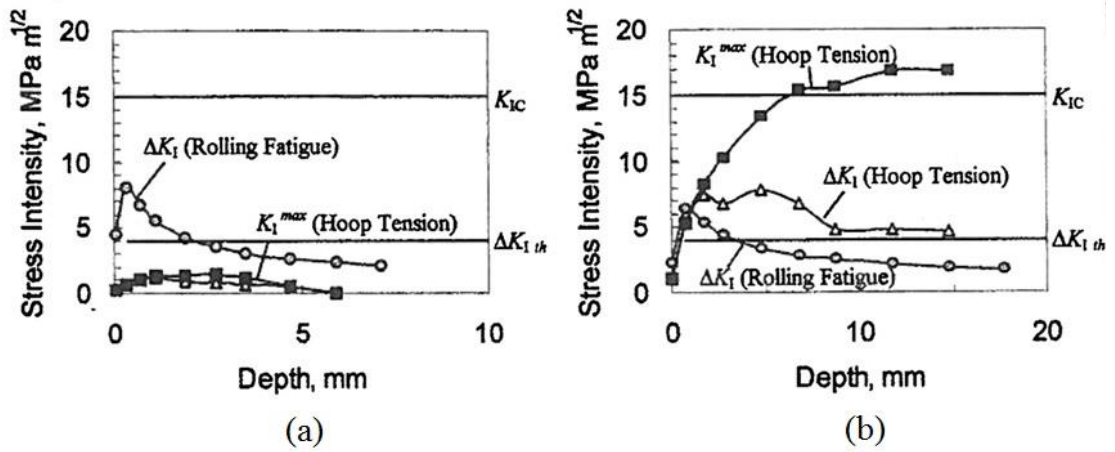


Fig. 1.18 Stress intensity factors for bearings: (a) a small test bearing, $P_0 = 3$ GPa, roller diameter, 11mm, max hoop (residual) stress, 20 MPa, (b) a large service bearing, $P_0 = 1.5$ GPa, roller diameter, 55mm, maximum hoop residual stress, 100 MPa. [56]

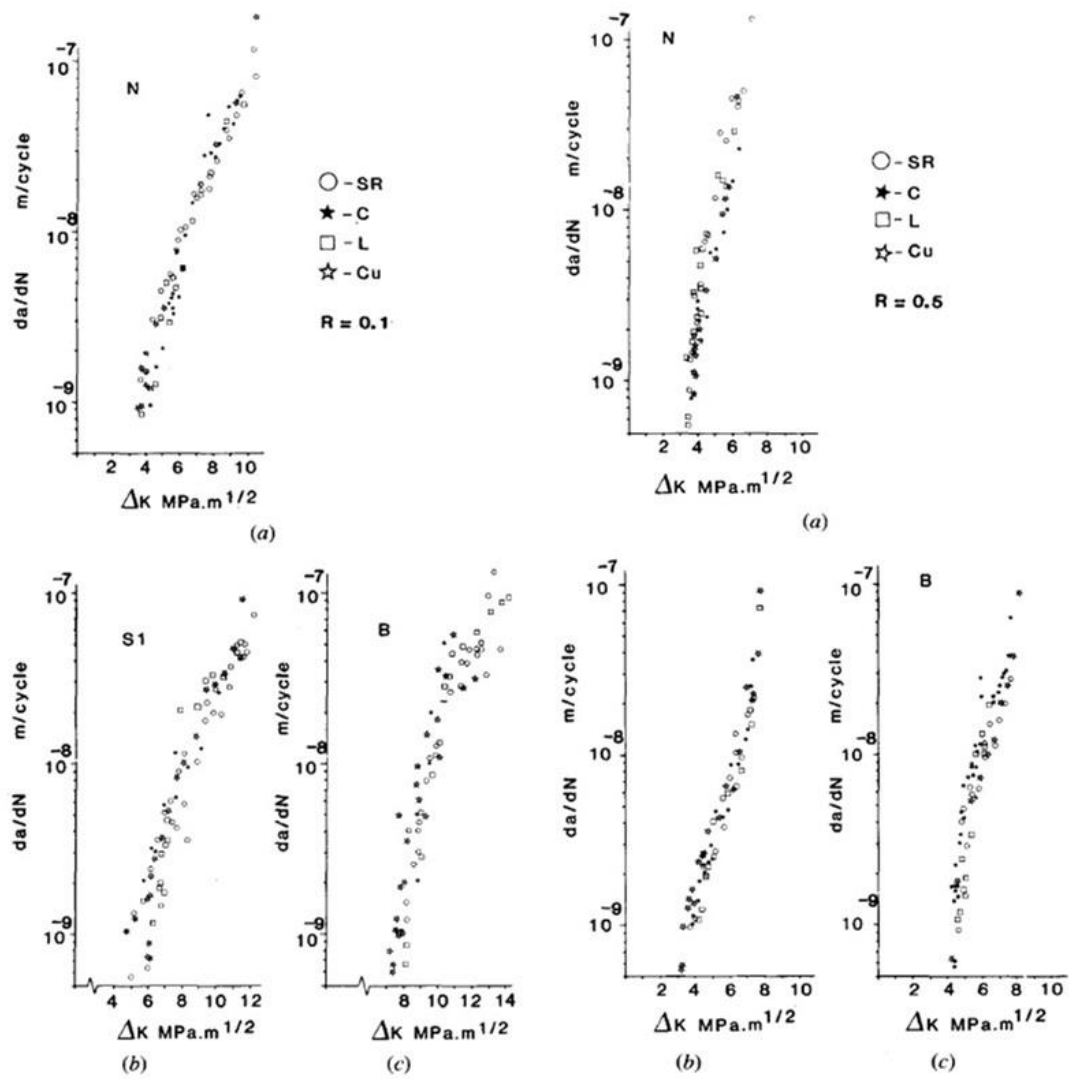


Fig. 1.19 Crack growth rate of bearing steel. [57]

1.3 本研究の目的と概要

転がり軸受を取り巻く環境の変化から、割れの発生するリスクは年々高まっていると考えられる。割れは機械にとって致命的であり、はく離に比較して発生頻度は低いものの、絶対に回避する必要がある。転がり軸受の軌道面には、転がり疲れによって不可避免にはく離損傷が発生する。そのため割れの中でも、はく離を起点として割れる現象は、転がり軸受の最終的な強度として本質的に重要な問題だと考えられる。

従来転がり軸受の割れは、破壊靱性やシャルピー衝撃エネルギー、あるいは疲労限度設計によって評価されてきた。しかしながら現在のところ、軌道面から疲労で割れる限界は解明されておらず、例えば軸受鋼の貫通焼入れと浸炭鋼の表面硬化の使い分けといった、基礎的な問題に対しても判断基準は不明確である。そこで、転がり軸受の致命的な損傷を回避し、信頼性を向上させるために、はく離からの割れ限界を定量的に示すことが求められている。種々の研究から、軌道面の軸受鋼の疲労破壊についても、疲労強度、環境の影響、き裂進展抵抗、それに転がり接触の応力場など、様々な評価が行われてきた。しかしながら、これまで各章で述べてきた理由によって、転がり軸受の軌道面からの割れの発生限界基準はいまだ確立されていない。

そこで本研究の第1の課題として、適切な破壊力学的モデルを確立することを目指す。そこで、さまざまな欠陥の形状と寸法の条件で疲労割れを再現するための、小形の軸受を使用したシンプルな試験方法を開発する。第2の課題として、各試験条件において、応力拡大係数を有限要素法（FEM）で解析し、転がり接触条件とフィッティング条件の両方を考慮することで、転がり接触における割れの応力状態を正しく評価する。再現試験品の観察および応力解析からは、転がり軸受の割れにおけるき裂進展モードを確認する。第3の課題として、軸受鋼のき裂進展抵抗を広い応力比で測定し、同時にき裂の開閉口挙動を評価する。そして最後に以上の取り組みを総合し、転がり軸受の割れ限界を表す新しい基準を示した破損のマップを提案することを目指す。

本論文は6章からなり、以下の内容で構成されている。

第1章 序論

転がり軸受の割れ損傷の問題を概観し、はく離からの割れ限界を評価する必要があることを指摘する。軸受鋼の疲労破壊に関する先行研究を概観し、そのうえで、本研究の目的である転がり軸受の疲労割れに関して一般的な限界を求めるために必要な取り組みを述べる。

第2章 転がり軸受の疲労割れ再現試験法の開発

転がり軸受が軌道面のはく離を起点として割れる現象を再現する試験方法を提案する。小形円筒軸受の軌道面に、はく離を模擬した半円スリットと貫通スリッ

トの初期欠陥を付与する。さらに、外輪外径とハウジング内径の隙間 (Fitting-gap) を変化させることで、平均の引張応力を軌道面の負荷圏に発生させて、割れる方向へのき裂進展を促す。試験後の破面と断面を観察し、また貫通スリットの底に発生する応力を FEM によって計算することで、き裂発生方向とき裂進展モードについて考察する。この再現試験方法をベースとして、続く各章で応力状態や材料強度を調査することで、破壊力学的モデルの確立を目指す。

第3章 応力拡大係数に基づく転がり軸受の疲労割れ現象の理解

FEM を用いた応力解析によって、軌道面に欠陥を有する軸受リングにおける応力拡大係数を明らかにすることで現象を力学的に把握する。応力解析対象としたのは、第 2 章の軸受試験のき裂進展である。はく離を模擬した半円スリットは、転動体の位置を考慮した応力分布の変化を計算し、表面欠陥の応力拡大係数の近似解を用いて計算する。き裂の進展段階を模擬した貫通スリットは、 J 積分法によって FEM から直接に応力拡大係数を算出する。 J 積分法の誤差を、軸受形状ではなく、矩形材料の曲げを計算して解析解と比較することで評価する。軸受試験における初期欠陥をき裂とみなした場合の応力拡大係数と応力比を求め、軸受試験の条件を力学的に一般化された形式で表すことで、第 5 章において割れ限界基準を決定する準備を行う。また、コロの位置を変えて計算することで、き裂進展モードを考察する。最後に、き裂進展に伴う最大応力拡大係数 K_{\max} 、最小応力拡大係数 K_{\min} 、応力拡大係数範囲 ΔK 、応力比 R の変化を確認することで、転がり軸受の疲労割れ現象をき裂進展の観点から考察する。

第4章 軸受鋼のき裂進展限界に及ぼす応力比とき裂閉閉口の影響の評価

軸受鋼の疲労き裂進展限界とその時のき裂閉閉口量を、広い範囲の応力比で実測する。4 点曲げ試験によって、 $R = 0.1, 0.3, 0.5$ のき裂進展抵抗を評価する。漸減法によって下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} を特定し、試験後は破面観察を行って、これらの応力比におけるき裂閉閉口の有無を推測する。引張圧縮試験によって、 $R = -1, -3$ のき裂進展抵抗を評価する。漸減法によりき裂進展限界を特定し、その時のき裂閉閉口量を除荷弾性コンプライアンス法で計測することにより、各条件の下限界有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{eff th}$ および、き裂閉閉口応力拡大係数 K_{cl} を推定する。測定結果は第 5 章における疲労割れ限界の評価に適用する。

第5章 転がり軸受の疲労割れ限界を示す破壊力学に基づいた破損マップの提案

まず、第 4 章の材料試験結果を、過去の研究で試験されていた $R = -5, -10$ の結果と合わせて整理し、応力比に対する傾向として把握する。 $\Delta K_{eff th}$ と K_{cl} は近似値あるいは近似式で表す。次に、下限界有効応力拡大係数範囲の定義式をもとに、疲労割れ限界基準を考える。定義式と軸受鋼のき裂進展限界の実測値から、応力比に対するき裂進展限界を図上に表すことで破損限界を求める。一方で、第 2 章の割れ再現試験の結果を、第 3 章で計算する応力拡大係数と応力比の初期条件に

よって破損限界と比較することで，図示した破損限界の妥当性を検証する．以上の方法で，転がり軸受が疲労によって軌道面から割れる現象を破壊力学の観点からモデル化することにより，定量的な破損限界の確立を目指す．

第6章 総括

本研究によって得られた知見を総括し，次の課題を述べる．

第 1 章の参考文献

- (1) 角田和雄. “ベアリング入門.” NSK Ltd. (2008)
- (2) Widner, R. L., and W. E. Littmann. "Bearing damage analysis." Proceeding of the 20th Meeting of the Mechanical Failures Prevention Group. Vol. 423. NBS Special Publication, 1976.
- (3) NSK, “New Bearing Doctor.” NSK Ltd. (2008).
- (4) Sadeghi, F., Jalalahmadi, B., Slack, T. S., Raje, N., and Arakere, N. K. "A review of rolling contact fatigue." *Journal of tribology* 131.4 (2009): 041403.
- (5) Harris, Tedric A. *Rolling bearing analysis*. John Wiley and sons, 2001.
- (6) Johnson, Kenneth Langstreth. *Contact mechanics*. Cambridge university press, 1987.
- (7) 三田村宣晶. "転がり軸受の疲れとその研究動向." *トライボロジスト* 53.10 (2008): 641-646.
- (8) Evans, M. H., Richardson, A. D., Wang, L., and Wood, R. J. K. "Effect of hydrogen on butterfly and white etching crack (WEC) formation under rolling contact fatigue (RCF)." *Wear* 306.1-2 (2013): 226-241.
- (9) Walvekar, Aditya A., and Sadeghi, Farshid. "Rolling contact fatigue of case carburized steels." *International Journal of Fatigue* 95 (2017): 264-281.
- (10) Furumura, K., Abe, T., and Murakami, Y. "Progress in Through-Hardening Bearing Steels: User's Experience." *Bearing Steels: Into the 21st Century*. ASTM International, 1998.
- (11) Bhadeshia, H. K. D. H. "Steels for bearings." *Progress in materials Science* 57.2 (2012): 268-435.
- (12) 坪田一一. "軸受鋼." *Sanyo Technical Report* 5.1 (1998): 105-112.
- (13) 足立彰. "転がり軸受の熱処理." *精密機械* 46.10 (1980): 1242-1247.
- (14) Furumura Kyozauro, Murakami Yasuo, and Abe Tsutomu. "Case-hardening medium carbon steel for tough and long life bearing under severe lubrication conditions." *Bearing steels: into the 21st century*. ASTM International, 1998.
- (15) Wendel, M., Hoffmann, F., and Datchary, W. "Bearing steels for induction hardening–Part I." *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 71.1 (2016): 20-34.
- (16) 大林巧治, 岡田一晃, 笠井大介, 安達裕司, 佐藤裕和, 杉浦孝佳, 伊藤誠司, 小澤修司, 小山達也. "マイルド浸炭用鋼 MSB20 の開発." *まてりあ* 57.2 (2018): 72-74.
- (17) 井上圭介. "浸炭処理用鋼の最近の研究開発動向." *電気製鋼* 90.2 (2019): 79-86.
- (18) 潮田浩作, 吉村仁秀, 海藤宏志, 木村謙. "鉄鋼材料における合金元素の活用の変遷と将来展望." *鉄と鋼* 100.6 (2014): 716-727.
- (19) 後藤将夫. "長寿命耐錆軸受用浸炭鋼の開発 (「インダストリ」特集号)." *JTEKT engineering journal* 1004 (2007): 22-26.
- (20) 平塚悠輔, 山本幸治, 南埜宜俊. "過共析鋼の高靱性化技術の開発." *山陽特殊製鋼技報* 24.1 (2017): 52-54.
- (21) Lu, X., Qian, D., Li, W., and Jin, X. "Enhanced toughness of bearing steel by combining prior cold

- deformation with martensite pre-quenching and bainite transformation." *Materials Letters* 234 (2019): 5-8.
- (22) Townsend, Dennis P., Parker, Richard J., and Zaretsky, Erwin V. "Evaluation of CBS 600 carburized steel as a gear material." (1979).
- (23) Townsend, D. P., and Zaretsky, E. V. "Endurance and Failure Characteristics of Modified Vasco X-2, CBS 600 and AISI 9310 Spur Gears." *Journal of Mechanical Design* 103.2 (1981): 506-513.
- (24) Garwood, M. F. "Correlation of laboratory tests and service performance." *Interpretation of tests and correlation with service* (1951): 1-77.
- (25) 村上敬宜. "疲労機構からみた軸受鋼の評価について." *Sanyo Technical Report* 1 (1994): 3.
- (26) Shiozawa, K., Lu, L., and Ishihara, S. "S-N curve characteristics and subsurface crack initiation behaviour in ultra - long life fatigue of a high carbon - chromium bearing steel." *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 24.12 (2001): 781-790.
- (27) Murakami Yukitaka. "Material defects as the basis of fatigue design." *International Journal of Fatigue* 41 (2012): 2-10.
- (28) Karsch, T., Bomas, H., Zoch, H. W., and Mändl, S. "Influence of hydrogen content and microstructure on the fatigue behaviour of steel SAE 52100 in the VHCF regime." *International Journal of Fatigue* 60 (2014): 74-89.
- (29) Kerscher, Eberhard; Lang, Karl-Heinz; and Löhe, Detlef. "Increasing the fatigue limit of a high-strength bearing steel by thermomechanical treatment." *Materials Science and Engineering: A* 483 (2008): 415-417.
- (30) 大塚昭夫, 森要, 大島崇文, 津山青史. "モード II 形繰返し負荷を受ける軟鋼およびアルミニウム合金の疲労き裂進展挙動." *材料* 29.325 (1980): 1042-1048.
- (31) 藤井幸生, 前田喜久男, 大塚昭夫. "高硬度材料のモード II 疲労き裂進展特性を求めるとの新たな試験法." *材料* 50.10 (2001): 1108-1113.
- (32) 村上敬宜, 濱田繁, 杉野和男, 高尾健一. "せん断 (Mode II) 疲労き裂伝ば抵抗値 $\Delta K_{II th}$ の測定方法とその応用." *材料* 43.493 (1994): 1264-1270.
- (33) 村上敬宜, 福原健人, 濱田繁. "Mode II 疲労き裂進展下限値 $\Delta K_{II th}$ の測定." *材料* 51.8 (2002): 918-925.
- (34) 松永久生, 村本諭始, 庄村直哉, 遠藤正浩. "軸受鋼 SUJ2 における微小疲労き裂のせん断型進展と下限値." *材料* 58.9 (2009): 773-780.
- (35) Okazaki, S., Wada, K., Matsunaga, H., and Endo, M. "The influence of static crack-opening stress on the threshold level for shear-mode fatigue crack growth in bearing steels." *Engineering Fracture Mechanics* 174 (2017): 127-138.
- (36) Fujita, S., Matsuoka, S., Murakami, Y., and Marquis, G. "Effect of hydrogen on mode II fatigue crack behavior of tempered bearing steel and microstructural changes." *International Journal of Fatigue* 32.6 (2010): 943-951.

- (37) Bhushan, Bharat. Modern tribology handbook, two volume set. CRC press, 2000.
- (38) Ahmed, R. "Rolling contact fatigue." ASM handbook 11 (2002): 941-956.
- (39) Lundberg, Gustaf. "Dynamic capacity of rolling bearings." IVA Handlingar 196 (1947): 12.
- (40) Lundberg, Gustaf. "Dynamic Capacity of Roller Bearings, Acta Polytechnica." Mechanical Engineering Series (1952).
- (41) Ioannides, E., and Tedric A. Harris. "A new fatigue life model for rolling bearings." (1985): 367-377.
- (42) 平川清, 池田憲文, 沖田滋, 木内昭広. "転がり接触下における内輪疲労割れ特性について." NSK Technical Journal 658 (1994): 1.
- (43) Lai, Junbiao; and Stadler, Kenred. "Investigation on the mechanisms of white etching crack (WEC) formation in rolling contact fatigue and identification of a root cause for bearing premature failure." Wear 364 (2016): 244-256.
- (44) Fleming, J. R., and Suh, N. P. "Mechanics of crack propagation in delamination wear." Wear 44.1 (1977): 39-56.
- (45) Way, S. Trans. ASME, J. Applied Mechanics, 2, A49 (1935).
- (46) Dawson, P. H. "Effect of metallic contact on the pitting of lubricated rolling surfaces." Journal of Mechanical Engineering Science 4.1 (1962): 16-21.
- (47) Dawson, P. H. "Rolling contact fatigue crack initiation in a 0.3 per cent carbon steel." Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers 183.1 (1968): 75-86.
- (48) Kaneta, M., Yatsuzuka, H., and Murakami, Y. "Mechanism of crack growth in lubricated rolling/sliding contact." ASLE transactions 28.3 (1985): 407-414.
- (49) Kaneta, M., Suetsugu, M., and Murakami, Y. "Mechanism of surface crack growth in lubricated rolling/sliding spherical contact." (1986): 354-360.
- (50) Kaneta, M., Murakami, Y., and Yatsuzuka, H. "Analysis of surface crack propagation in rolling line contact." ASLE Trans 28 (1985): 60-68.
- (51) Bower, A. F. "The influence of crack face friction and trapped fluid on surface initiated rolling contact fatigue cracks." (1988): 704-711.
- (52) 大小森義洋, 栄中, 村上敬宜. "補強ロールのスポーリングにおけるモード II き裂の進展挙動の解析." 材料 50.3 (2001): 249-254.
- (53) 小俣弘樹, 山辺純一郎, 福島良博, 松岡三郎. "微小ドリル穴付き試験片を用いた転がり疲労き裂進展試験法の提案." 日本機械学会論文集 A 編 78.793 (2012): 1250-1265.
- (54) 小俣弘樹, 山辺純一郎, 松永久生, 福島良博, 松岡三郎. "軸受鋼 SUJ2 の転がり疲労強度に及ぼす微小欠陥の寸法と深さの影響." 日本機械学会論文集 A 編 79.803 (2013): 961-975.
- (55) Hashimoto, S., Komata, H., Okazaki, S., and Matsunaga, H. "Quantitative evaluation of the flaking strength of rolling bearings with small defects as a crack problem." International Journal of Fatigue

119 (2019): 195-203.

- (56) Kim, T. H., Olver, A. V., and Pearson, P. K. "Fatigue and fracture mechanisms in large rolling element bearings." *Tribology transactions* 44.4 (2001): 583-590.
- (57) Beswick, J. M. "Fracture and fatigue crack propagation properties of hardened 52100 steel." *Metallurgical Transactions A* 20.10 (1989): 1961-1973.
- (58) 森要, 榎本正浩, 吉成宏巳. "軸受鋼の疲労き裂進展挙動におよぼす微視組織の影響." *学術講演会講演論文集* 43 (1994): 17-18.
- (59) 酒井達雄, 佐藤陽介, 小熊規泰. "高炭素クロム軸受鋼の長寿命軸荷重疲労特性に関する研究." *日本機械学会論文集 A 編* 67.664 (2001): 1980-1987.

第2章 転がり軸受の疲労割れ再現試験法の開発

2.1 緒言

本研究で対象としている転がり軸受の割れは、代表的な軸受の破損であるはく離と同じく、一種の転がり接触疲労である。はく離は、Hertz 接触による圧縮応力場において、せん断応力に起因する疲労き裂の発生と進展の過程を経て破損に至る。一方で、軸受ではなく一般的な部品における高強度鋼の疲労破壊は、引張応力が支配的な場で、開口型のき裂進展によって起こる例が多いようである[1]。よって軸受においても、何らかの理由で引張応力が支配的な転がり接触疲労が起こり、開口型のき裂進展によって割れに至ると考えるのが自然である。

鋼におけるモード I き裂進展は、せん断型き裂進展や混合モードのき裂進展に比較して理解が進んでいる[2-10]。しかしながら、転がり軸受における割れを適切な破壊力学的モデルで表すためには、モデルの正しさを立証するための再現試験法が不可欠である。また、あとの章で述べる応力解析や材料強度評価も必要である。シンプルな破損の試験方法としては、軸受のリングやコロに圧縮荷重を負荷することで、静的にあるいは疲労で割る試験が行われる。複雑なものとしては、リングやコロを単体で転がり疲労させる試験が行われてきた[11-21]。しかしながら、軸受の形で転がり疲労によって割る再現試験は、適切な条件設定が必要であるため研究事例は少ない。

転がり接触疲労が引張側となる要因としては、ハウジングあるいは軸とのはめ合い条件、ハウジングや軸などの剛性が考えられる。ラジアル軸受の内輪においては、過剰にタイトなはめ合いが、内輪全体に引張の平均応力を発生させる[22]。一方でラジアル軸受の外輪における過剰にルーズなはめ合いは、外輪に曲げ応力を発生させ、軌道面側には引張の平均応力を発生させる。潤滑油を循環させるための穴や溝がハウジングに設けられている場合や、ハウジングの材料の剛性が低いことも、曲げ応力の原因となる。スラスト軸受の軌道輪においても、外輪と同様の現象が想定される。さらに、転動体を含むすべての転動要素で、熱処理に起因した引張の残留応力が、破損の加速要因となる可能性がある[23, 24]。

平川ら[25]の研究は、内輪に着目しており、はめ合い応力を変化させ、初期き裂を設けることで、転動疲労による破損を再現することができた。本研究では、上述の研究をさらに発展させて、き裂進展限界を破壊力学の見地から明確にすることを目的として、平均応力のみならず、初期欠陥の形状も制御して試験する。これにより、実際の軸受の割れに及ぼす応力条件と欠陥条件の影響を明らかにする。

本章では、転がり軸受の外輪に形状を変えた欠陥を与えて、同時に外輪のはめ合いを変えることで、様々な条件における転動試験を実施する。試験後に破損品の観察を行い、き裂進展方向を確認してき裂進展モードを推定する。欠陥からのき裂発生に関して応力

解析を行い，き裂発生位置と進展方向についても考察を行う．以上により，転がり軸受の割れをモデル化するに不可欠な，シンプルかつ制御された転がり疲労試験方法を提案する．

2.2 はく離を模した欠陥を付与した軸受の転がり疲労試験

2.2.1 試験に供した軸受

疲労試験には小形円筒コロ軸受，JIS-NU206 を使用した(Fig. 2.1). 試験片軸受の鋼種は JIS-SUJ2 であり，炭素 1%，クロム 1.5%を主成分とする標準的な軸受鋼である(Table 2.1).

試験軸受は 1 対の外輪および内輪と，13 個のコロ，鋼製の保持器から構成されている(Fig. 2.2 a). 外輪の軌道面には 2 種類の人工欠陥を導入した. タイプ A の欠陥は，き裂の初期段階を模擬しており，深さ， h が 0.05 ~ 0.15 mm の範囲の半円スリットである(Fig. 2.2 b). タイプ B の欠陥は，き裂の進展段階を模擬しており，深さ， h が 1.0 ~ 1.8 mm の範囲の貫通スリットである(Fig. 2.2 c). 両方の種類の初期欠陥は，放電加工 (EDM) によって形成した(Fig. 2.3). 初期欠陥の先端はスムーズであり，段差などの結果にばらつきを与える形状要因は認められなかった.

き裂の初期段階の深さは，はく離の深さを想定しており，これは最大せん断応力の発生深さと関係がある. 今回は，このサイズの軸受で発生する最大せん断応力深さを参考に，半円スリットの深さを決定した.

また，現実に転がり軸受で発生する割れ現象における疲労き裂は，起点からビーチマーク状に進展するのが普通であり，現実には貫通スリットのような一定深さのき裂とはならない. しかしながら，軌道面に発生したき裂が深さ方向に進展するという現象を単純化し，応力計算と組み合わせて定量的に理解するためには，このような欠陥形状が有効と考えて，今回は実験を行った.



Fig. 2.1 Pictures of test bearing JIS-NU206.

Table. 2.1 Chemical composition of the test bearing (mass %).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
0.97	0.26	0.39	0.024	0.005	0.08	1.37	0.03

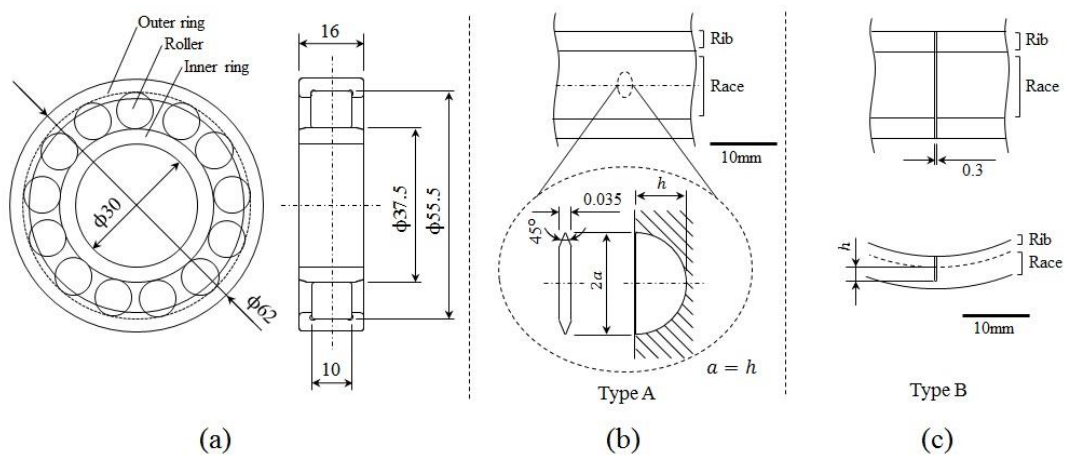


Fig. 2.2 Shape and dimensions of bearing test specimen, in mm: (a) test bearing NU206, (b) Type A defect, (c) Type B defect.

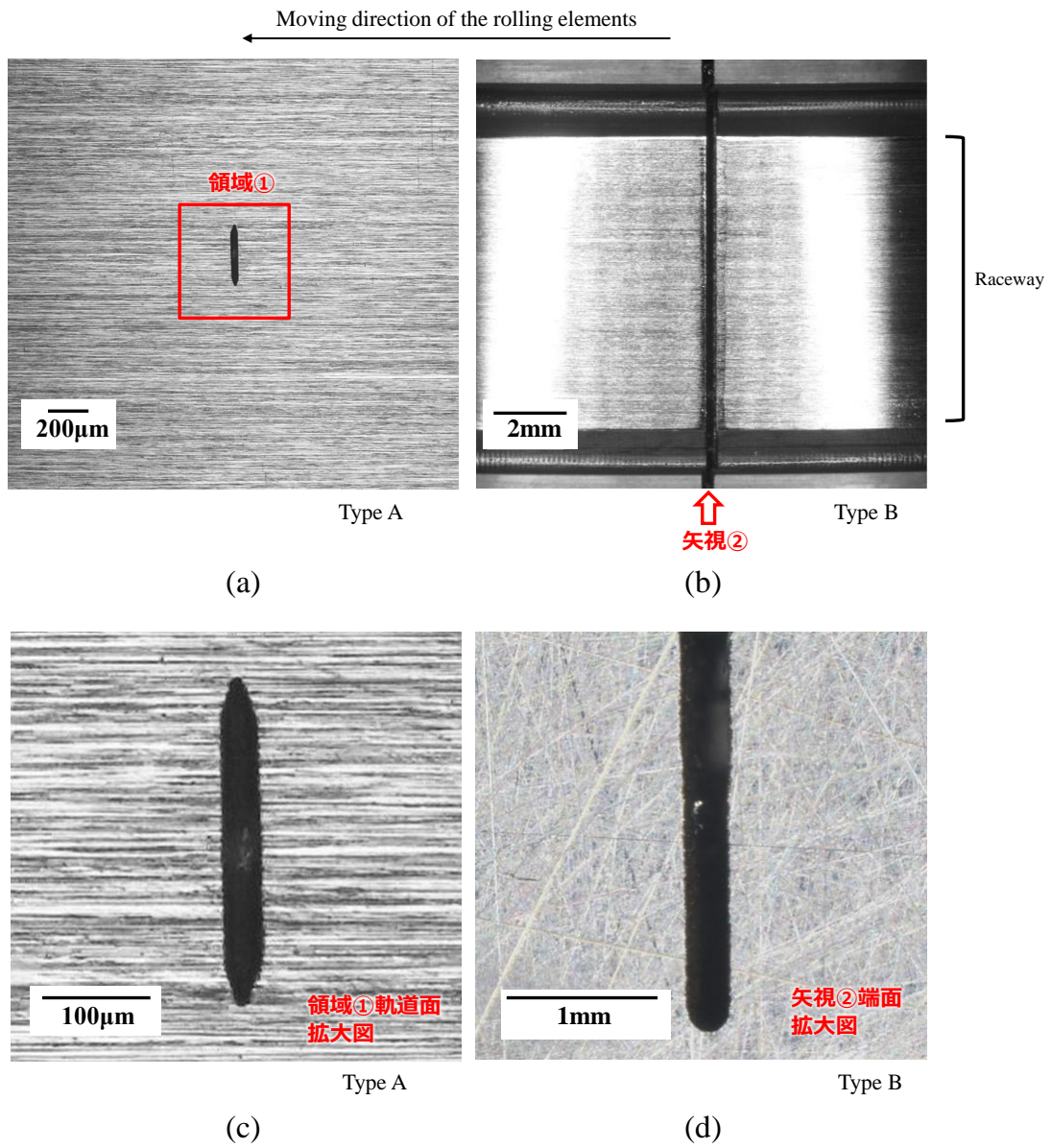


Fig. 2.3 Pictures of the Type A defect and Type B defect: (a) the Type A defect, (b) the Type B defect, (c) a magnified image of the Type A defect, (d) a magnified image of the Type B defect.

2.2.2 実験方法

軸受試験の模式図を(Fig. 2.4)に示す。VG68 粘度グレードの機械油をポンプで強制循環することで潤滑した(Fig. 2.4 a)。ハウジングに、外輪の欠陥が負荷圏の中央に位置する方向で軸受をセットした(Fig. 2.4 b)。ハウジングを固定し、シャフトを回転させる場合には、ハウジングと外輪外径をすきまばめとし、シャフトと内輪内径は相對運動による摩耗を防止するためにしまりばめとすることが標準的であり、本試験もこれを基本としている。すべての試験で、軸受荷重は 8.0 kN、動定格荷重に対する軸受荷重の比 P/C は 0.18、回転速度を 500 min^{-1} とした。予備試験を行い、十分疲労破壊がおこる荷重を選択した。また、これ以上の速度にした場合、欠陥の上を転動体が通過する際の振動の増大によって、割れの発生を振動で検知することが困難になるため、この回転数を選んだ。内輪が回転すると、転動体が内輪と外輪の間を転がり運動する。ラジアル方向の軸受荷重が、ハウジングを介して外輪に負荷される。外輪は複数の転動体によって支持されるため、軸受荷重は各転動体に分配される。

転動体荷重は、転動体の円周方向の位置によって変化する。Hertz の接触理論により計算した結果、最大の転動体荷重は 2.8 kN であり、最大接触面圧は 1.7 GPa、半接触幅は 0.11 mm であった[26-28]。ハウジングの内径と軸受の外径の差の半径分を、フィッティングギャップ (Fitting-gap) と定義する(Fig. 2.4 c)。はめあいにすきまを設けたことにより、転動体荷重の作用するエリアでは外輪がハウジングに押し付けられ、結果として外輪には曲げの応力が発生する(Fig. 2.4 d)。

本研究では、ハウジングの内径を変更することで Fitting-gap を変え、それによって外輪に発生する曲げ応力を変化させた。実際の転がり軸受においては、ハウジングに対するシャフトの位置精度を維持するために最低限のすきまばめで使用させる。しかしながら、はめ合いが不適切に緩い場合、強い曲げ応力によって破壊が加速される可能性がある。具体的には、ハウジングの著しい摩耗や、ハウジング材料の熱膨張率の違い、潤滑油を循環させるための穴や溝によるハウジング剛性の低下によって、はめ合いのゆるみが発生する。したがって、これらを再現し、その影響を明らかにするために、数条件の緩いはめ合い条件下で軸受試験を実施した。タイプ A の欠陥を持つ軸受においては、0.5 mm または 1.0 mm の Fitting-gap で試験を行った。タイプ B の欠陥を持つ軸受においては、0.2 mm または 0.5 mm の Fitting-gap で試験を行った。実際の試験ではハウジング本体は交換せず、異なった内径を持つスリーブをハウジング本体に取り付けることで Fitting-gap を調節した(Fig. 2.5)。

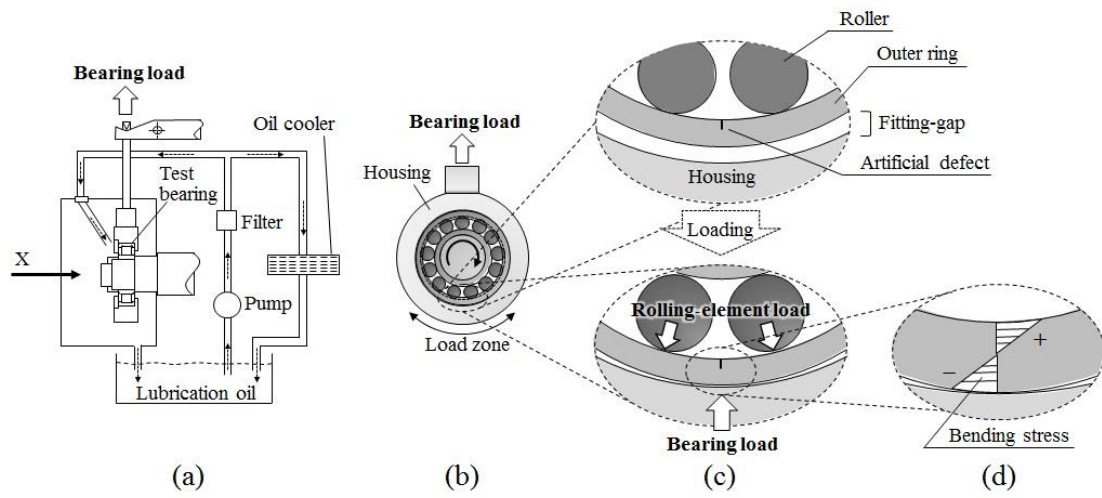


Fig. 2.4 Schematic of the bearing fatigue test: (a) test rigs for cylindrical roller bearings, (b) the housing and test bearing (magnified view of arrow X), (c) the fitting-gap and rolling-element load, (d) bending-stress on the raceway.

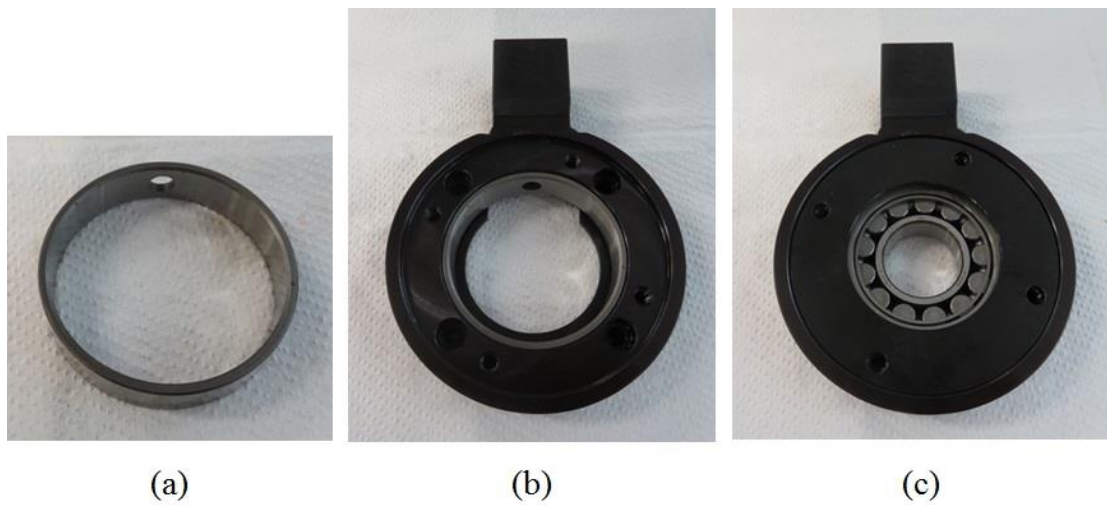


Fig. 2.5 Pictures of the housing for bearing test: (a) the sleeve, (b) the sleeve with the housing, (c) the assembled housing with the sleeve and the test bearing.

2.2.3 実験結果

初期欠陥と Fitting-gap を変えることで、合計 10 個の試験片について軸受試験を行った (Table. 2.2)。サイクル数 N は、欠陥の上を転動体が通過する回数である。10 回の試験を行い、5 個は破損し、残りの試験は $3.9 \times 10^7 \sim 1.5 \times 10^8$ サイクルの間で打ち切った。

タイプ A の欠陥 (半円スリット) をリングに付与した 6 試験のうち、1.0 mm の Fitting-gap でテストした 2 つの試験片は破損したが、他の 3 つは破損しなかった。一方、タイプ B の欠陥 (貫通スリット) をリングに付与した 4 試験のうち、破損しなかったのは 1 つの試験片だけであった。破損しなかったのは、深さ 1.0 mm の欠陥があり、0.2 mm の Fitting-gap で試験されたものであった。なお、(Table. 2.2) のアスタリスクで示した 2 つの試験では、試験後、欠陥から 0.6 mm \sim 1.0 mm の範囲の長さで、き裂の進展が認められた。よってこれら 2 つの試験は破損と分類した。

同じ Fitting-gap の試験結果を比較すると、破損したリングの欠陥は、破損しなかったリングの欠陥よりも深かった。欠陥深さ $h = 0.10, 0.15, 1.0$ mm の各条件において比較すると、破損した試験の Fitting-gap は、破損しなかった試験の Fitting-gap よりも大きかった。 $h = 0.05$ mm では全て破損せず、 $h = 1.8$ mm では全て破損する結果であった。

Table 2.2 Results and conditions of the fracture-testing of bearings.

Test No.	Defect type	h mm	Fitting gap mm	\sqrt{area} mm	Test Result	Loading cycles
1	A	0.05	0.5	0.06	Unbroken	3.9×10^7
2		0.05	1.0	0.06	Unbroken	1.5×10^8
3		0.10	0.5	0.13	Unbroken	3.9×10^7
4		0.10	1.0	0.13	Broken *	1.1×10^8
5		0.15	0.5	0.19	Unbroken	3.9×10^7
6		0.15	1.0	0.19	Broken	4.6×10^7
7	B	1.0	0.2		Unbroken	4.2×10^7
8		1.0	0.5		Broken	1.1×10^7
9		1.8	0.2		Broken *	4.1×10^7
10		1.8	0.5		Broken	9.8×10^5

*The specimens were judged to be broken since a crack was found to be propagated after the test.

2.3 転がり疲労試験におけるき裂進展モードの推定

2.3.1 き裂進展経路に及ぼす初期欠陥の影響

タイプ B の欠陥 ($h = 1.0 \text{ mm}$, Fitting-gap = 0.5 mm) を有する破損した試験片について、破面と断面の観察を行った。試験条件は No. 8 である。破面はおおよそ円弧状を呈しており、軌道面の片方から偏って発生したような形跡は認められなかった (Fig. 2.6 a b)。このことは、荷重負荷が均等で、試験が安定して行われており、軌道面の中央付近が、最も早くき裂発生進展していたのであろうことを示している。図の破線位置で軸受を切断し、断面において欠陥底を詳しく観察したところ、き裂は曲面をなす欠陥底の一番深い位置ではなく、曲面の途中の位置で発生しており、その後、真下から最大で 70° 程度傾斜した方向へ伝播していた (Fig. 2.6 c)。これ以外のタイプ B の欠陥を有する試験片においても、き裂の発生位置と進展方向は観察した軸受と同様に傾斜していた。

続いて、タイプ A の欠陥 ($h = 0.10 \text{ mm}$, Fitting-gap = 1.0 mm) を有する破損した試験片についても、破面の観察を行った (Fig. 2.7)。試験条件は No. 4 である。疲労破面は半円スリットから発生し、真下のラジアル方向に伝播していた (Fig. 2.7 b c)。

半円スリットは、貫通スリットに比較して鋭い欠陥である。この形状に起因してき裂進展方向が変わったと考えられる。この軌道面からのき裂進展の原因の応力を明らかにするために、応力解析を行ったので、次の節で説明する。

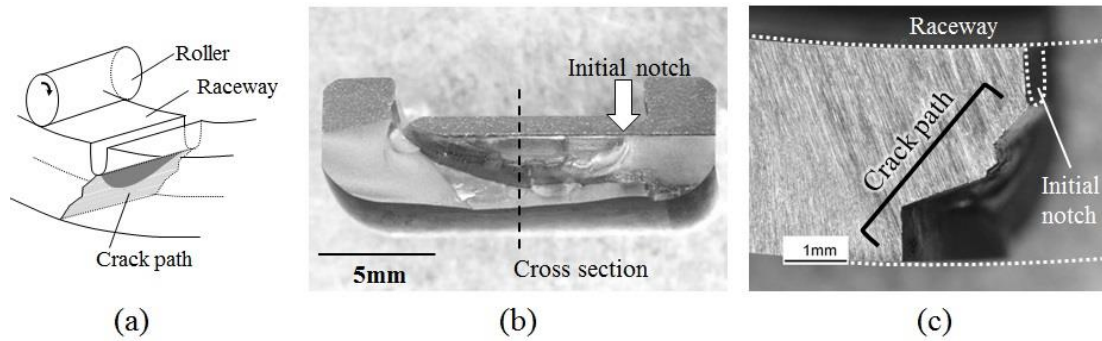


Fig. 2.6 Fractured outer ring having Type B defect: (a) schematics of fracture surface, (b) picture of the fracture surface; (c) picture of the cross section.

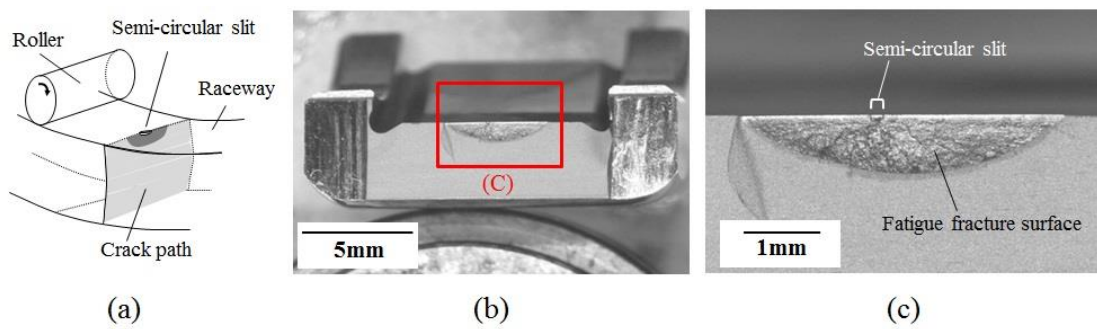


Fig. 2.7 Fractured outer ring having Type A defect: (a) schematics of fracture surface, (b) picture of the fracture surface; (c) magnified picture of the fracture surface.

2.3.2 き裂発生位置に及ぼす初期欠陥の影響

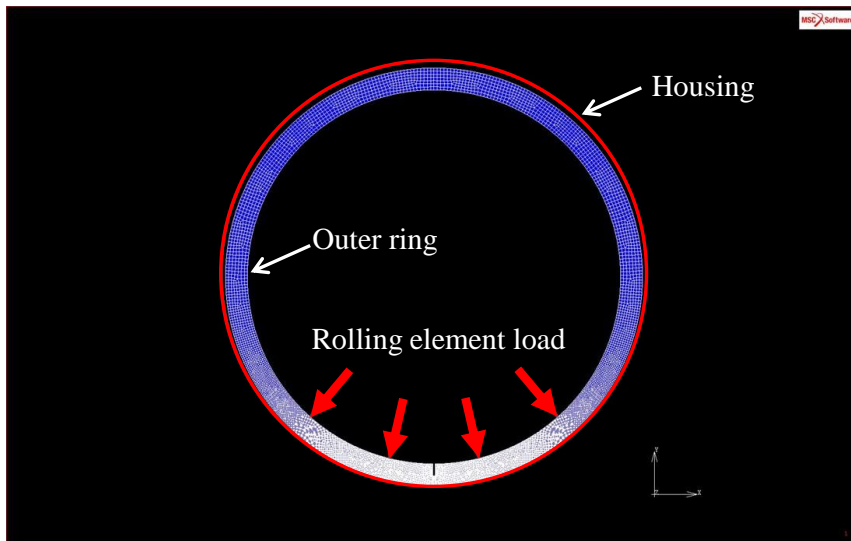
タイプ B の欠陥からのき裂進展経路を調査するために、2次元平面ひずみモデルを用いた FEM 応力解析を行った。前節の破損品の観察では、軸受試験における荷重に偏りはなく、軌道面の中央において最も早くき裂発生と進展がおこったことを推測した。よって、計算においても軌道面の中央を通る面に注目すればよいと考えた。軌道面の中央では、荷重荷重方向に垂直なひずみが拘束されているため、平面ひずみに近い状態と考えられる。よって、今回の計算では平面ひずみモデルを選択した。モデルでは、貫通スリットを有するリングと接触荷重を再現した(Fig. 2.8)。破損軸受において斜めのき裂進展を確認した No. 8 の荷重条件を計算に用いた。貫通スリットの底の曲面における接線方向の応力を、転動体の配置角度 β を変えて計算した(Fig. 2.9 a)。き裂発生位置は角度 θ で表し、図中に定義を示した(Fig. 2.9 b)。接線方向の最大応力 σ_{\max} および最小応力 σ_{\min} は分布を有していた。14 通りを計算した転動体の配置は、コロが欠陥直上のときを 0° として、軸受中心からの角度 β で表した(Fig. 2.10 a)。コロが欠陥の両側に対称に位置するとき $\beta = 13.9^\circ$ であり、 $\beta = 27.7^\circ$ でちょうどコロ 1 個分移動したことになる $\beta = 0^\circ$ の配置と同じになる。

疲労き裂発生と関係の深いパラメータである応力範囲 $\Delta\sigma$ は、(Fig. 2.9 b)に示された σ_{\max} と σ_{\min} の差である。 $\Delta\sigma$ は θ が中央の 0° から遠ざかるにつれて徐々に変化し、 $\theta \approx \pm 40^\circ$ で極大値をとる。ここで、(Fig. 2.6)に例示した軸受の破損観察結果と、ほかの条件の試験、および、予備的に実施した試験の結果と合わせて、き裂発生位置を(Fig. 2.10 b)に示す。いずれも Type B の貫通欠陥の試験結果である。計算した荷重条件と一致するのは試験条件 No. 8 だけであり、ほかの点は参考のためにプロットしたことに留意が必要である。No. 8 と No. 9 の試験については、(Table 2.2)にまとめた以外にそれぞれ 1 回の確認試験を行ったため、その時のき裂発生位置もプロットした。No. 10 の試験は、損傷が進んでいたため破面からき裂発生位置を読み取れなかった。以降、き裂発生位置が $\theta = 0^\circ$ に近いことを低角度側、 $\theta = \pm 90^\circ$ に近いことを高角度側と定義して説明する。これらの試験においては、計算上 $\Delta\sigma$ が最大となる $\pm 40^\circ$ の方向でだけき裂発生したのではなく、より高角度側においてもき裂発生していた。特に、観察事例のように約 70° の方向においてき裂発生する場合が多かった。 $\pm 70^\circ$ の方向における応力範囲 $\Delta\sigma$ は、最大値よりおよそ 11%低かった。

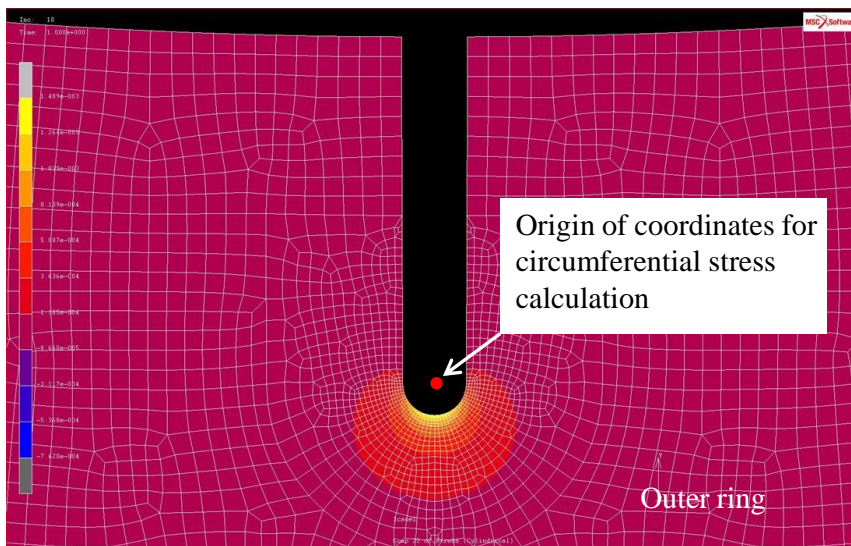
き裂の発生は、 $\Delta\sigma$ だけではなく、応力比 R にも影響され、応力比も応力と同じく θ に対して変化している。しかしながら応力比は、 θ がより低角度側で高い傾向を示している。一般に応力比が高い方が破損に対して厳しいため、より高角度側でき裂発生しやすかった理由とは考えにくい。材料の異方性も要因としては考えられるが、軸受鋼は焼入れ焼戻しされたときに相変態によって組織が再構成されるため、強い異方性は考えにくい。

そこで、き裂発生位置の分布を良く確認したところ、コロの移動方向を考えたときに欠陥からの出口側において、き裂が発生する機会が多いようであった(Fig. 2.10 b). このことから、今回行った静的な解析と、現実における動的な現象の差が、き裂発生位置が高角度側に分布した理由だと考えられる. たとえば、コロが欠陥を乗り越えた後で軌道面に強く接触するような動きをするならば、欠陥底のコロの出口側における高角度側に、強い圧縮応力が発生し、結果として応力振幅が大きくなり、き裂発生を促進することも考えられる. また、コロと軌道面の接線方向の力が影響していることも要因として挙げられる. それ以外にも、き裂発生は、欠陥底近傍の材料の微細組織における不均一性の影響も受ける. よって、欠陥底の曲面における $\Delta\sigma$ と R の緩やかな分布のほかに、主として応力的な理由によって、き裂発生位置は必ずしも欠陥底の $\theta = \pm 40^\circ$ とならず、破損プロセスの初期にき裂が進展する方向もばらついたと考えられる.

以上の再現試験における応力面の検討において、き裂底には引張応力が広く分布していたことから、実際のはく離を起点とした割れのき裂進展は、モード I き裂進展で説明できると推測される. したがって以降の研究では、軸受のより単純かつ危険側の疲労限度を評価するため、貫通スリット、すなわちタイプ B の欠陥は、力学的にはき裂と等価と仮定する.

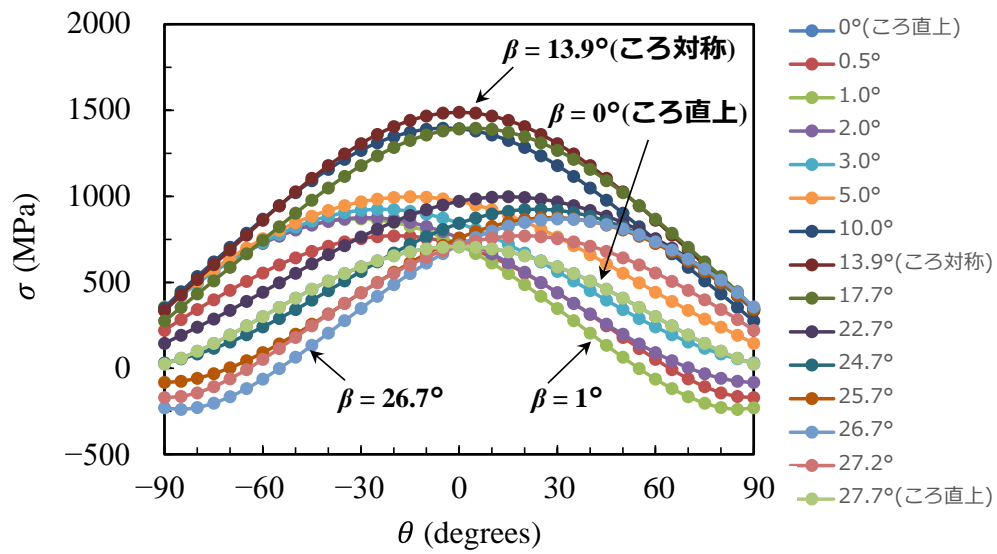


(a)

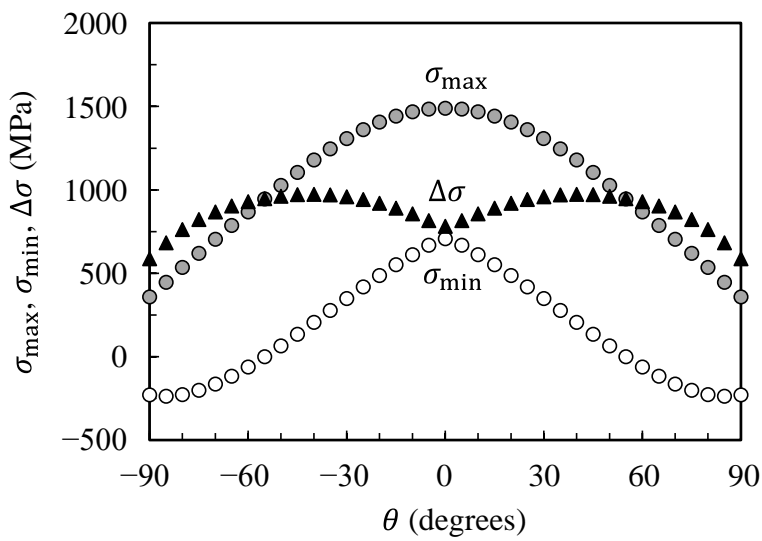


(b)

Fig. 2.8 FEM model of the test bearing with Type B defect: (a) a Model of outer ring and housing with load points, (b) a contour map of the circumferential stress distribution near the Type B defect on the outer ring.



(a)



(b)

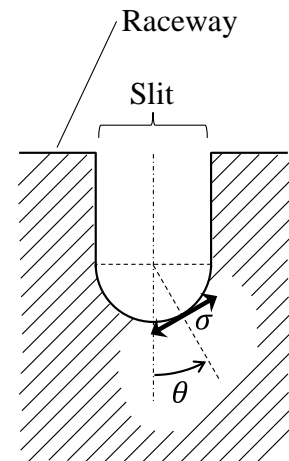


Fig. 2.9 Circumferential stress-distribution along the notch-root surface: (a) stress in the different roller positions, (b) σ_{\max} , σ_{\min} , and $\Delta\sigma$ distributions.

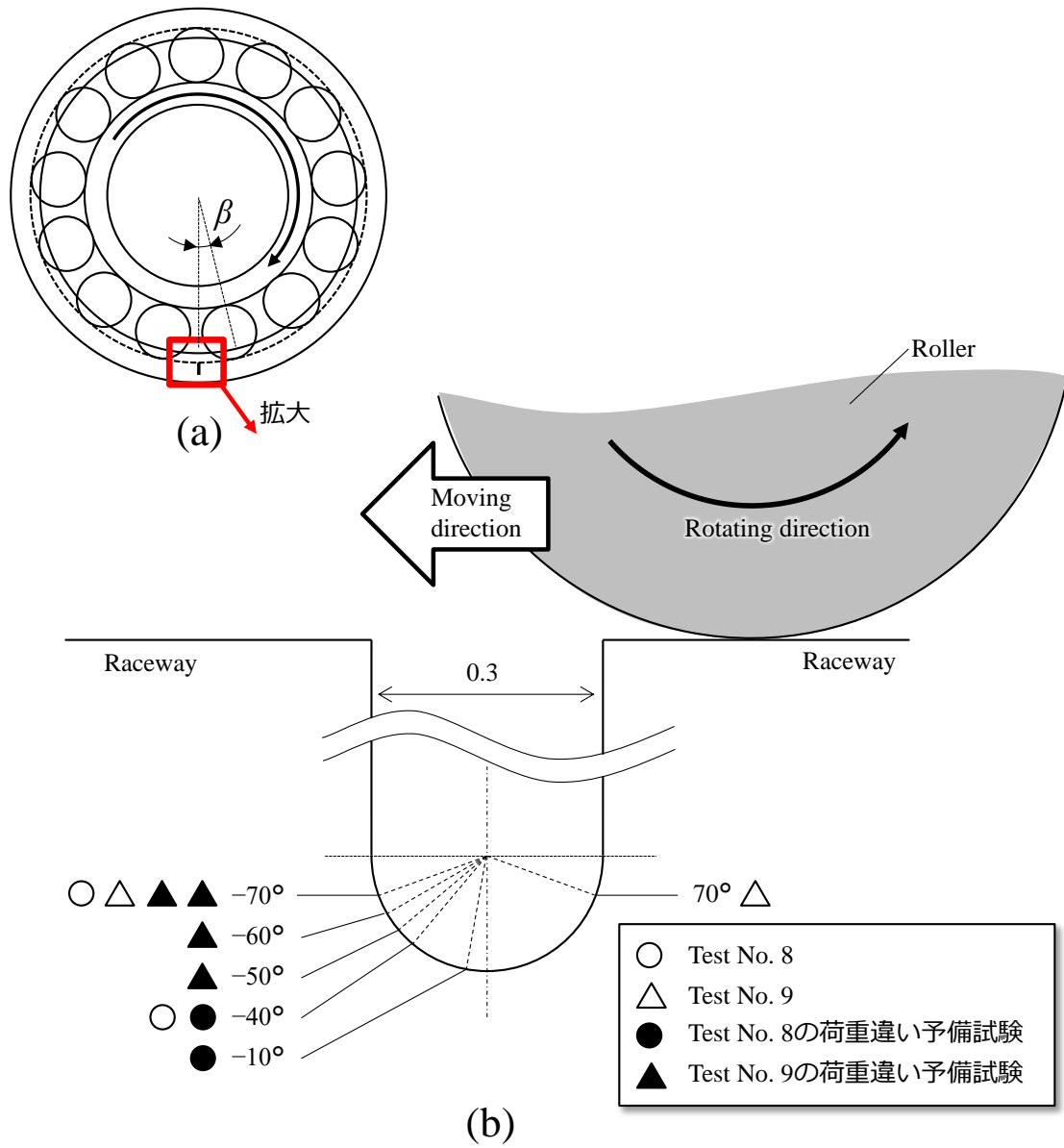


Fig. 2.10 Directions of crack initiation in bearing fatigue test: (a) roller position, (b) direction of crack initiation.

2.4 第2章の結言

軸受の疲労割れの発生限界を説明する破壊力学的なモデルを確立するために、形状や深さが異なるはく離を模擬した初期欠陥を外輪軌道面に付与して転がり疲労試験を行った。欠陥底の応力解析により、き裂の発生した位置と進展した方向について評価を行った。その結果以下の結論を得た。

- (1) き裂の初期段階を模擬した半円スリットと、き裂の進展段階を模擬した貫通スリットを形成した外輪を用い、外輪外径とハウジング内径のすきまの半径分で定義される Fitting-gap を変えてき裂進展を促進することにより、転がり疲れによるはく離からの割れの破壊力学的モデルを確立するための再現試験方法を提案した。
- (2) 軸受試験結果は、破損する場合と破損しない場合があった。同じ Fitting-gap の試験結果を比較すると、破損したリングの欠陥は、破損しなかったリングの欠陥よりも深かった。欠陥深さ $h = 0.10, 0.15, 1.0 \text{ mm}$ の各条件において比較すると、破損した試験の Fitting-gap は、破損しなかった試験の Fitting-gap よりも大きかった。
- (3) 浅く鋭い半円スリットからはラジアル方向にまっすぐき裂が発生、進展したのに対し、貫通スリットからは斜めにき裂が発生、進展した。
- (4) 貫通スリットのき裂進展方向を考察するために、リングとハウジングおよび転動体の FEM モデルを作成し、貫通スリットの欠陥底の曲面部に発生する応力変動を計算した。その結果、応力振幅 $\Delta\sigma$ と応力比 R は、なだらかな分布を有し、 $\Delta\sigma$ は $\pm 40^\circ$ 方向の位置で最大値となった。
- (5) 応力解析結果においては、き裂底には引張応力が広く分布していたことから、本再現試験における割れ現象は、本質的にはモード I き裂進展が支配的であると推測される。
- (6) 計算による予測と現実にき裂が発生した位置の差は、静的に行った計算と、実際のコロの連続的な運動との違いから発生したと考えられる。

第2章の参考文献

- (1) 藤木榮. 100 事例でわかる機械部品の疲労破壊・破断面の見方. 日刊工業新聞社, 2002.
- (2) Murakami Yukitaka. Metal fatigue: effects of small defects and nonmetallic inclusions. Academic Press, 2019.
- (3) Murakami, Y. "Introduction to Stress Concentration." (2005).
- (4) 西谷弘信, 高尾健一. "き裂閉口現象と疲労き裂伝ば挙動に及ぼす平均応力の影響." 日本機械学会論文集 42.359 (1976): 1964-1974.
- (5) Ritchie, R. O. "Near-threshold fatigue-crack propagation in steels." International Metals Reviews 24.1 (1979): 205-230.
- (6) 小林英男. "フラクトグラフィと破壊力学 II 疲労き裂伝搬の破壊力学と金属組織: 2. 疲労き裂伝ばの破壊力学と金属組織." 材料 29.317 (1980): 198-203.
- (7) 田中紘一. "鋼の疲れき裂伝ば特性と下限界値 ΔK_{th} ." 鉄と鋼 67.2 (1980): 245-261.
- (8) 中井善一, 田中啓介, 川島理生司. "鉄鋼材料の疲労き裂伝ば下限界に及ぼす応力比の影響." 材料 33.371 (1984): 1045-1051.
- (9) Newman, J. C., and Raju, I. S. "Stress-intensity factor equations for cracks in three-dimensional finite bodies." Fracture Mechanics: Fourteenth Symposium—Volume I: Theory and Analysis. ASTM International, 1983.
- (10) Ritchie, Robert O. "Mechanisms of fatigue-crack propagation in ductile and brittle solids." International journal of Fracture 100.1 (1999): 55-83.
- (11) 前田喜久男, 柏村博, 佐橋弘二. "長寿命中炭素鋼 (NKJ65) の特性およびホイール軸受への適用." (1996).
- (12) 小津悌二. "軸受鋼の現状について." 電気製鋼 38.4 (1967): 209-217.
- (13) Ueda, T., and Mitamura, N. "Mechanism of dent initiated flaking and bearing life enhancement technology under contaminated lubrication condition: Part I: Effect of tangential force on dent initiated flaking." Tribology international 41.11 (2008): 965-974.
- (14) Leng, Xiaogang; Chen, Qing; and Shao, Eryu. "Initiation and propagation of case crushing cracks in rolling contact fatigue." Wear 122.1 (1988): 33-43.
- (15) Chen, Qing; Leng, Xiaogang; and Shao, Eryu. "Influence of microstructure and residual stress on the stages of case crushing." Wear 122.1 (1988): 45-55.
- (16) Widner, R. L., and Littmann, W. E. "Bearing damage analysis." Proceeding of the 20th Meeting of the Mechanical Failures Prevention Group. Vol. 423. NBS Special Publication, 1976.
- (17) Manoj, V., Shenoy, K. M., and Gopinath, K. "Developmental studies on rolling contact fatigue test rig." Wear 264.7-8 (2008): 708-718.
- (18) Shenoy, K. M., Gopinath, K., and Pennalur SVCE. "Developmental Study On Rolling Contact Fatigue Test Rig."
- (19) 伊藤重男. "軸受用鋼の転動疲労試験方法." 電気製鋼, 46.3 (1975) 192-197.

- (20) 前田喜久男. "高纯净度転がり軸受用鋼の転がり疲れ発生機構と長寿命軸受用鋼の開発." 東京農工大学, 1994.
- (21) Rycerz, Pawel; Olver, Andrew; and Kadiric, Amir. "Propagation of surface initiated rolling contact fatigue cracks in bearing steel." *International Journal of Fatigue* 97 (2017): 29-38.
- (22) NSK Ltd. "Technical Report." (1991).
- (23) 日本金属学会. "講座・現代の金属学材料編 第4巻 鉄鋼材料" (1985)
- (24) 不二越熱処理研究会. "新・知りたい熱処理" (2001)
- (25) 平川清, 池田憲文, 沖田滋, 木内昭広. "転がり接触下における内輪疲労割れ特性について." *NSK Technical Journal* 658 (1994): 1.
- (26) Harris, Tedric A. *Rolling bearing analysis*. John Wiley and sons, 2001.
- (27) "転がり軸受工学". 養賢堂, 1975.
- (28) 岡本順三. "ボールベアリング設計計算入門" 養賢堂, 2011.

第3章 応力拡大係数に基づく転がり軸受の疲労割れ現象の 理解

3.1 緒言

転がり軸受に発生する応力状態は、Hertzの接触理論、LundbergとPalmgrenの寿命理論を代表とする多くの取り組みの成果から計算することができる[1-6]。ただしその前提は、軸受が新品で損傷を受けていないこと、著しいミスアライメントなどが生じておらず、転動要素に作用する荷重を十分な精度で予測できることである。実用に供されている軸受の応力状態を把握するのは容易ではない。その理由として、1つには負荷を計測することの困難が挙げられるが、もう1つは実用状態の軸受に発生するはく離のような応力集中源の力学的な影響の見積もりが困難なことによる。よって、傷や介在物あるいははく離のような欠陥を有する部材の応力状態を把握し、それにより強度に及ぼす欠陥の影響を実軸受の複雑な荷重条件の下で調査することは容易ではないが、割れの解明に欠かせない課題である。

欠陥を有する軸受部材の応力に関する研究としては、FlemingとSuh[7]、Way[8]、Dawson[9, 10]、Kaneta[11, 12]、Murakami[13]、Bower[14]らによって、表面からのき裂発生および進展がモデル化されてきた。また、大小森[15]、小俣[16, 17]、Hashimoto[18]らによって、内部き裂の進展がモデル化されてきた。しかしながら、はく離を起点として転がり疲れによって割れる現象の解明のためには、はく離を模擬した欠陥からき裂進展する条件を解明する必要がある。

Kimらは、応力拡大係数範囲に及ぼす欠陥深さの影響を大きい軸受と小さい軸受について計算し、割れの発生限界を破壊力学的に示した[19]。しかしながら、Kimらの研究においては、き裂進展限界に及ぼす欠陥形状の影響は考慮されておらず、き裂進展限界に影響あると考えられる応力比の影響も考慮されていなかった。割れの発生限界を定量的に議論するためには、これらの問題を考慮し、第2章の軸受再現試験における欠陥を有する部材の応力拡大係数を正確に評価する必要がある。

そこで本研究では、有限要素法(FEM)を使って半円スリットと貫通スリットの詳細な応力解析を行い、発生する応力拡大係数や応力比を正確に求めることを目指した。計算においては半円スリットと貫通スリットでは軸受部材の応力分布に対する寸法が異なるため、それぞれに適した手法を適用した。計算から、第2章での再現試験における欠陥を有する部材の応力拡大係数を求めた。また、転動体移動にともなう応力拡大係数の変化を明らかにし、第2章におけるき裂進展モードの考察に追加を行った。さらに、き裂が深くなるにつれて、応力拡大係数と応力比がどのように変化するかを定量化した。本章では、第2章で提案された転がり軸受の割れの再現試験における試験条件を、破壊

力学パラメータで表すことによって, のちの第 5 章において軸受試験結果を材料強度測定結果と比較して, 破壊力学的モデルを確立するための知見を得る.

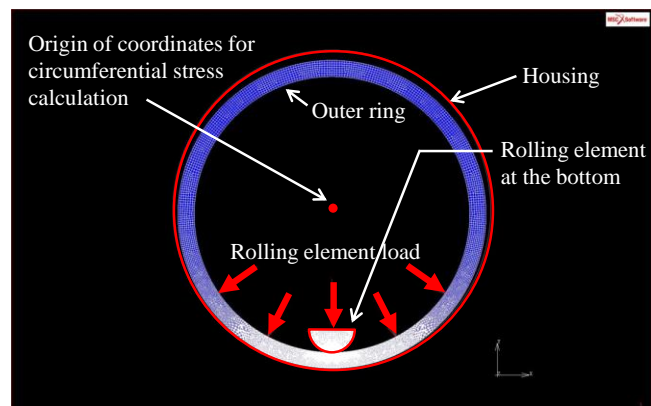
3.2 FEMによる応力拡大係数の算出

3.2.1 半円欠陥を付与したリングの解析モデルと解析方法

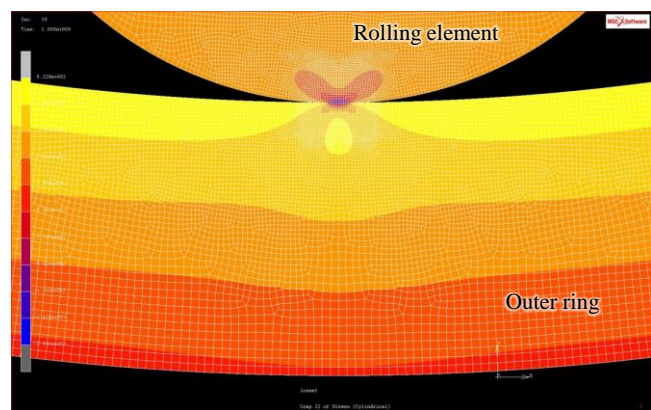
軸受試験における、外輪のき裂の応力拡大係数（SIF）の変化を、FEMによって計算した。計算は、QUADおよびTRI平面ひずみ要素を使用して、MSC Marc/Mentat®ソフトウェアバージョン 2014.1.0により、2次元モデルで実施した。外輪のヤング率 E は 208 GPa, ポアソン比 ν は 0.3 とした。ハウジングと転動体は今回の計算目的である欠陥の先端付近から離れているため、ハウジングと転動体の弾性変形が外輪の SIF にはほとんど影響を与えないと考え、両者を剛体としてモデル化した。タイプ A の欠陥については、無欠陥の外輪の曲げ応力分布を計算した(Fig. 3.1)。欠陥をき裂とみなすという仮定に基づいて、遠方の応力 σ_0 の下での表面き裂の近似解析解,

$$K_I = 0.65\sigma_0\sqrt{\pi\sqrt{area}} \quad (3.1)$$

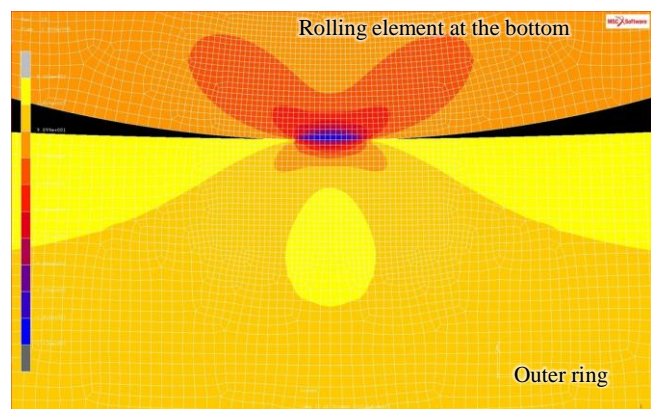
を用いて SIF を計算した[39].



(a)



(b)



(c)

Fig. 3.1 FEM model of contact between outer ring, housing and rolling elements: (a) the outline of the FEM model, (b) contour map of the circumferential stress distribution at the bottom of the outer ring, (c) magnified contour map near to contact area.

3.2.2 貫通欠陥を付与したリングの解析モデルと解析方法

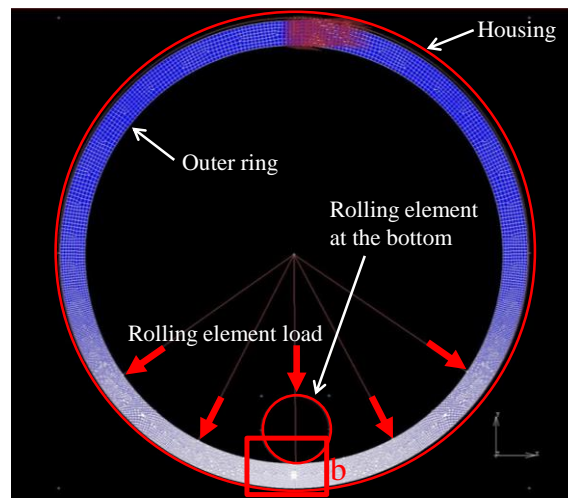
タイプ B の欠陥は、外輪の軌道面から外径面に至る応力分布と比較して深いため、近似式を使う方法によって応力拡大係数を算出することは難しい。FEM を用いた応力拡大係数の算出方法として、外挿法は応用範囲が広く有効な方法であるが、外挿範囲を選択するときにはき裂先端の特異点の影響を受けることが考えられる。そこで今回は、特異点の影響を避けるために、 J 積分法を適用して SIF を算出した[20]。き裂先端の近傍部は、放射状のメッシュと 5 層あるいは 8 層の円周状のメッシュによって区切ることで、クモの巣状の要素とした。円周状のメッシュに沿って周回積分を計算することで J 積分値を求めた(Fig. 3.2)。3.3.1 節で結果を示す計算は、軸受試験結果を定量的に議論するためであり、8 層の経路積分のうち、2 番目から 7 番目の値を用いて正確に計算を行った。3.3.2 節で結果を示す計算については、コロの姿勢を細かく変化させたために計算量が非常に多くなった。一方で、同じく 3.3.2 節の検討は、き裂進展の傾向を考察することだけが目的である。そこで、十分な計算精度を保つ範囲で計算量を節約するために、5 層の経路積分のうち、最大値と最小値を除いた 3 周分の値を用いた。SIF は、次の式を使用して、 J 積分値の平均によって計算した。

$$J = K_I^2 / E' \quad (3.2)$$

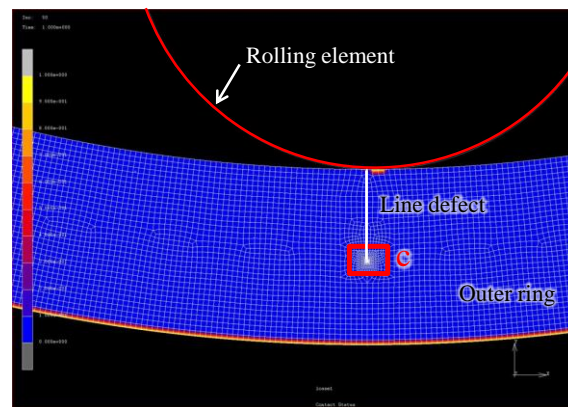
ただし、平面応力の場合は $E' = E$ 、平面ひずみの場合は $E' = E / (1 - \nu^2)$ である[21]。

本計算における線欠陥のき裂面における摩擦については以下のように考えた。き裂面の摩擦は、せん断き裂の進展に対しては大きく影響するが、開口型のき裂進展に対する影響は小さいと考えられる。本研究では、第 2 章の軸受の割れ再現試験に関する応力解析から、モード I き裂進展が支配的という推測が得られている。よって、き裂面摩擦を考慮しない計算を行い、整合性のある予測が可能かを確認することを目指した。

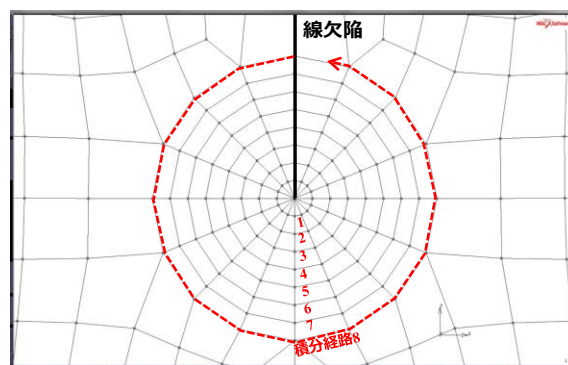
また、第 2 章における計算では欠陥形状を再現したのに対して、本章の計算は線欠陥によりモデル化している。第 2 章の検討は、欠陥からのき裂発角度を考察することが目的であったため、欠陥形状の再現が必要であったが、その結果モード I き裂進展が支配的であることが分かったため、本章では線欠陥によって深さ方向へのき裂進展を模擬し、応力拡大係数の計算を行った。



(a)



(b)



(c)

Fig. 3.2 FEM model of contact between outer ring with a line defect, housing and rolling elements: (a) the outline of the FEM model, (b) contour map of the circumferential stress distribution at the bottom of the outer ring, (c) magnified FEM model near the tip of the line defect.

3.3 はく離からき裂が進展して割れに至るまでの応力拡大係数の変化

3.3.1 初期欠陥から発生したき裂の応力拡大係数

タイプ A の欠陥の SIF を計算するため、3.2.1 節で計算した、円周方向応力の深さに対する分布を使用した(Fig. 3.3)。それぞれの応力分布に対応する転動体配置についても、図中に示した。Roller Position 1 では、2 つの転動体が人工欠陥から最も離れた位置にあり、外輪の軌道における引張の曲げ応力が最大となる。一方で、Roller Position 2 では、転動体の 1 つが人工欠陥の直上に配置され、接触応力による周方向の圧縮応力が、曲げによる引張応力に重畳するため、軌道面における圧縮応力が最大となる。

J 積分法では Marc の演算機能から値を求めるため、経路積分の計算過程を検証することができない。そのため、 J 積分法を使用した SIF の計算精度を評価する必要があると考えて、単純な誤差検証用のモデル(Fig. 3.4)を使って評価した。検証用モデルにおいては、線欠陥を有する長方形断面におけるき裂の深さ(CD)と、き裂先端の最小メッシュサイズ(MMS)の比率の変化を検討した。この単純なモデルにおいて、 J 積分法から得られた K_I の値と、純曲げの K_I の解析解[22]との差分を誤差と見なした。純曲げの K_I の解析解には、体積力対分布法[23]によって求められた式を利用した。体積力対分布法は、体積力法に類似した手法である。体積力法を用いることで、二次元問題における応力拡大係数を高い精度で数値計算できることが報告されているため[24]、今回はこの式を誤差検討の基準として用いた。

純曲げの K_I の解析解は次の式で表される。

$$K_I = \frac{3Pl}{tW^2} \sqrt{\pi a} \cdot F_{IM} \left(\frac{a}{W} \right) \quad (3.3)$$

ここで、

$$F_{IM} \left(\frac{a}{W} \right) = 1.122 - 1.121 \left(\frac{a}{W} \right) + 3.740 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 3.873 \left(\frac{a}{W} \right)^3 - 19.05 \left(\frac{a}{W} \right)^4 + 22.55 \left(\frac{a}{W} \right)^5 \quad (3.4)$$

である。

上記のエラー検証モデルから、き裂深さ(CD)と最小メッシュサイズ(MMS)に対する K_I の誤差を求めた(Table 3.1)。 MMS/CD の増加に伴い、誤差が大きくなる傾向である。本研究における転がり軸受試験の J 積分法から求めた K_I は、 MMS/CD の範囲内で計算を

行った。(つまり, $MMS/CD < 8\%$)。この範囲内では, J 積分法による計算誤差は2.4%未満であり, J 積分法の計算精度は以降の破壊限界の議論を行うために十分な精度を持っていることが分かった。

タイプ A およびタイプ B の初期欠陥に対するすべての軸受試験条件に対して, 3.2.1 節および 3.2.2 節に示した方法により, SIF と応力比を計算した (Table 3.2)。ただし, 初期欠陥は同じ深さのき裂とみなして計算されている。初期の有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{initial}}$ と応力比 R_{initial} は, それぞれ $3.1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ から $10.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, および, -3.7 から 0.6 の範囲であった。

本研究で使用された最も小さな人工欠陥の大きさは, $\sqrt{\text{area}} = 0.06 \text{ mm}$ であった。微小き裂においては, 小規模降伏条件が満たされることがあり, その場合は, 線形弾性破壊力学 (LEFM) に基づいた検討は適用範囲外となる。微小き裂の場合, ΔK_{th} は長いき裂の場合と異なり一定ではなく, き裂サイズが小さくなるほど低下する傾向である [25, 26]。Chapetti ら [27] は, 長いき裂と微小き裂の遷移サイズは硬さに依存すると報告している。つまり, 材料は硬いほど, 長いき裂と微小き裂の遷移サイズが小さくなる。また, Åman ら [28] は, ビッカース硬度がおよそ 700 の軸受鋼における遷移サイズは, $\sqrt{\text{area}}$ がおよそ 0.05 mm のときであると報告している。これは, 本研究で使用した人工欠陥の最も小さな $\sqrt{\text{area}}$ の値 0.06 mm より小さい。したがって, 以降においては, すべてのき裂あるいは欠陥は, 長いき裂と見なして議論を進める。

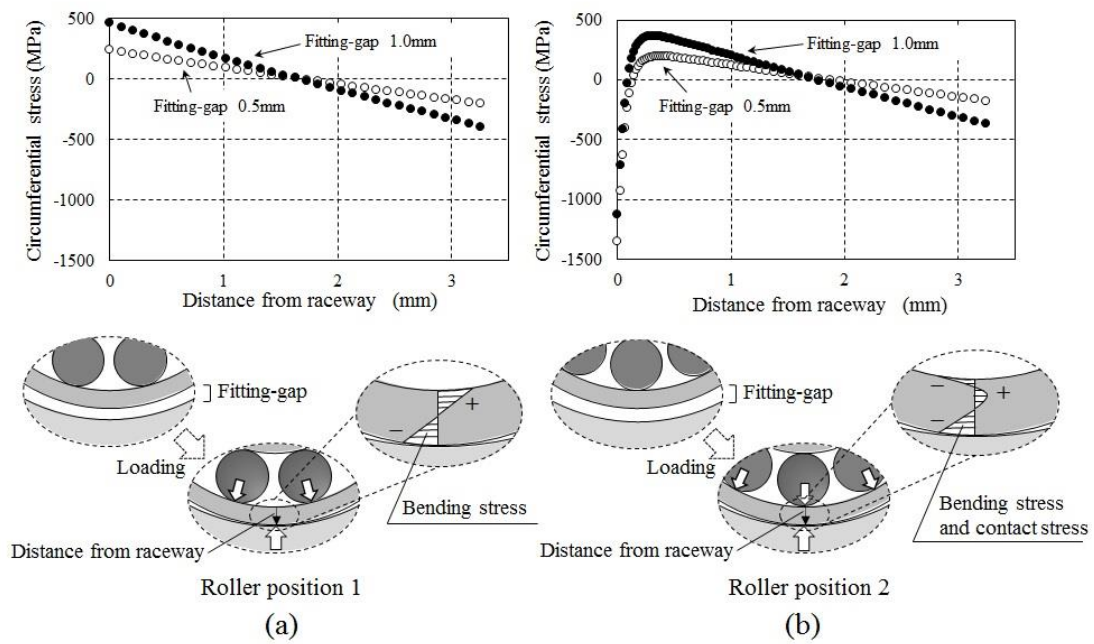


Fig. 3.3 Various gaps representing circumferential stress-distribution in the outer ring: (a) roller position 1, (b) roller position 2.

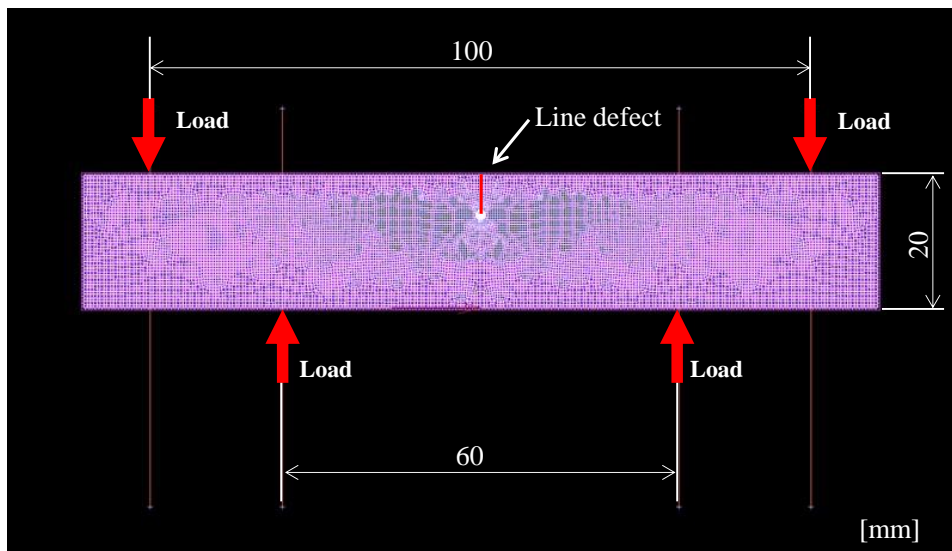


Fig. 3.4 FEM model for verification of the error in SIF calculation using J -integral method.

Table 3.1 Crack-depth values (CD) and minimum mesh-sizes (MMS) resulting from the error-verification models and the resultant K_I errors.

Crack depth (CD) mm	Minimum mesh size (MMS) mm	MMS/CD %	Error of K_I %
6	0.024	0.4	0.46
6	0.10	1.7	0.86
6	0.48	8.0	2.4
10	0.10	1.0	0.67
14	0.10	0.7	1.1

Table 3.2 Results of bearing tests and their stress intensity factor (SIF) calculations.

Test No.	Defect type	h mm	Fitting gap mm	\sqrt{area} mm	K_{\max} initial MPa \sqrt{m}	K_{\min} initial MPa \sqrt{m}	$\Delta K_{\text{initial}}$ MPa \sqrt{m}	R_{initial}	Test Result	Loading cycles
1	A	0.05	0.5	0.06	2.2	-8.1	10.3	-3.7	Unbroken	3.9×10^7
2		0.05	1.0	0.06	4.1	-6.1	10.3	-1.5	Unbroken	1.5×10^8
3		0.10	0.5	0.13	3.0	-7.7	10.7	-2.6	Unbroken	3.9×10^7
4		0.10	1.0	0.13	5.8	-5.0	10.7	-0.9	Broken *	1.1×10^8
5		0.15	0.5	0.19	3.6	-6.5	10.1	-1.8	Unbroken	3.9×10^7
6		0.15	1.0	0.19	6.9	-3.2	10.1	-0.5	Broken	4.6×10^7
7	B	1.0	0.2		5.3	2.2	3.1	0.4	Unbroken	4.2×10^7
8		1.0	0.5		12.0	7.3	4.7	0.6	Broken	1.1×10^7
9		1.8	0.2		6.4	2.4	4.0	0.4	Broken *	4.1×10^7
10		1.8	0.5		14.6	6.4	8.2	0.4	Broken	9.8×10^5

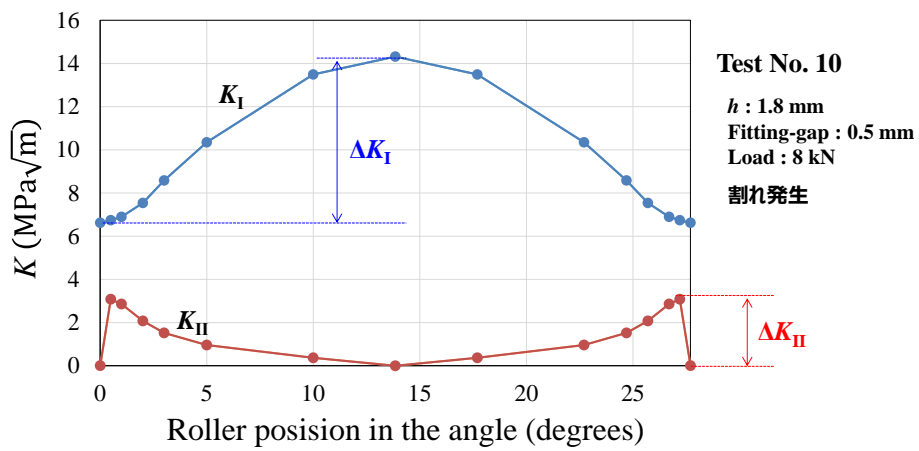
*The specimens were judged to be broken since a crack was found to be propagated after the test.

3.3.2 応力拡大係数に及ぼす転動体の位置の影響

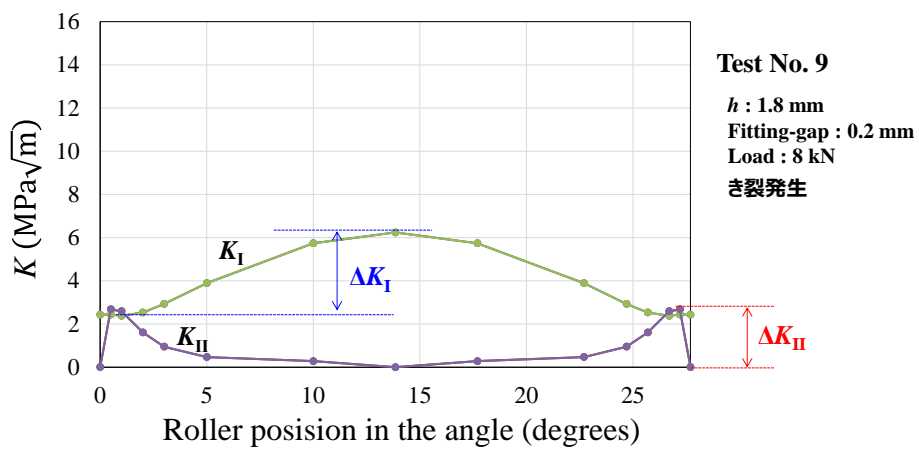
軸受試験において、欠陥からのき裂発生に関して第2章で実験結果をもとに検討し、モードIき裂進展が支配的であると推測した。本節ではさらに応力面から検討を追加し、支配的なき裂進展モードを明確にする。そのために、負荷圏の中央にコロが位置する Roller Position 2 の状態から、1ピッチ分移動する間の応力拡大係数の変化を計算した。ここで1ピッチ分とは、試験軸受のコロが、現在の位置から隣のコロの位置までの移動を指すと定義する。Fitting-gap の影響が分かるように、軸受試験で破損した条件の中から、同じ貫通欠陥で Fitting-gap だけが異なる Test No. 9 および No. 10 の試験条件を選んで計算した。3.2.2 節で説明した計算方法の違いによって、(Table 3.2)の結果とは、SIF にして $1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以下の差が生じたが、傾向は変わらなかったなのでこの計算結果をもって議論を続ける。

Test No. 10 に関する計算は、破損に至った軸受試験を代表して実施した(Fig. 3.5 a)。 K_I の値は、コロが 0° 位置の Roller Position 2 のときに最小値、 13.85° の Roller Position 1 のときに最大値であり、最大値と最小値の差 ΔK_I の値は、約 $8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であった。 K_{II} の値は、コロが 0° 位置から 0.5° ずれたときに最大値を示し、Roller Position 1 または Roller Position 2 のときに $K_{II} = 0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であった。最大値と最小値の差 ΔK_{II} の値は、約 $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であった。Test No. 9 に関する計算は、き裂進展したけれども破断には至らなかった軸受試験を代表して行った(Fig. 3.5 b)。 K_I と K_{II} の最大値最小値の傾向は Test No. 10 の場合と同様であり、 ΔK_I の値は約 $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、 ΔK_{II} の値は約 $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であった。モードIIの応力拡大係数範囲に着目すると、両条件ともに約 $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であり、モードI応力拡大係数範囲より小さい値であった。

過去の研究[29]から、軸受鋼におけるせん断型疲労き裂の下限界応力拡大係数範囲は、 $14 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 程度と報告されている。この値は試験条件の影響を強く受けるが、今回の ΔK_{II} の約 $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ という値と比較して十分に大きい。よって、今回の軸受試験におけるき裂進展は、せん断型ではなく開口型のモードIが優勢であることが、応力拡大係数の検討からも確認された。一方で、開口型とせん断型の混合負荷であるため、開口型のモードIだけで予測できるとまでは言い切れない。そこで詳しく SIF の傾向を確認すると、 K_I が最大るとき、 K_{II} はほとんど0に近く、逆に K_{II} が最大るとき K_I は最小である。両者は独立に作用する傾向であるため、モードIだけで予測できる可能性は高いと考え、以降の各章における検討を行う。精密な破損限界については、(Table 3.2)に示した正確な値を使って、モードIのき裂進展抵抗を第4章で詳細に評価した後で、第5章において議論する。



(a)



(b)

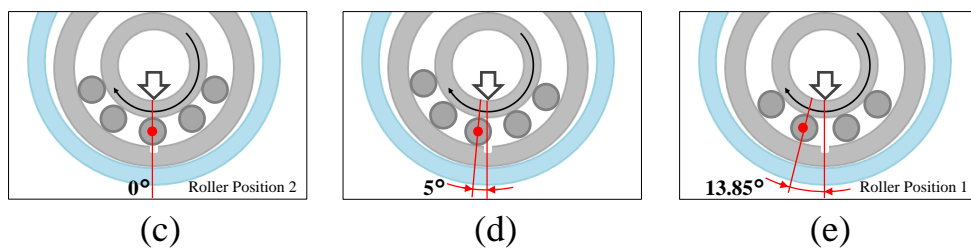


Fig. 3.5 Calculation results and conditions of the mode I and II SIF for test bearings with Type B defects: (a) the effect of the roller position in test condition No. 10, (b) the effect of the roller position in test condition No. 9, (c) roller position at 0 degree, (d) roller position at 5 degree, (e) roller position at 13.85 degree.

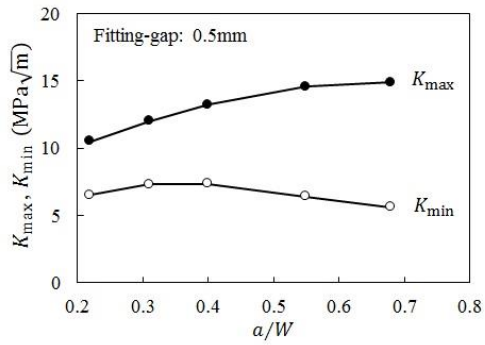
3.3.3 き裂進展に伴う応力拡大係数の変化

タイプ B の欠陥を起点とするき裂成長における応力拡大係数の変化を明らかにするために、FEM によって貫通き裂の応力を、3.2.2 節に示した方法によって計算した。き裂長さ a と試験片幅 W の割合 a/W に対して、最小応力拡大係数 K_{\min} 、最大応力拡大係数 K_{\max} 、応力拡大係数範囲 ΔK 、および応力比 R を計算した (Fig. 3.6)。0.5 mm の Fitting-gap の条件では、 K_{\max} はき裂が長くなるにつれて徐々に増加し、 K_{\min} は $a/W \approx 0.4$ でピークを示した。その結果、き裂が長くなるにつれて ΔK は徐々に増加し、 R は若干減少した。0.2 mm の Fitting-gap の条件を 0.5 mm の Fitting-gap の条件と比較すると、 K_{\min} と K_{\max} と ΔK の傾向は同様であり、変化は小さかった。また、0.2 mm の Fitting-gap の R は、 $a/W \approx 0.4$ で極大値を取った。

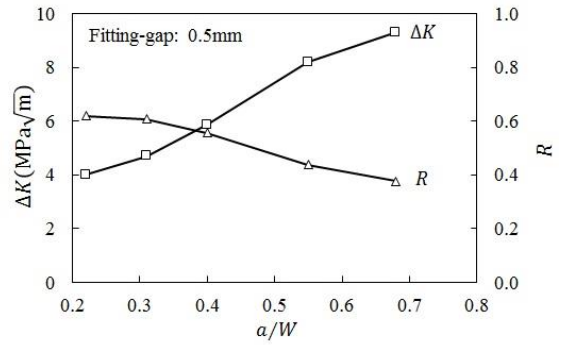
応力拡大係数はき裂長さと同様に関連があるため、き裂の伸長だけを考えると、 K_{\max} 、 K_{\min} 、および ΔK を増加させ、応力比にはあまり影響しないと考えられる。しかしながら本試験においては、ハウジング内径が一定であることから、リングに発生する最大の曲げひずみはおおよそ一定となるはずである。この状態では、き裂が伸びることでリングの機械的コンプライアンスが増加する。結果として発生する曲げ応力が減少するため、同じ応力振幅であれば、応力比は低下する。今回の傾向は、この二つの効果によって起こっていると考えられる。Fitting-gap が 0.5 mm のときは、き裂長さが伸びて ΔK が増加する一方で、コンプライアンスの増加を反映して応力比が低下する。Fitting-gap が 0.2 mm のときは、もともと発生していた曲げ応力が小さかったため、 a/W が 0.2 mm 付近における K_{\max} と K_{\min} は、Fitting-gap が 0.5 mm の場合に比べて小さい。その後、き裂が進展することによって K_{\max} と ΔK は少し増加しているが、初期の曲げ応力が小さかったことでコンプライアンス増加による曲げ応力の低下幅は小さかったはずであり、その結果、応力比の低下は Fitting-gap が 0.5 mm のときほどではなかったと考えられる。

この様に、 ΔK と R は、Fitting-gap とき裂長さに依存して、複雑に変化する。SIF と応力比には、き裂の深さだけでなく形状も影響する。よって、転がり軸受の疲労破壊を力学的に理解するためには、Fitting-gap に代表されるようなはめ合い条件に加えて、軌道面に想定される欠陥のサイズおよび形状を把握する必要があると考えられる。

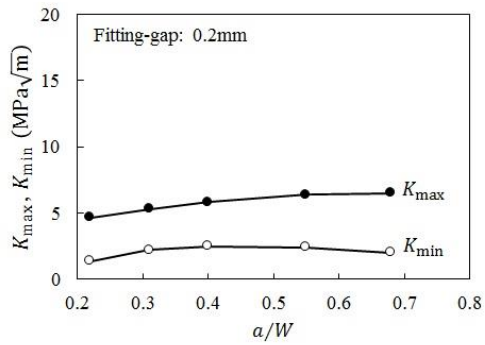
後述する第 5 章においては、以上のような応力状態の変化とそれに対するはめ合いや欠陥条件の影響も考慮して、転がり軸受の疲労強度を定量的に評価する。



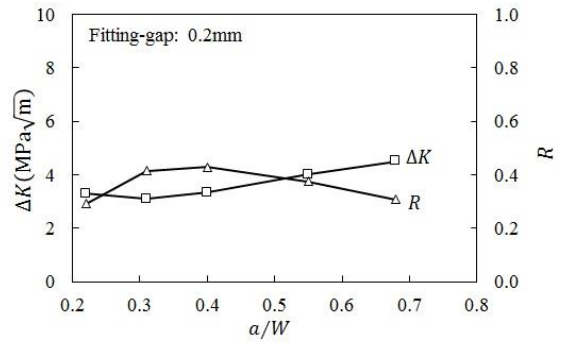
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 3.6 Results of stress intensity factor (SIF) calculations: (a)(b) fitting-gap = 0.5 mm, (c)(d) fitting-gap = 0.2 mm.

3.4 第3章の結言

転がり軸受の疲労割れにおける、転がり接触条件とフィッティング条件の両方を考慮に入れて正しく応力状態を評価するために、有限要素法（FEM）によって応力拡大係数の計算を行った。軸受試験の全ての試験条件についての解析、コロの位置を変えた解析と、き裂の深さを変えた解析を行って、転がり軸受内部の応力状態を明らかにした。その結果以下の知見を得た。

- (1) 第2章で行った再現試験 10 条件すべてについての応力計算を行った。その結果、軸受試験における初期の応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{initial}}$ は $3.1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ から $10.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ まで変化し、初期の応力比 R_{initial} は -3.7 から 0.6 までの範囲にあることが分かった。これらの値は、第5章における破損限界の検証に際し、第2章の軸受試験結果とともに用いる。
- (2) 軸受試験において破損した1条件とき裂進展した1条件について、コロの位置を細かく変えた応力計算を行った。その結果、割れた条件の ΔK_{I} は約 $8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、 ΔK_{II} は約 $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であった。き裂進展した条件の ΔK_{I} は約 $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、 ΔK_{II} は約 $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であった。 ΔK_{II} が報告された軸受鋼のせん断き裂進展の閾値に比較して低い値であることから、転がり軸受の割れ現象においては、モード I き裂進展が支配的であることを示した。
- (3) 貫通欠陥の深さを細かく変化させた応力計算を、2通りのはめ合い条件において実施した。その結果、転がり軸受がはく離を起点として割れる現象は、応力拡大係数範囲と応力比が、**Fitting-gap**とき裂長さに依存して複雑に変化する現象であることが分かった。この傾向は、き裂長さ増加の影響と、最大ひずみがハウジング内径で制限されていることからき裂進展にともなって最大の引張応力が低下する影響の組み合わせで起こったと考えられる。
- (4) 軸受試験において、はく離を模擬した半円スリットのなかで最も小さい $\sqrt{\text{area}}$ はおよそ 0.06 mm であった。過去の研究では、軸受鋼が微小き裂として LEFM の適用範囲外となるのは 0.05 mm 程度と報告されていることから、はく離からの割れ問題は長いき裂の問題として取り扱えることが分かった。

第 3 章の参考文献

- (1) Harris, Tedric A. Rolling bearing analysis. John Wiley and sons, 2001.
- (2) Johnson, Kenneth Langstreth. Contact mechanics. Cambridge university press, 1987.
- (3) Lundberg, Gustaf. "Dynamic capacity of rolling bearings." IVA Handlingar 196 (1947): 12.
- (4) Lundberg, Gustaf. "Dynamic Capacity of Roller Bearings, Acta Polytechnica." Mechanical Engineering Series (1952).
- (5) "転がり軸受工学". 養賢堂, 1975.
- (6) 岡本順三. "ボールベアリング設計計算入門" 養賢堂, 2011.
- (7) Fleming, J. R., and Suh, N. P. "Mechanics of crack propagation in delamination wear." Wear 44.1 (1977): 39-56.
- (8) Way, S., Trans. ASME, J. Applied Mechanics, 2, A49 (1935).
- (9) Dawson, P. H. "Effect of metallic contact on the pitting of lubricated rolling surfaces." Journal of Mechanical Engineering Science 4.1 (1962): 16-21.
- (10) Dawson, P. H. "Rolling contact fatigue crack initiation in a 0.3 per cent carbon steel." Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers 183.1 (1968): 75-86.
- (11) Kaneta, M., Yatsuzuka, H., and Murakami, Y. "Mechanism of crack growth in lubricated rolling/sliding contact." ASLE transactions 28.3 (1985): 407-414.
- (12) Kaneta, M., Suetsugu, M., and Murakami, Y. "Mechanism of surface crack growth in lubricated rolling/sliding spherical contact." (1986): 354-360.
- (13) Kaneta, M., Murakami, Y., and Yatsuzuka, H. "Analysis of surface crack propagation in rolling line contact." ASLE Trans 28 (1985): 60-68.
- (14) Bower, A. F. "The influence of crack face friction and trapped fluid on surface initiated rolling contact fatigue cracks." (1988): 704-711.
- (15) 大小森義洋, 栄中, 村上敬宜. "補強ロールのスポーリングにおけるモード II き裂の進展挙動の解析." 材料 50.3 (2001): 249-254.
- (16) 小俣弘樹, 山辺純一郎, 福島良博, 松岡三郎. "微小ドリル穴付き試験片を用いた転がり疲労き裂進展試験法の提案." 日本機械学会論文集 A 編 78.793 (2012): 1250-1265.
- (17) 小俣弘樹, 山辺純一郎, 松永久生, 福島良博, 松岡三郎. "軸受鋼 SUJ2 の転がり疲労強度に及ぼす微小欠陥の寸法と深さの影響." 日本機械学会論文集 A 編 79.803 (2013): 961-975.
- (18) Hashimoto, S., Komata, H., Okazaki, S., and Matsunaga, H. "Quantitative evaluation of the flaking strength of rolling bearings with small defects as a crack problem." International Journal of Fatigue 119 (2019): 195-203.
- (19) Kim, T. H., Olver, A. V., and Pearson, P. K. "Fatigue and fracture mechanisms in large rolling element bearings." Tribology transactions 44.4 (2001): 583-590.
- (20) Marc® "2014.1 Volume A: Theory and User Information." MSC Software Corporation; 2015.

- (21) Anderson, Ted L. *Fracture mechanics: fundamentals and applications*. CRC press, 2005.
- (22) Murakami, Yukitaka. "Stress intensity factors." (1987).
- (23) 西谷弘信, 森和也, 野口博司. "体積力対分布法による SEC 試験片の三点曲げおよび四点曲げの解析." *日本機械学会論文集 A 編* 52.474 (1986): 539-543.
- (24) 川村壮司. "数値解析による応力拡大係数の算出方法." *小山工業高等専門学校研究紀要* 39 (2007): 65-68.
- (25) 村上敬宜. "応力集中の考え方." (2005).
- (26) 田中啓介. "微小疲労き裂の伝ば." *材料* 33.371 (1984): 961-972.
- (27) Chapetti, M. D., Tagawa, T., and Miyata, T. "Ultra-long cycle fatigue of high-strength carbon steels part II: estimation of fatigue limit for failure from internal inclusions." *Materials Science and Engineering: A* 356.1-2 (2003): 236-244.
- (28) Åman, M., Wada, K., Matsunaga, H., Remes, H., and Marquis, G. "The influence of interacting small defects on the fatigue limits of a pure iron and a bearing steel." *International Journal of Fatigue* 135 (2020): 105560.
- (29) Okazaki, S., Wada, K., Matsunaga, H., and Endo, M. "The influence of static crack-opening stress on the threshold level for shear-mode fatigue crack growth in bearing steels." *Engineering Fracture Mechanics* 174 (2017): 127-138.

第4章 軸受鋼のき裂進展限界に及ぼす応力比とき裂開閉口 の影響の評価

4.1 緒言

転がり軸受の割れが発生する限界を正しく評価するためには、軸受に発生している応力を把握するだけでは不十分であり、材料自体のき裂進展抵抗を適切に評価し、破損限界を明らかにしなければならない。第2章と第3章の取り組みから、転がり軸受の割れにおいてはモード I 開口型のき裂進展が支配的と推測されているため、材料のモード I き裂進展抵抗を知る必要がある。一般に、疲労き裂進展抵抗は、応力比の影響を受ける[1-4]。応力比、ならびに材料の内在的あるいは外在的な要因は、き裂開閉口現象によって、疲労き裂進展抵抗に影響する[5]。疲労き裂進展は、き裂が繰返し変形することで進行するが、き裂開閉口点以下の応力では、き裂がそれ以上変形することが難しい。よって、疲労に直接影響するのは、き裂開閉口点以上、最大応力までの応力振幅である。有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} は、き裂が開閉している間の応力範囲に対応している。 ΔK_{eff} によって整理された下限界有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{eff th}}$ は、材料の剛性によって整理できる[5-7]。つまり、 $\Delta K_{\text{eff th}}$ は材料によっておよそ一定と考えることができるため、き裂開閉口点を正確に評価することで、疲労き裂進展抵抗の予測が可能である。

以上から、材料の開口型き裂進展を理解するためには、き裂閉口挙動を知ることが重要である。代表的なき裂閉口メカニズムは、塑性誘起き裂閉口、粗さ誘起き裂閉口、酸化物誘起き裂閉口、変態誘起き裂閉口が挙げられる。塑性誘起き裂閉口は、き裂先端で生じた塑性変形により、き裂面に圧縮応力が残留してき裂を閉じようとする現象であり、材料の機械的性質に関係が強い。粗さ誘起き裂閉口は、き裂面に発生する粗さがかみ合うことで、き裂がそれ以上閉口できなくなる現象であり、材料の微細組織のなかでも結晶粒径などが影響する。酸化物誘起き裂閉口は、き裂面に酸化物を挟み込んでき裂閉口を妨げる現象であり、材料の成分だけではなく、雰囲気ガスや潤滑環境と関係がある。変態誘起き裂閉口は、例えばマルテンサイト変態のように膨張を伴う相変態によるき裂面の残留圧縮応力が原因である。このように、同じ成分の材料であっても、微細組織や使用環境が異なる場合には、き裂開閉口挙動が変化して、異なる疲労き裂進展抵抗を示す。よって、き裂開閉口挙動を評価する場合には、応力比の影響に留意するとともに、実際の部品と同じ熱処理組織、なるべく近似した環境で試験することが重要である。

Beswick[8]、森ら[9]、酒井ら[10]は、CT試験片を用いた試験をそれぞれ行って、応力比が0.05~0.5の範囲における軸受鋼のき裂進展抵抗を評価した。森らは背面ひずみ測定による有効応力拡大係数の評価を行った。転がり軸受の軌道面には転がり接触による強い圧縮応力が発生するため、実際の使用条件における応力比は第3章で調査したよう

に、正の応力比から負の応力比まで広い範囲に変化する。応力比が大きく変わると、き裂開閉口応力が変化することによって、き裂停留限界が影響を受ける可能性がある。よって、転がり軸受の割れ限界を定量的に評価するには、正の応力比だけでなく、負の応力比のき裂進展抵抗も調査する必要がある。これまで軸受鋼に関して、こうした視点に立った研究は行われていない。類似の研究として、例えば **Kondo** らは、炭素鋼と合金鋼について応力比が -6 から 0.75 までの範囲でき裂開口点を計測した。その結果、き裂開口応力は圧縮側から引張側まで変化し、応力比が高いほど高い応力で開口し、 0.6 程度以上の応力比では常に開口するという傾向を得た[11]。軸受鋼においても、き裂停留限界に及ぼす応力比の影響を傾向として把握することにより、き裂停留限界とその意味を明確に把握することができると考えられる。

そこで本研究では、矩形断面の直方体試験片について4点曲げ試験を行うことによって、応力比 $0.1 \sim 0.5$ の範囲でき裂進展試験を行った。試験後の破面を観察することで、き裂開閉口挙動を推測した。また、試験部が円柱形状の試験片について引張圧縮試験を行うことによって、応力比 $-1 \sim -3$ の範囲でのき裂停留限界を計測した。また同時に、停留限界におけるき裂閉口点の計測を除荷弾性コンプライアンス法[7]によって実施した。試験に用いた試験片としては、第2章で軸受試験を行ったものと同じ JIS-SUJ2 軸受鋼を用い、同様の熱処理を加えることで同等の機械的強度を与えたものを準備した。以上の方法で軸受鋼のき裂進展抵抗を精密に評価することで、次の第5章にて軸受試験結果と比較するための基礎とした。

4.2 供試材

4.2.1 4点曲げ試験片

4点曲げによる正の応力比のき裂進展試験を，軸受試験と同じ JIS-SUJ2 の軸受鋼 (Table 4.1) に関して実施した．鋼材の中央は合金成分が偏析しやすいため，微細組織の不均在が生じ，試験結果に影響する可能性がある．そこで材料を切り出す際には，直径 75 mm の丸棒から中心部を避けて切り出した (Fig. 4.1)．切り出した直方体の材料は，1113 K (840 °C) で 1 時間加熱後油冷して硬さを付与し，続いて 473 K (200 °C) で 1 時間半焼戻しを行った．続いて，平行研磨機によって表面酸化層を除去し，最後に，き裂導入するための初期欠陥として，深さ 3 mm の貫通スリットを放電加工 (EDM) により追加した (Fig. 4.2)．

Table 4.1 Chemical composition of the four-point bending specimen (mass %).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
1.02	0.27	0.39	0.022	0.008	0.08	1.39	0.03

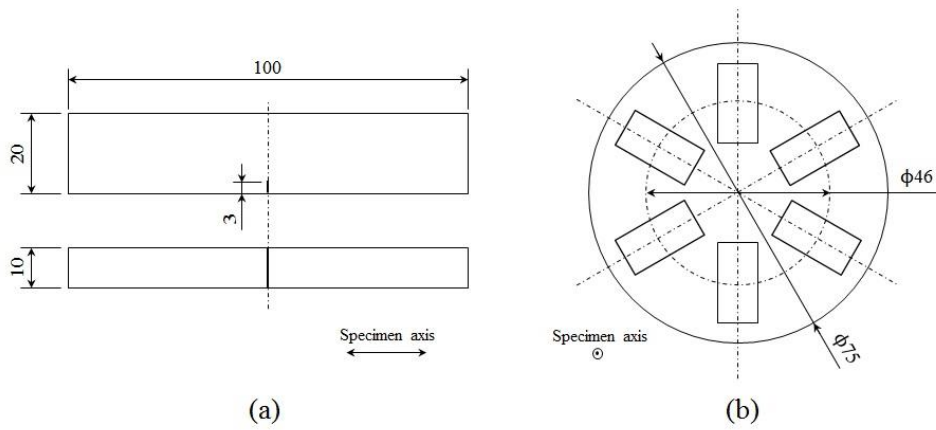


Fig. 4.1 Shape and dimensions (in mm) of the four-point bending test specimen: (a) rectangular specimen, (b) position from which rectangular plates were extracted from the round steel bar.

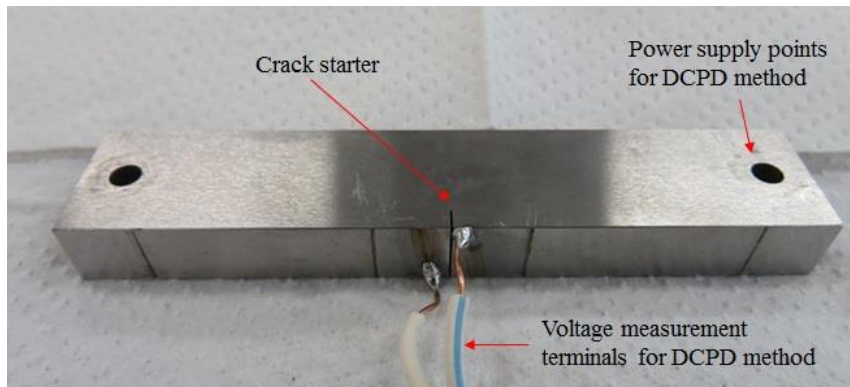


Fig. 4.2 Picture of the four-point bending specimen.

4.2.2 引張圧縮試験片

引張圧縮による負の応力比のき裂進展試験を、JIS-SUJ2 軸受鋼について実施した (Table 4.2). 試験片は直径 22 mm の丸棒から加工を行った (Fig. 4.3 a). 粗加工後, 1113 K (840 °C) で約 1 時間半加熱したのち油冷し, 続いて 473 K (200 °C) で 2 時間焼戻しを行った. 研削仕上げ加工の後, 傷や粗さの影響を避けるために, 試料表面にエメリー紙による研磨と, ダイヤモンドペーストによるバフ研磨を施した. つづいて, 表面加工層の影響を避けるため, 2 リットルのリン酸, 40 g のシュウ酸, 40 g のゼラチンからなる液体を使用して, 直径で 40 μm を電解研磨により除去した. さらに, 試料の表面中央に半円スリットを EDM によって導入した (Fig. 4.3 b) (Fig. 4.4).

引張圧縮試験および 4 点曲げ試験に使用した材料は, 硬度が軸受試験サンプルの硬度と一致するように, 熱処理条件を決定した. 具体的には, 中心まで完全に焼入れされるように, 部材が厚いほど保持時間を長くすることで, 炭化物から十分な炭素がマトリクスに拡散することを狙った.

全ての試験片の硬さを調査した結果を (Fig. 4.5) に示す. いずれも高炭素マルテンサイト鋼の低温焼戻し材として通常と考えられる 700 ~ 750 *HV* 程度の硬さの範囲であることが確認された [12]. 軸受試験片の硬さは他の試験片より 20 *HV* 程度高かった. その理由としては焼戻し温度のばらつき, 部材の厚さの違いによる焼入れ時の冷却速度の差などが考えられる. 過去の研究 [3, 13] から, 引張強さ 1500 MPa 程度を超える材料において, き裂進展抵抗に及ぼす強度の影響は比較的小さい. よって以降は, 硬さの違いの影響を無視できるものとして考察を進める.

Table 4.2 Chemical composition of the tension-compression test specimen (mass %).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
1.00	0.27	0.36	0.014	0.006	0.07	1.41	0.04

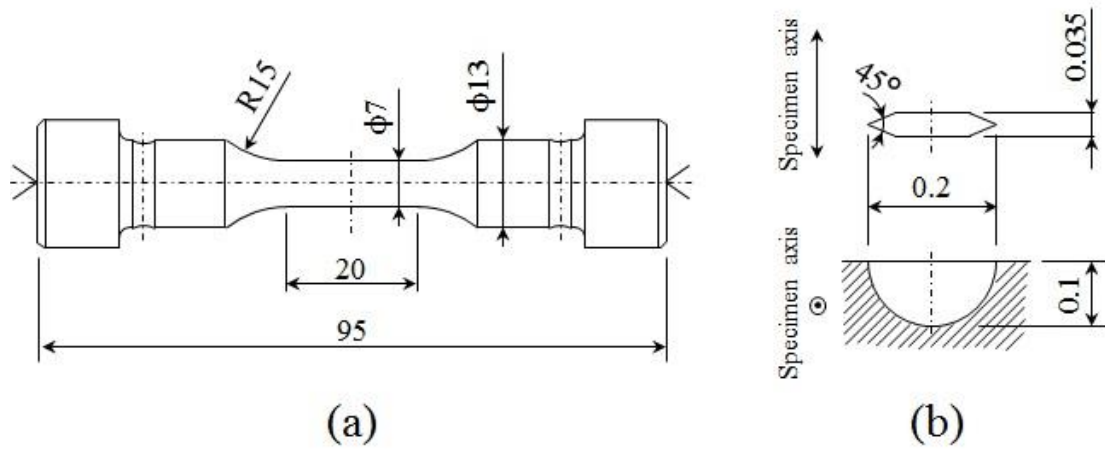


Fig. 4.3 Shape and dimensions (in mm) of the tension-compression test specimen: (a) round-bar fatigue specimen, (b) the artificial defect.

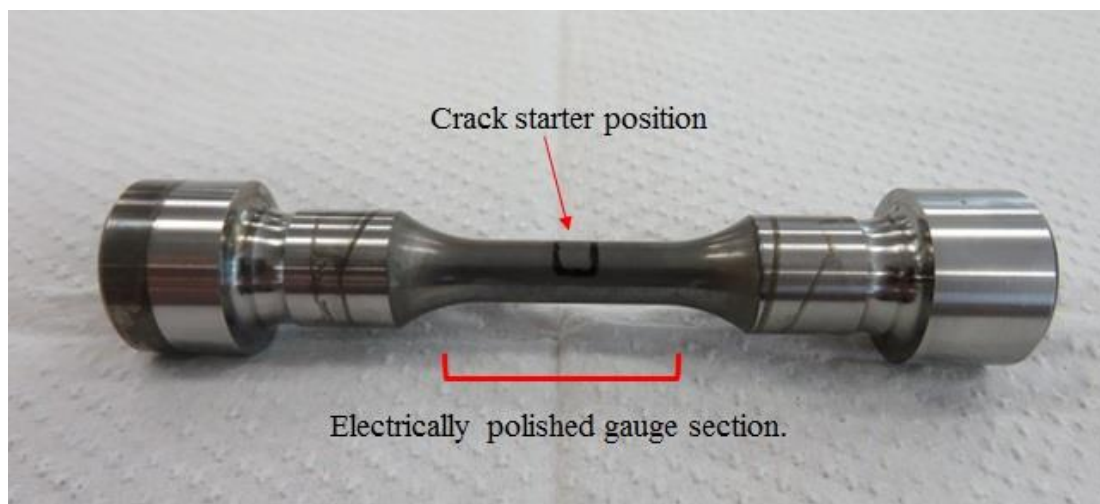


Fig. 4.4 Picture of the tension-compression test specimen.

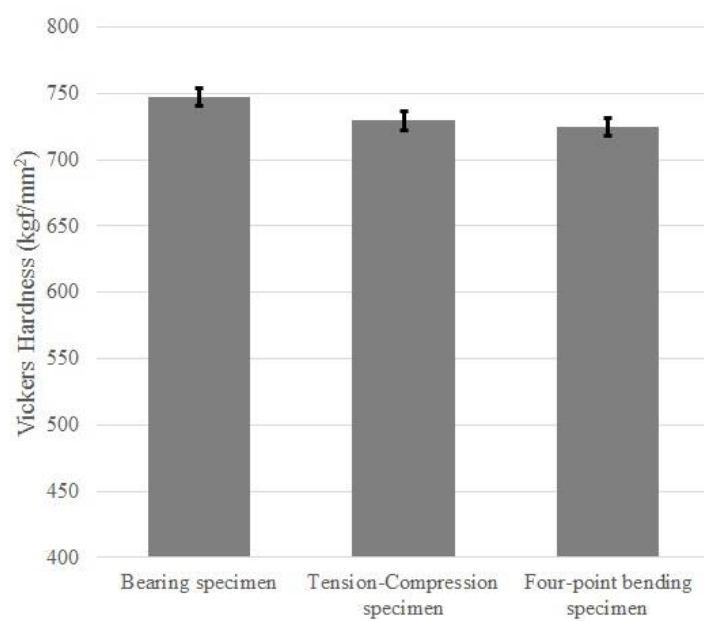


Fig. 4.5 Vickers hardness of the test specimen. Test load: 9.8 N.

4.3 疲労試験方法

4.3.1 4点曲げ試験方法

4点曲げによるき裂進展抵抗測定を、室温、空気中の環境で、サーボ油圧式疲労試験機を用いて実施した。応力比 R は 0.1, 0.3, および 0.5 であり、繰返し速度は全て 60 Hz であった。最初に貫通スリットから 3 mm 程度き裂成長させ、続いて ΔK 漸減法によってき裂停留点を決定し、その時の ΔK を ΔK_{th} として求めた [14, 15]。

高強度鋼のき裂進展抵抗測定で難しい点として、予き裂導入と、漸減法によるき裂停留点の特定がある。予き裂導入の困難さは、き裂を発生させるために高い応力が必要な一方で、発生したき裂における破壊靱性値が小さいことに起因している。そのために、き裂発生と同時に不安定破壊して試験片が破断してしまう問題がある。これを回避する方法の1つは、引張圧縮試験片のように、鋭い欠陥を設けて低い負荷レベルでき裂を発生させることである。しかしながら、本研究の貫通スリットのように、長い欠陥から均一な長さの予き裂を導入することは、鋭い欠陥から試験を行ったとしても難しい。高強度鋼に長い予き裂を均一な深さにて発生させる有効な方法として、リバースベンディング [16] があり、4点曲げ試験ではこの方法を採用した。

リバースベンディングの手法の概略は以下の通りである (Fig. 4.6)。

- (i) 通常の試験時とは逆の方向へ、静的に荷重を負荷することで、欠陥底を局所的に塑性変形させる。
- (ii) 静的荷重の除荷に伴い、欠陥底の塑性変形した領域には引張の残留応力が発生する。
- (iii) 続けて繰返しの負荷をかけた際に、欠陥底には引張の繰返し応力が発生する。疲労によって発生したき裂は、引張の残留応力の領域の端で停止するため、試験片を破断させることなく、欠陥底の一方の端面からもう一方の端面まで、同じ深さの予き裂が導入される。
- (iv) 試験片の方向を通常に戻して荷重を負荷すると、き裂先端には引張の繰返し応力が発生するので、必要な長さまでき裂進展させる。

高強度鋼のき裂進展抵抗測定においてもう1つ難しい点、漸減法によるき裂停留点の特定においては、試験の中断や再開時の荷重履歴などが結果に強く影響することが精度低下の原因であった。例えば、予備試験においてき裂進展を中断再開すると、き裂進展が遅くなる現象が発生した。試験環境が大気中の酸化雰囲気であることから、破面酸化が影響してき裂進展が遅延した可能性がある。荷重履歴が異なる試料では、き裂面に残されている塑性変形領域が違うため、き裂開閉口に影響して試験結果のばらつきの原因

となる。ばらつきを低減させるために、可能な限り一定の手順で試験することが望ましい。そこで4点曲げ試験では、人為的なばらつきの原因を極力排除するために、自動化した油圧サーボ試験機で漸減法を実施した。サーボの制御装置に、き裂長さの測定値を読み取るアンプを追加し、一定の長さまでき裂成長したことを検知して荷重を変更する仕組みとした(Fig. 4.7)。

試験中の疲労き裂の長さは、直流電位差法(DCPD法)によってその場測定した。き裂長さの測定には他にもいくつかの方法が存在する[17]が、代表的な方法の中で、コンプライアンス法は遅い進展速度の測定に適さないこと、レプリカ法は自動化に適さないことから、この試験ではDCPD法を選択した[18-20]。試験後に破面を割り出して、ビーチマークから漸減法の開始時と終了時のき裂先端を読み取った。これらの裂長さを真の値として、DCPD法により測定した試験中のき裂長さを補正した。

き裂進展試験法の現行規格、ASTME647-13aにおいては、き裂停留点の特定方法として、 $10^{-9} \sim 10^{-10}$ m/cycleの範囲をフィッティングして、 10^{-10} m/cycleの速さに相当する ΔK を ΔK_{th} とすることが定められている[14]。また、下限値に関する古い規格である、British standard DD186においては、き裂長さ読み取り分解能を q mmとしたとき、 $q/10^{-8}$ cycleと 5×10^6 cycleで大きい方のサイクルが経過したのちに、き裂進展が認められなかったときの ΔK を ΔK_{th} とすることが定められている[15]。き裂停留点の特定は、荷重負荷やき裂長さ読み取りの精度によって左右される。精確に停留点を特定するためには、できるだけ遅いき裂進展速度にて判定することが望ましい。そこで、4点曲げ試験においては、ASTMが定めるより遅いき裂進展速度まで試験を行い、 2×10^{-11} m/cycleを下回った時のき裂進展速度に対応する ΔK を ΔK_{th} とした。

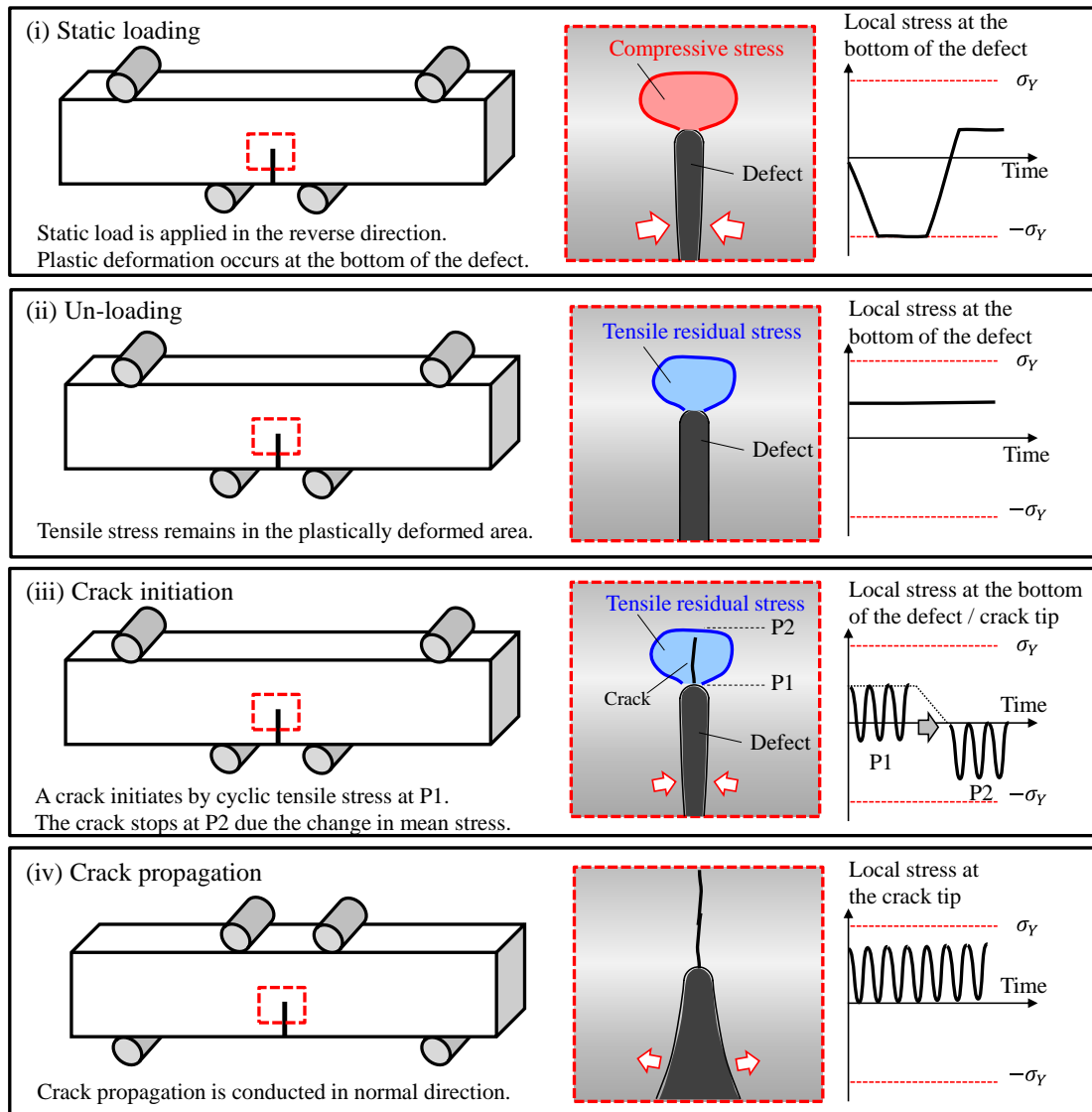


Fig. 4.6 Schematics of the reverse bending method.

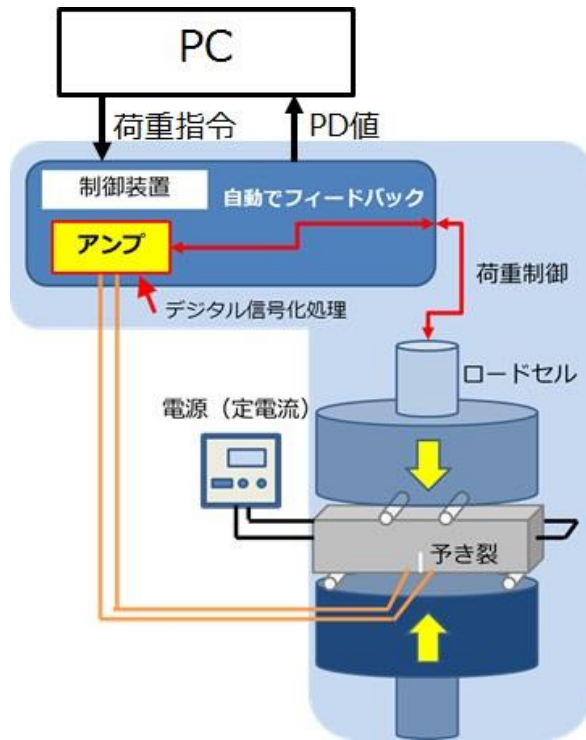


Fig. 4.7 Schematic of the automated hydraulic servo system.

4.3.2 引張圧縮試験方法

引張圧縮疲労試験を、室温、空气中、応力比 R は-1 および-3 で行った。試験中のき裂長さは、レプリカ法によって測定した。 ΔK は次の式から計算した[21].

$$\Delta K = 2 \times 0.65 \cdot \sigma_a \sqrt{\pi \sqrt{area}} \quad (4.1)$$

ここで、 σ_a は応力振幅、 \sqrt{area} はき裂の投影面積の平方根である。レプリカ法ではき裂の表面長さだけが測定できるため、試験中の \sqrt{area} が不明である。よって試験中は、き裂の形状が半円形であると仮定して、き裂の表面長さから \sqrt{area} を推定した。き裂を一定の長さまで成長させたのち、20 μm 毎に約 1 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の割合 (約 50,000 $\text{MPa}/\sqrt{\text{m}}$) で ΔK を漸減させることで停留き裂を得た。き裂停留点は、 2×10^6 cycle 試験を継続した時に、観察可能なき裂成長が無い (0.01 mm 未満である) ことで判定した。続いて、疲労き裂進展の閾値を、次の式を用いて求めた。

$$K_{\text{max th}} = 0.65 \cdot \sigma_{\text{max th}} \sqrt{\pi \sqrt{area}} \quad (4.2)$$

ただし、 $\sigma_{\text{max th}}$ は、き裂進展の下限界における最大応力である。

き裂伝播が停止したときのき裂開閉口挙動を、除荷弾性コンプライアンス (EUC) 法によって測定した[22]。以下、模式図を用いて測定方法を説明する。ゲージ長 0.2 mm、幅 1.4 mm のひずみゲージ2つを試験片の試験対象部位に接着した。片方のひずみゲージは正確にき裂の中心に、もう一方はき裂の存在しない平滑部に貼付けた(Fig. 4.8 a)。参照のひずみゲージは欠陥上のひずみゲージと軸方向に並ぶ位置とすることで、欠陥に関係しない試験片の弾性変形分のひずみを、正確に差し引くことを狙った。続いて繰り返し荷重を負荷しながらひずみの計測を行い、以降の検討には除荷過程のデータを用いた(Fig. 4.8 b c)。2本のひずみゲージの読み取り値の差分を取ることで、人工欠陥にかかわるひずみだけを抽出した(Fig. 4.8 d)。2本のひずみゲージの測定値は、き裂が閉口している間、理想的には同じ値を示すはずである。しかしながら、今回の測定においてはき裂閉口している間も、両者は同じ値にならなかった。この理由としては、2つが考えられる。1つは、き裂発生源として表面につけた放電欠陥の影響である。ひずみゲージは放電欠陥の上に張り付けられているため、き裂閉口後の圧縮で欠陥が閉じる方向にひずむことで、2本のひずみゲージの値には差が生じる。もう1つは、き裂先端の降伏による塑性変形が考えられる。この状態ではき裂閉口点が判別できないため、高応力でき裂が開いている区間が垂直になるよう、比例分を差し引いたデータ、いわゆる引き算ひずみを得た(Fig. 4.8 e)。こうしてプロットした曲線において、折れ曲がり点を判定する(Fig. 4.8 f)。き裂が開いている状態では、き裂が閉口している状態と比較して剛性が低く、応力に対するひずみの変化率が大きい。よってこの線図は、開口と閉口に対応する2本の線からなり、その折れ曲がり点がき裂閉口点と見なされる[11, 23]。本試験に

おいては、き裂が開口している区間を表す垂直な線から 0.1%だけ外れる応力を読み取ることで、き裂閉口点を決定した。

き裂閉口応力 σ_{cl} から、下限界有効応力範囲 $\Delta\sigma_{eff\ th}$ と下限界有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{eff\ th}$ 、およびき裂閉口応力拡大係数 K_{cl} を、次の式を使用して計算した。

$$\Delta\sigma_{eff\ th} = \sigma_{max\ th} - \sigma_{cl} \quad (4.3)$$

$$\Delta K_{eff\ th} = 0.65 \cdot \Delta\sigma_{eff\ th} \sqrt{\pi \sqrt{area}} \quad (4.4)$$

$$K_{cl} = 0.65 \cdot \sigma_{cl} \sqrt{\pi \sqrt{area}} \quad (4.5)$$

なお、 $K_{max\ th}$ 、 $\Delta K_{eff\ th}$ 、および K_{cl} を算出する際には、き裂の表面長さから推定した \sqrt{area} ではなく、実際の停留き裂の大きさから求めた \sqrt{area} を用いた。そのために、き裂閉口測定以後、試験片を液体窒素で冷却して強制破断させ、破面において停留き裂を観察した。

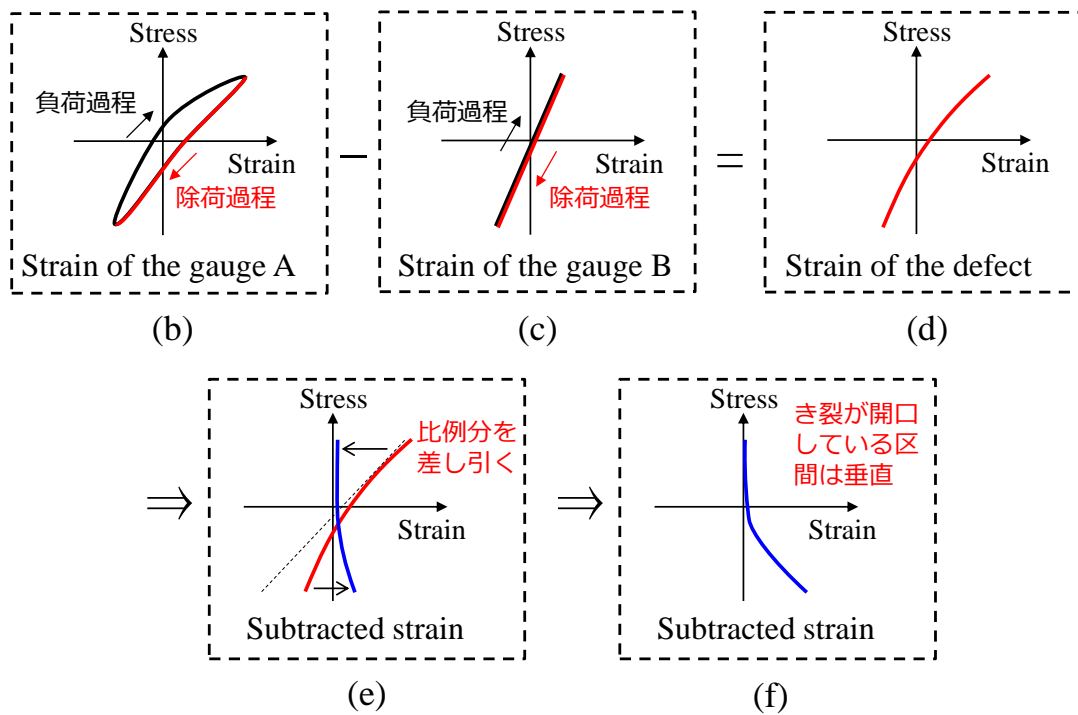
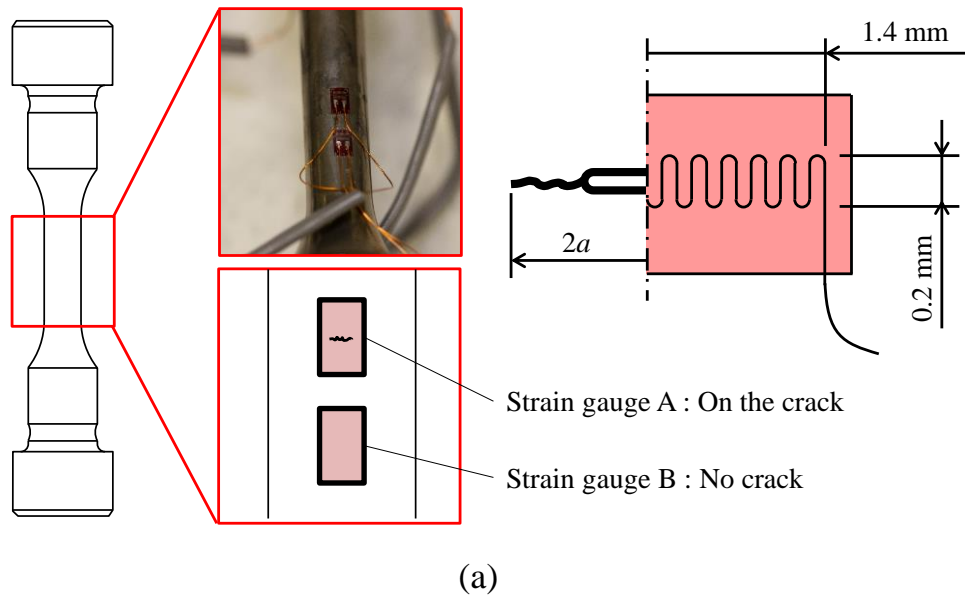


Fig. 4.8 Schematics of the strain measurement: (a) strain gauge attachment, (b) strain of the gauge A, (c) strain of the gauge B, (d) strain of the defect, (e) subtracted strain, (f) magnified subtracted strain.

4.4 軸受鋼の正負の応力比におけるき裂停留限界とき裂開閉口の評価

4.4.1 き裂停留限界に及ぼす正の応力比の影響

4点曲げ試験によって、疲労き裂進展曲線とそれぞれ対応する破面の観察結果を得た (Fig. 4.9). 応力比毎に 2 回ずつの試験を行い、 ΔK_{th} はおおよそ $3.0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \sim 3.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の値を得た. 破面の矢印は、 ΔK 漸減の開始時および終了時のき裂先端位置を示している. 高強度鋼においても低強度鋼、中強度鋼と同じく、応力比が大きくなるにつれて ΔK_{th} は減少し、き裂閉口の効果が失われるような高い応力比 (たとえば、 $R > 0.7$) では一定になることが報告されている [3, 24, 25]. こうした報告に反して、今回得られたき裂進展曲線において、明確な応力比の影響は認められなかった. この結果は、応力比が 0.1 から 0.5 までの範囲では、き裂進展速度とき裂進展下限界に及ぼすき裂閉口の影響が小さかったことを示唆している. 破面の漸減法を実施した領域には暗い部分が認められた. 応力比が大きくなるにつれて、暗い領域は目立たなくなる. 今回の試験における影響度合いは不明確であるが、き裂閉口の度合いに応じ、相対する破面が繰返し接触することで、摩耗と酸化によって暗い領域が発生したと考えられる.

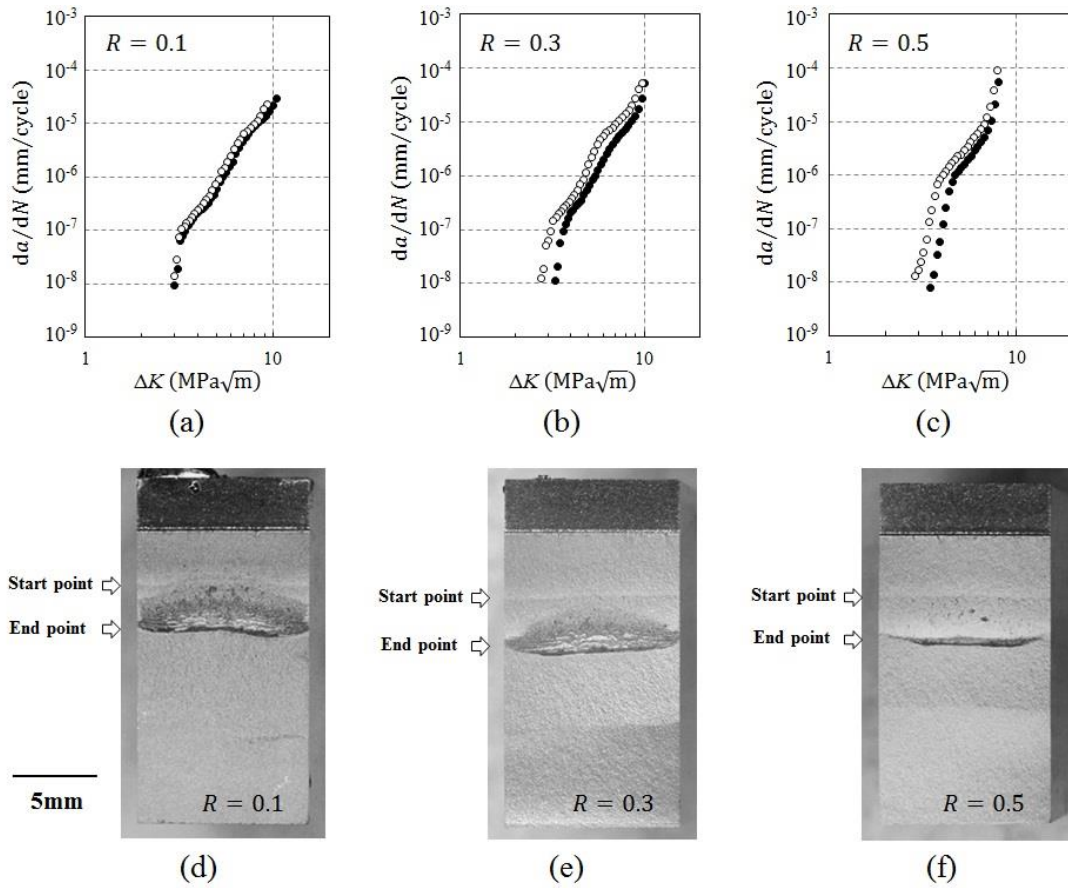


Fig. 4.9 Fatigue crack-growth curves and fracture surfaces: (a)(d) stress ratio, $R = 0.1$; (b)(e), $R = 0.3$; (c)(f), $R = 0.5$.

4.4.2 き裂停留限界とき裂開閉口に及ぼす負の応力比の影響

丸棒試験片の引張圧縮試験によって、応力比が-1 および-3 のき裂の進展限界における除荷過程の引き算ひずみ曲線を得た(Fig. 4.10 a b). この試験においては、 ΔK 漸減法によって丸棒試験片の表面に予き裂を導入した. 過去の研究[22]で得られた、応力比が-5 および-10 での除荷過程における引き算ひずみを並べて示す(Fig. 4.10 c d). 応力比が-5 および-10 の試験における予き裂は、荷重範囲 ΔP 一定条件で同一形状の丸棒試験片に導入された.

グラフの縦軸は、負荷応力である. グラフの横軸は、4.3.2 節において(Fig. 4.8)を用いて説明した引き算ひずみである. き裂閉口点以上の応力ではき裂が開いているため、き裂が閉じた状態と比較して応力変化に対する変位の応答が異なっている. その差が傾きの差となって現れるため、2本の直線の交わる折れ曲がり点が、き裂閉口点に該当する. 今回測定された曲線は、斜めの線と垂直な線が明瞭であり、き裂開閉口に伴う変形挙動の差を検知できていることが認められる. このような明瞭な線を得るためには、ひずみゲージの貼り付け位置をき裂中心に精確に貼付け、強固に接着することが重要である. 曲線の右横に示した短い線は、除荷過程中のき裂閉口の開始点を示している. 曲線の高応力領域の垂直線から、0.1%の偏差が生じたときの応力をき裂閉口応力 σ_{cl} と決定した.

停留き裂のサイズと形状を、破断面の SEM 観察によって測定した(Fig. 4.11). 測定結果をもとに、 $K_{max th}$, K_{cl} , および $\Delta K_{eff th}$ を計算した(Table 4.3). $K_{max th}$ は下限界最大応力拡大係数, K_{cl} はき裂閉口応力拡大係数, $\Delta K_{eff th}$ は下限界有効応力拡大係数範囲である. 下限界有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{eff th}$ はそれぞれ $2.8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ および $2.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であり、き裂閉口応力拡大係数 K_{cl} はそれぞれ $1.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ と $1.1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であった. 下限界有効応力拡大係数範囲は長いき裂で一定と考えられていることと、今回のおよそ同じ値であったことは一致している. 一方で、き裂閉口応力拡大係数は、応力比の違いによって差が認められた. このことは、き裂閉口が全くない状態と比較すると、応力比が-3 のときは疲労き裂進展しにくく、応力比が-1 のときにはさらに抵抗が強いことを示している. き裂進展抵抗に及ぼす応力比の影響は、次の第5章で傾向としてまとめを行い、破損限界の推定に用いる.

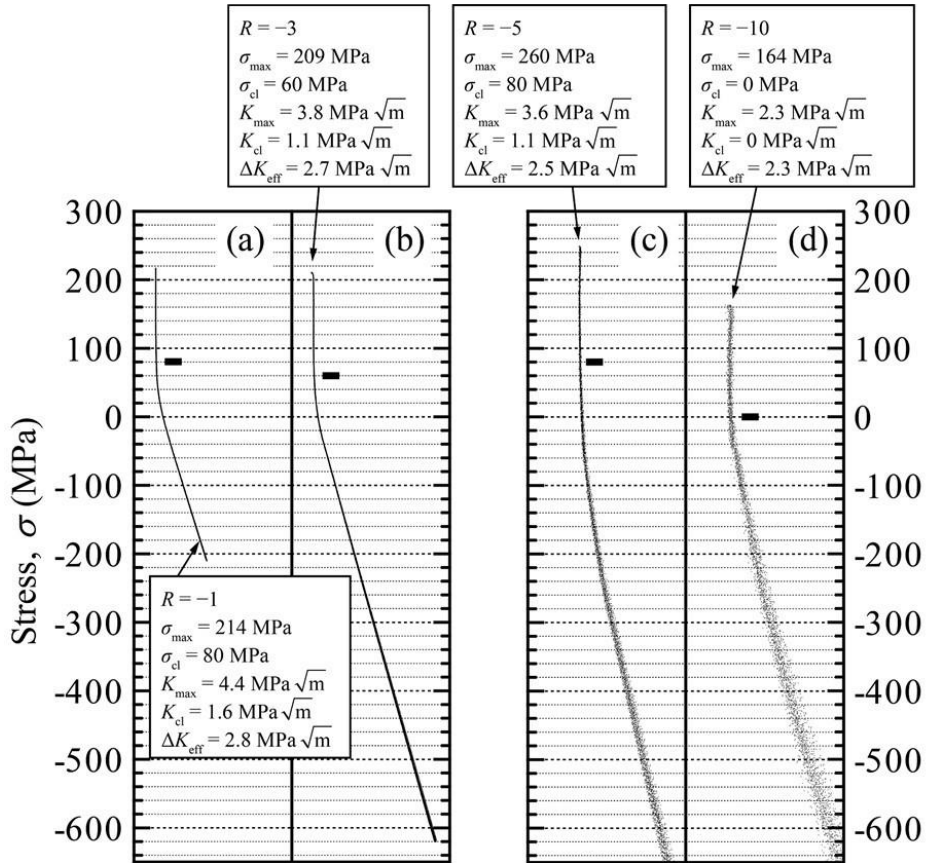
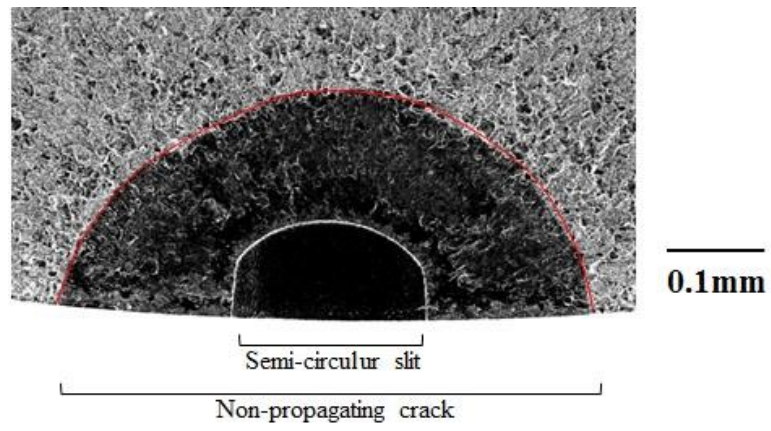
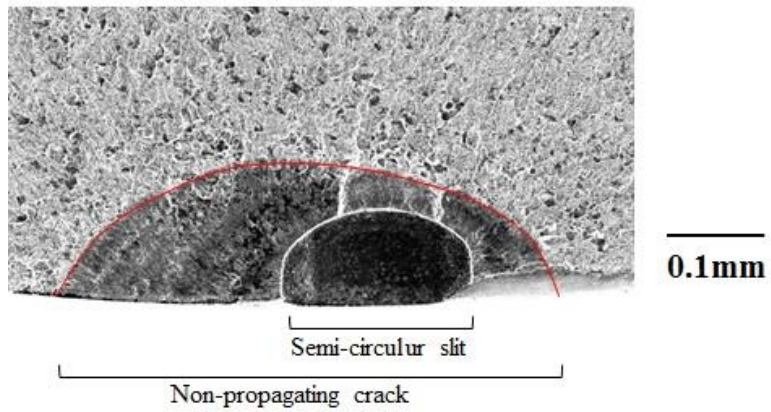


Fig. 4.10 Crack-closing behavior at stress ratios $R = -1, -3, -5$ and -10 .



(a)



(b)

Fig. 4.11 SEM images of a non-propagating cracks: (a) at stress ratios $R = -1$, (b) $R = -3$.

Table 4.3 Results of crack-closure measurement.

R	$2a$ μm	$\sqrt{\text{area}}$ μm	$\sigma_{\text{max th}}$ MPa	σ_{cl} MPa	$\Delta\sigma_{\text{eff th}}$ MPa	$K_{\text{max th}}$ MPa $\sqrt{\text{m}}$	K_{cl} MPa $\sqrt{\text{m}}$	$\Delta K_{\text{eff th}}$ MPa $\sqrt{\text{m}}$
-1	521	319	214	80	134	4.4	1.6	2.8
-3	508	245	209	60	149	3.8	1.1	2.7
-5	245	148	260	80	180	3.6	1.1	2.5
-10	288	151	164	0	164	2.3	0	2.3

4.5 第4章の結言

軸受鋼のき裂進展限界を、正の応力比から負の応力比まで広い範囲で評価するために、4点曲げ疲労試験と引張圧縮疲労試験を実施した。引張圧縮疲労試験では、負の応力比におけるき裂停留限界を詳細に理解するため、除荷弾性コンプライアンス法によるき裂開閉口測定を併せて実施した。その結果以下の知見を得た。

- (1) 4点曲げ試験を、応力比 0.1, 0.3, 0.5 の条件で行った。その結果、 ΔK_{th} はおおよそ $3.0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \sim 3.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の値を得た。高強度鋼であるにもかかわらず、破面には停留点付近で破面同士が接触した痕跡が認められ、き裂閉口が起こっていたことが示唆された。接触痕はいずれの応力比でも認められたが、0.1 で顕著であり 0.5 で軽微であった。
- (2) 引張圧縮疲労試験において、応力比-1 と-3 における漸減法試験で停留き裂を得た。停留き裂におけるき裂開閉口挙動を除荷弾性コンプライアンス法によって計測することで、下限界有効応力拡大係数範囲と、き裂閉口応力拡大係数を求めた。下限界有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{eff th}$ はそれぞれ $2.8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ および $2.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であり、き裂閉口応力拡大係数 K_{cl} はそれぞれ $1.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ と $1.1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であった。

この実験で得られたき裂進展限界の数値は、第5章における破損限界の検討に用いた。

第4章の参考文献

- (1) 西谷弘信, 高尾健一. "き裂閉口現象と疲労き裂伝ば挙動に及ぼす平均応力の影響." 日本機械学会論文集 42.359 (1976): 1964-1974.
- (2) Ritchie, R. O. "Near-threshold fatigue-crack propagation in steels." *International Metals Reviews* 24.1 (1979): 205-230.
- (3) 中井善一, 田中啓介, 川島理生司. "鉄鋼材料の疲労き裂伝ば下限界に及ぼす応力比の影響." 材料 33.371 (1984): 1045-1051.
- (4) 小林英男, 小川武史, 中村春夫, 中沢一. "SFV 3 鋼の疲労き裂閉口の実測と下限界特性の評価." 日本機械学会論文集 A 編 50.451 (1984): 309-319.
- (5) Ritchie, Robert O. "Mechanisms of fatigue-crack propagation in ductile and brittle solids." *International journal of Fracture* 100.1 (1999): 55-83.
- (6) Liaw, P. K., Lea, T. R., and Logsdon, W. A. "Near-threshold fatigue crack growth behavior in metals." *Acta Metallurgica* 31.10 (1983): 1581-1587.
- (7) 城野政弘, 宋智浩. "疲労き裂 - き裂閉口と進展速度推定法" 大阪大学出版会, 2005.
- (8) Beswick, J. M. "Fracture and fatigue crack propagation properties of hardened 52100 steel." *Metallurgical Transactions A* 20.10 (1989): 1961-1973.
- (9) 森要, 榎本正浩, 吉成宏巳. "軸受鋼の疲労き裂進展挙動におよぼす微視組織の影響." 学術講演会講演論文集 43 (1994): 17-18.
- (10) 酒井達雄, 佐藤陽介, 小熊規泰. "高炭素クロム軸受鋼の長寿命軸荷重疲労特性に関する研究." 日本機械学会論文集 A 編 67.664 (2001): 1980-1987.
- (11) Kondo, Y., Sakae, C., Kubota, M., and Kudou, T. "The effect of material hardness and mean stress on the fatigue limit of steels containing small defects." *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 26.8 (2003): 675-682.
- (12) Bhadeshia, H. K. D. H. "Steels for bearings." *Progress in materials Science* 57.2 (2012): 268-435.
- (13) 田中紘一. "鋼の疲れき裂伝ば特性と下限界値 ΔK_{th} ." 鉄と鋼 67.2 (1980): 245-261.
- (14) "ASTM E647 Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates," ASTM International. (2014).
- (15) "DD186 Determination of threshold stress intensity factors and fatigue crack growth rates in metallic materials," BSI publications. (1991).
- (16) Jeong, S., Park, D. H., Kim, H. S., Shin, S. B., and Park, T. J. "A study on reduction of pre-crack deviation in CTOD specimen using reverse bending method." *Journal of Welding and Joining* 33.2 (2015): 62-68.
- (17) 国尾武. "破壊力学実験法" 大阪朝倉書店, 1984.
- (18) 長村光造, 中村藤伸. "電気抵抗-測定法とその応用." 軽金属 33.1 (1983): 55-64.
- (19) 市川昌弘, 秋田敏, 高松徹, 松村隆, 佐藤守夫, 西島敏. "直流電位差法による疲労き裂伝ば速度の信頼性工学的研究." 材料 37.420 (1988): 1010-1016.

- (20) 市川昌弘, 高松徹, 松村隆, 鈴木直之, 西島敏. "直流電位差法による疲労き裂伝ば速度の統計的実験と確率モデルの検討." 材料 40.450 (1991): 283-288.
- (21) Murakami, Yukitaka. Metal fatigue: effects of small defects and nonmetallic inclusions. Academic Press, 2019.
- (22) Wada, K., Abass, A., Okazaki, S., Fukushima, Y., Matsunaga, H., and Tsuzaki, K. "Fatigue Crack Threshold of Bearing Steel at a Very Low Stress Ratio." Procedia Structural Integrity 7 (2017): 391-398.
- (23) Elber, Wolf. "The significance of fatigue crack closure." Damage tolerance in aircraft structures. ASTM International, 1971.
- (24) Ritchie, Robert O. "Near-threshold fatigue crack propagation in ultra-high strength steel: influence of load ratio and cyclic strength." (1976).
- (25) 菊川真, 城野政弘, 近藤良之. "疲労き裂進展下限界条件試験法に対する検討." 材料 30.330 (1981): 276-282.

第5章 転がり軸受の疲労割れ限界を示す破壊力学に基づいた破損マップの提案

5.1 緒言

転がり軸受の疲労の研究は、使用寿命の延長あるいは小形化を目指してはく離を中心に行われてきている。一方で近年の使用環境の変化からは、重大損傷を未然に防ぐという観点から、疲労による割れを防止することも重要であると考えられる。破損の起点で分類した転がり軸受の割れの中で、反軌道面やつば部の逃げ溝が起点となって疲労で割れる現象については、比較的容易に応力計算が可能であり、通常疲労限設計によって破損を防止することが可能である。しかしながら、軌道面を起点とする割れについては、転がり接触の繰返し応力とはめ合い条件による静的な応力が重なり合って作用し、また軌道面には不可避的にはく離が発生して応力集中源として働くリスクが常にあるため、破損限界を決定するのは容易ではなかった。

過去の研究事例として Kim らは、破壊力学に基づく応力解析を行い、軸受にサイズと使用条件に対し、破損の発生の有無、破損が割れとはく離のどちらになるかを見分ける『Failure map』を提案した[1]。しかしながら Kim らの研究については、転がり軸受の軌道面の欠陥形状の影響や、軸受鋼のき裂進展抵抗に及ぼす応力比の影響を考慮することで、精度向上の余地がある。

そこで本章では、第2章から第4章までの取り組みを総合し、転がり軸受の疲労割れを表す破壊力学的なモデルの提案を目指す。第2章では軸受の割れ試験法を提案し、欠陥とはめ合いを変えることで、割れに至る試験結果と破損しなかった試験結果を得た。第3章では軸受試験の応力解析を実施し、軸受試験におけるき裂進展は開口型が支配的であることを示し、軸受試験条件を応力拡大係数と応力比の組み合わせで一般的に表した。第4章では、軸受鋼のき裂進展限界を正の応力比から負の応力比まで広い範囲で実測した。同時に負の応力比においてはき裂閉口を精密に測定した。

本章では、まず第4章の結果をもとに、適切な形で破損限界基準を式で表す。続いて第2章の軸受試験結果を第3章で一般的に表したパラメータでマップ上にプロットする。プロットを破損限界基準の線と比較することで、求めた破損限界基準線と現実の破損が一致するかどうかを考察する。以上を通じて、転がり軸受の軌道面から疲労破損限界を力学的に一般的な形で示すことを目指す。

5.2 き裂開閉口を考慮した軸受鋼のき裂進展限界

第4章で測定した K_{cl} と ΔK_{effth} の $(1-R)$ に対する傾向を、過去の研究で得られた応力比 -5 と -10 の結果と合わせて図に示す(Fig. 5.1). K_{cl} は、 $(1-R)$ の増加に対して線形に減少する傾向であった. 最小二乗法によって近似式を求めた(Fig. 5.1 a). また、 ΔK_{effth} だけではなく、4点曲げ試験から得られた ΔK_{th} についても、それぞれの応力比で2回ずつ試験した値の平均を同じ図上にプロットした(Fig. 5.1 b).

今回測定された ΔK_{effth} は、 $(1-R)$ に対してわずかに減少する傾向がある(Fig. 5.1 b). しかしながら、長いき裂において ΔK_{effth} は材料定数であると考えられている[2]. したがって、以下の説明では、このわずかな ΔK_{effth} の変動は考慮せず、測定点の平均値 $\Delta K_{effth} = 2.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ を材料定数として以下の議論に用いる.

K_{cl} の値は次の式で表すことができる(Fig. 5.1 a).

$$K_{cl} = -0.17(1 - R) + 2.0 \text{ (MPa}\sqrt{\text{m}}) \quad (5.1)$$

また有効応力拡大係数範囲の定義に基づいて、 ΔK_{eff} は次の式で表すことができる[3].

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{cl} \quad (K_{min} \leq K_{cl} \text{ の場合}) \quad (5.2)$$

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{min} \quad (K_{min} > K_{cl} \text{ の場合}) \quad (5.3)$$

これらの式を用いて、次の節では破損限界の図示を試みる.

今回測定された ΔK_{effth} の、 $(1-R)$ に対するわずかな減少傾向を示している(Fig. 5.1 b). この減少傾向の理由の1つの可能性として、き裂先端の逆降伏の影響が考えられる. 逆降伏は、過大な引張応力が付加された後などにき裂先端で発生し、残留応力を発生させることによってき裂開口点を移動させ、その後のき裂進展に影響を与える[4, 5]. 可能性として考えられるプロセスを、模式図を使って説明する. 最初に引張応力が作用した際に、き裂先端の塑性変形領域が発生する(Fig. 5.2 a). 続いて応力が除かれると、塑性変形した領域には局所的な圧縮の残留応力が発生する(Fig. 5.2 b). 次に一定以上に強い圧縮応力が負荷されると、応力集中が発生しなかったとしても、き裂先端の残留応力によって逆方向の降伏が発生する(Fig. 5.2 c). これにより局所的な圧縮応力は緩和されるため、続く引張応力の負荷ではき裂がより進展しやすい方向となる. 結果としてき裂進展限界を低下させる可能性がある. しかしながら局所的な降伏現象は、ひずみゲージによる測定では検出できないため、この仮説の検証は今後の課題である.

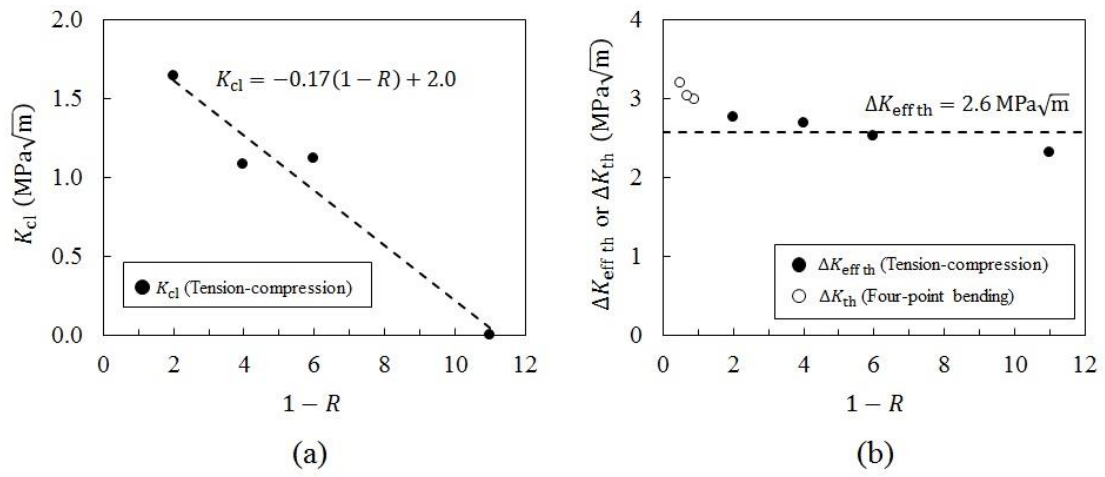


Fig. 5.1 Results of material tests: (a) K_{cl} , via the tension-compression test; (b) $\Delta K_{eff\ th}$, obtained using the tension-compression test and average values of ΔK_{th} , acquired with the four-point bending test.

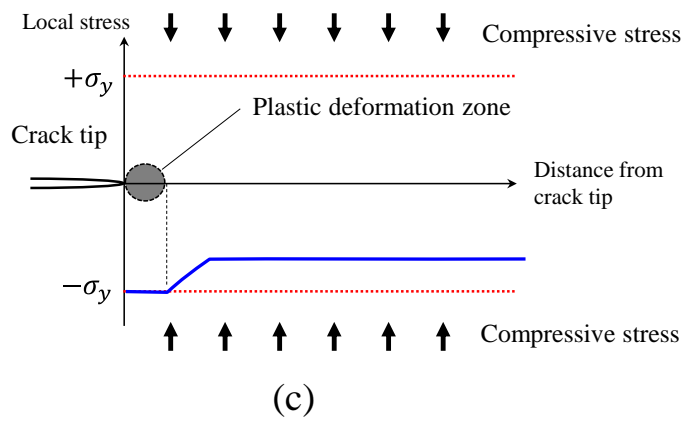
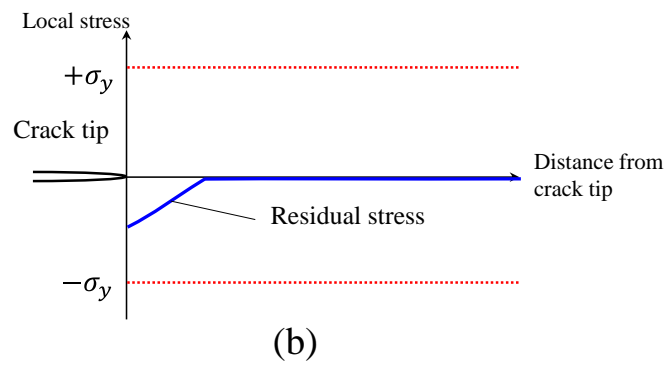
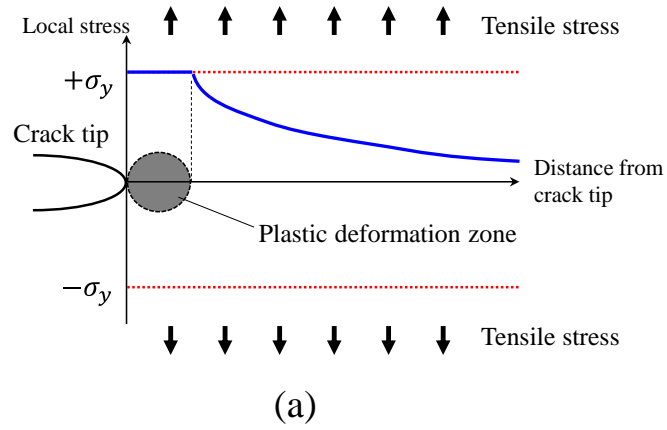


Fig. 5.2 Schematics of the local stress distribution: (a) tensile load, (b) zero load, (c) compressive load.

5.3 き裂進展限界と軸受割れ試験結果の比較

本研究では転がり軸受の疲労による割れの発生限界を明らかにすることを目的としているが、その破壊プロセスは、以下のように要約することができる。

繰返しの転がり接触応力により、軌道面にははく離が発生する。はく離はそれ自体欠陥として働き応力集中が発生する。Fitting-gapによって外輪に曲げ応力が存在する場合、軌道面表面の繰返し応力には、バイアスとして引張応力が重畳する。繰返し応力の条件が、き裂進展限界を超えると、破壊が開始し、転がり軸受の疲労割れへと至る。

本節では、これまでに述べた計算結果、実験結果を組み合わせ、欠陥の影響を受ける転がり軸受について、力学に基づいた『破損マップ』を描くための、強度基準を提案する。

き裂成長の閾値に注目すると、式(5.2)および(5.3)は次のように書き直すことができる。

$$K_{\max th} = \Delta K_{\text{eff th}} + K_{cl} \quad (K_{\min th} \leq K_{cl} \text{の場合}) \quad (5.4)$$

$$K_{\max th} = \Delta K_{\text{eff th}} + K_{\min th} \quad (K_{\min th} > K_{cl} \text{の場合}) \quad (5.5)$$

第4章に示したように、き裂閉口現象は、比較的低い応力比において、き裂進展限界に大きく影響する。 $K_{\min} \leq K_{cl}$ の場合、式(5.1)と、測定された $\Delta K_{\text{eff th}} = 2.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ を式(5.4)に代入することで、 $K_{\max th}$ を次の式で表すことができる。

$$K_{\max th} = -0.17(1 - R) + 4.6 \quad (K_{\min th} \leq K_{cl} \text{の場合}) \quad (5.6)$$

一方で、比較的高い応力比（たとえば、 $R > 0.7$ ）では、き裂閉口は、き裂成長限界にはほとんど影響を与えない[6]。そこで、 $K_{\min th} > K_{cl}$ の場合には、 $R \cdot K_{\max th} = K_{\min th}$ という関係を考慮すると、式(5.5)を次のように書き直すことができる。

$$K_{\max th} = \frac{2.6}{1-R} \quad (K_{\min th} > K_{cl} \text{の場合}) \quad (5.7)$$

以上より、縦軸を $K_{\max th}$ 、横軸は $(1-R)$ として、その上に転がり軸受試験の結果をプロットすることができる(Fig. 5.3)。転がり軸受試験結果をプロットする座標は、第2章のFEM分析によって求めた初期の最大応力拡大係数 $K_{\max \text{ initial}}$ および初期の応力比 R_{initial} に基づいている(Table 3.2)。式(5.6)および(5.7)で表される閾値の基準線も、同時に図示した。さらに、静的荷重に対する破損限界として、破壊靱性 K_{IC} を図示した。破壊靱性の値には、報告されている範囲の下限を用いた。下限値は、焼入れされた軸受鋼の長いき裂に対して $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ と報告されている[7]。

軸受試験におけるすべての破損した結果は、 $K_{\max th}$ 線を超える領域にプロットされた。一方で、破損しなかったほとんどの結果は、線を下回るハッチで示した領域にプロットされた。 $K_{\max th}$ 線よりも上にプロットされたのは、アスタリスクで示した1点のみであ

る。破損すると予測される領域で破損しなかった理由として、高強度鋼のき裂発生限界が、き裂進展限界よりも大きい場合があることが考えられる[8]。本研究の軸受試験の疲労限度は、材料試験で評価されたき裂進展限界ではなく、初期欠陥底におけるき裂発生限界によって実際は決定されている。き裂発生限界の方が進展限界より高ければ、このような過小評価が発生する可能性がある。このような予測誤差の可能性は残しているものの、欠陥に起因する転がり軸受の疲労限度は、き裂が存在すると仮定し、き裂成長限界を基準とすることで、安全側の評価が実現するはずである。

ここまでの議論は、軸受の外輪の試験をもとに行ってきた。一方で、内輪や転動体においても、転がり接触疲労とはめ合い応力等の平均応力を同時に受けることは同じであり、これらが割れに至る限界も同様に予測できる可能性がある。予測可能性を確認するためには、制御された欠陥を有する内輪あるいは転動体の応力状態の計算と系統的な試験が必要と考えられる。一方で破損の閾値となるき裂進展抵抗は、同様の熱処理を施した軸受鋼であれば、今回の材料試験結果を適用可能と考えられる。

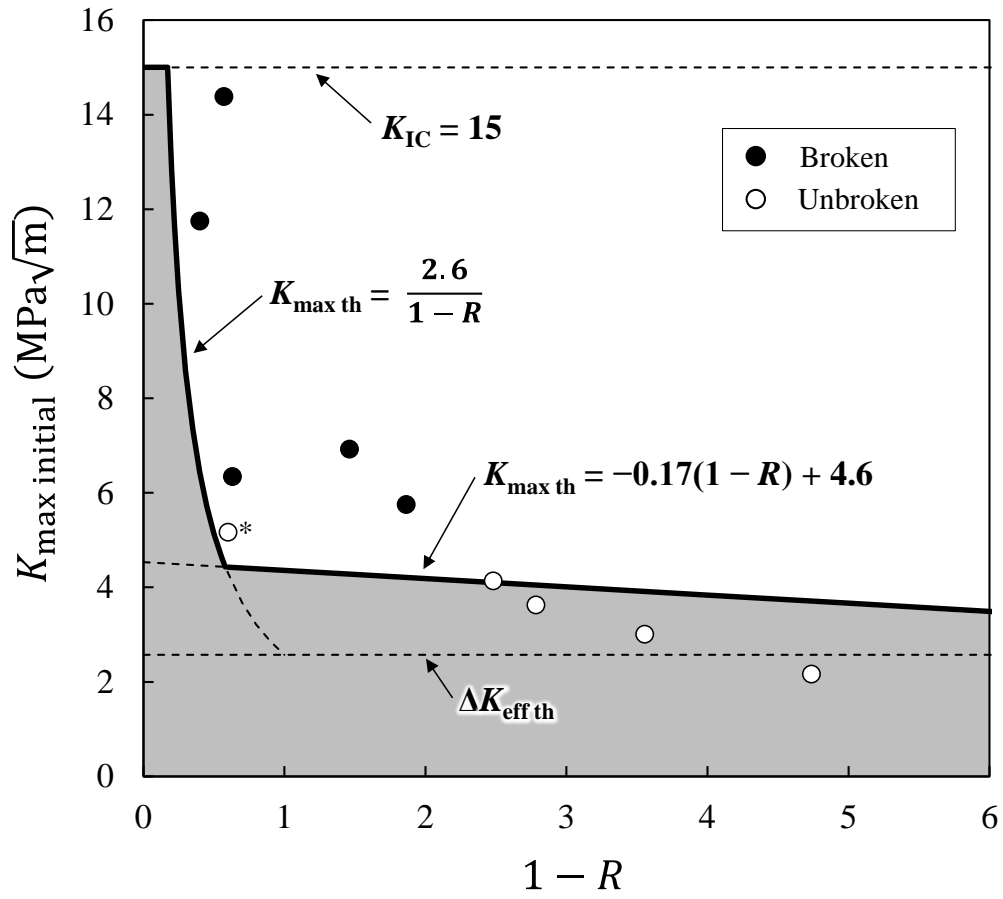


Fig. 5.3 Results of the bearing fracture-test, in comparison with the maximum stress intensity factor at threshold and fracture toughness.

5.4 割れ限界を浸炭材料へ拡張する場合の問題点の検討

前節までに、最も一般的な軸受鋼を用いた転がり軸受が、はく離から割れに至る力学的な限界を明らかにした。この基準を浸炭材料へ適用拡大できれば、さらに実用性が向上すると考えられる。そこで浸炭軸受に適用するための重要な点を知るため、本節では計算による検討を行う。

過去の平川らによる研究では[9]、いくつかの材料が試験されている。その中で浸炭鋼の試験結果を本研究の方法に従って計算する。文献によると、試験は JIS-NU216 円筒コロ軸受の内輪で実施され、軸受試験条件は軸受荷重 19600 N、回転速度は 1800 min^{-1} であった。供試材は開発浸炭鋼と報告されており、熱処理は浸炭窒化、表面の硬さは HRC 61(= 720 HV)と、本研究における軸受鋼と表面において同等の強度であった。表面の残留応力は $-250 \sim -300 \text{ MPa}$ 程度と報告されている。試験結果の図から、破損しなかった試験の中で最もはめ合い応力が高い(310 MPa)条件と、き裂進展が見られた中で最もはめ合い応力が低い(330 MPa)条件をピックアップした。

文献から読み取った試験条件と、軸受諸元をもとに、コロが欠陥直上に位置する場合の応力を計算した。結果を(Fig. 5.4 a)に示す。図の中に、接触応力によって発生する周方向の圧縮応力 σ_x 、材料自体の残留応力 σ_R 、取り上げた条件それぞれのはめ合い応力 σ_{Hoop} を示す。また文献に記載されていた初期き裂のサイズの模式図も図中に示す(Fig. 5.4 b)。実際のはめ合い応力は深さ方向に分布を有するが、外輪の曲げ応力と異なり分布は緩やかであるため一定値と仮定した。コロが欠陥の真上に位置する場合、接触応力、残留応力、はめ合い応力の平均応力を考慮する必要がある。3.2.1 節では FEM を用いて欠陥周辺の応力分布を求めた。今回ははめ合い応力を一定として仮定したので、接触応力、残留応力、はめ合い応力の合計の平均値から、内輪の初期き裂の最小応力拡大係数 $K_{min \text{ initial}}$ を求めた。コロが欠陥から離れた位置にある場合は、主として残留応力とはめ合い応力を考慮すればよいと思われる。そこで、残留応力、はめ合い応力の合計の平均値から、内輪の初期き裂の最大応力拡大係数 $K_{max \text{ initial}}$ を求めた。応力拡大係数の計算結果を(Table 5.1)に示す。各々の試験における初期き裂のサイズは文献に記録されていなかったため、(Fig. 5.4 b)に示された範囲の上限と下限で計算を行った。330 MPa 条件と 310 MPa 条件では、そのはめ合い応力の差は 1 割にも満たない。しかしながら、 $K_{max \text{ initial}}$ および R_{initial} としては明確な差があることが分かる。

この計算結果を、軸受鋼に対して確立された破損マップ上にプロットした(Fig. 5.5)。当然ながら、材料が異なるため、厳密な比較には意味がないことに留意したうえで、傾向を確認する。まず、310 MPa 条件のプロットは、初期き裂寸法の上限下限ともに破損しない領域にプロットされた。330 MPa 条件の計算結果も同じく破損しない領域にプロットされたものの、310 MPa 条件より破損する領域に近い位置であり、右上ほど破損する条件となるマップの傾向とは一致していた。本材料のき裂進展抵抗を精密に測定する

ことで、破損限界と試験結果が一致する可能性がある。すなわち、330 MPa 条件の $K_{\max \text{ initial}}$ は $3.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \sim 4.1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であり、これは $\Delta K_{\text{eff th}}$ より大きい値である。よって、材料のき裂閉口量次第では、破損する領域となる可能性が考えられる。

貫通焼入れの軸受鋼を、表面硬化鋼に置き換えることによる割れにくさの向上は、経験的には理解されているものの、そのメカニズムはそれほど明確ではなかった。今回の計算から、浸炭軸受の表面に発生している圧縮の残留応力が、転がり軸受の疲労強度の向上に有効であることが明らかとなった。また今回の検討は、浸炭材料において表面からの炭素拡散の影響を受けないために比較的高靱性な内部の強度を一切考慮しなかったが、ある程度実験結果と対応する強度検討が可能であった。つまり、浸炭した材料のき裂進展抵抗を考える上で重要なのは、主として表面層であることが分かった。

今回の計算はあくまで応力の平均値に基づいた概算ではあるが、軸受鋼よりも浸炭鋼の表面自体のき裂進展限界は低い傾向が示された。その理由を考える。浸炭熱処理を貫通熱処理と比較すると、表面の炭素濃度分布、旧オーステナイト粒径、マルテンサイトの下部組織、炭化物等の析出物のサイズ・分布・形状、クロム等の炭化物に固溶しやすい元素の濃度分布、残留応力が、熱処理条件と素材の合金成分によってより大きく変化する[7, 10]。よって、浸炭材料のき裂進展抵抗を評価して本研究の破損限界の適用範囲を拡張するためには、上記のような成分、微細組織、残留応力の影響を考慮するべきと考えられる。

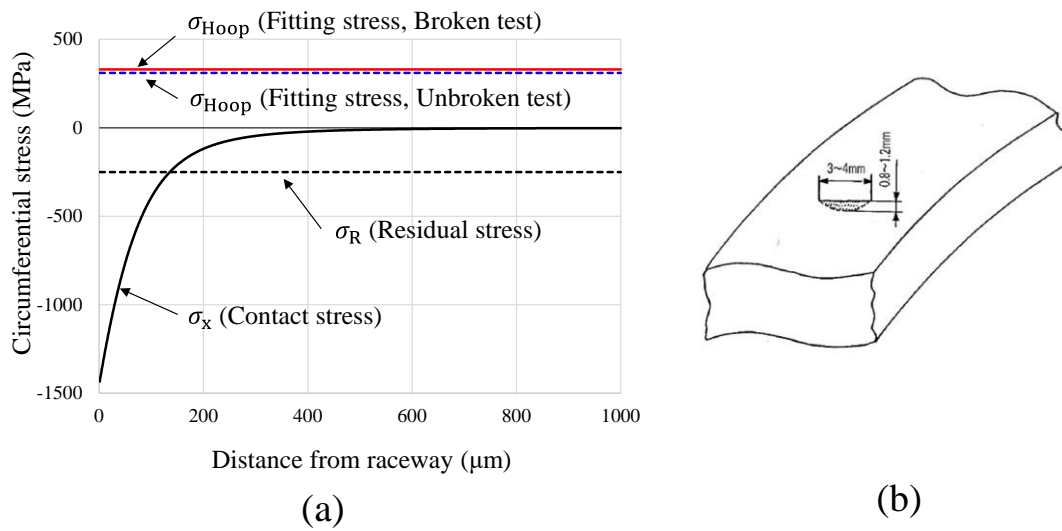


Fig. 5.4 Results of stress calculation in JIS-NU216: (a) the circumferential stress distribution against the distance from raceway, (b) shape and dimension of the pre-crack [9].

Table 5.1 Results of SIF calculation in JIS-NU216.

σ_{Hoop} MPa	$K_{max\ initial}$		$R_{initial}$	Test Result
	Lower limit MPa \sqrt{m}	Upper limit MPa \sqrt{m}		
310	2.6	3.0	-1.0	Unbroken
330	3.4	4.1	-0.5	Broken *

*The specimens were judged to be broken since a crack was found to be propagated after the test.

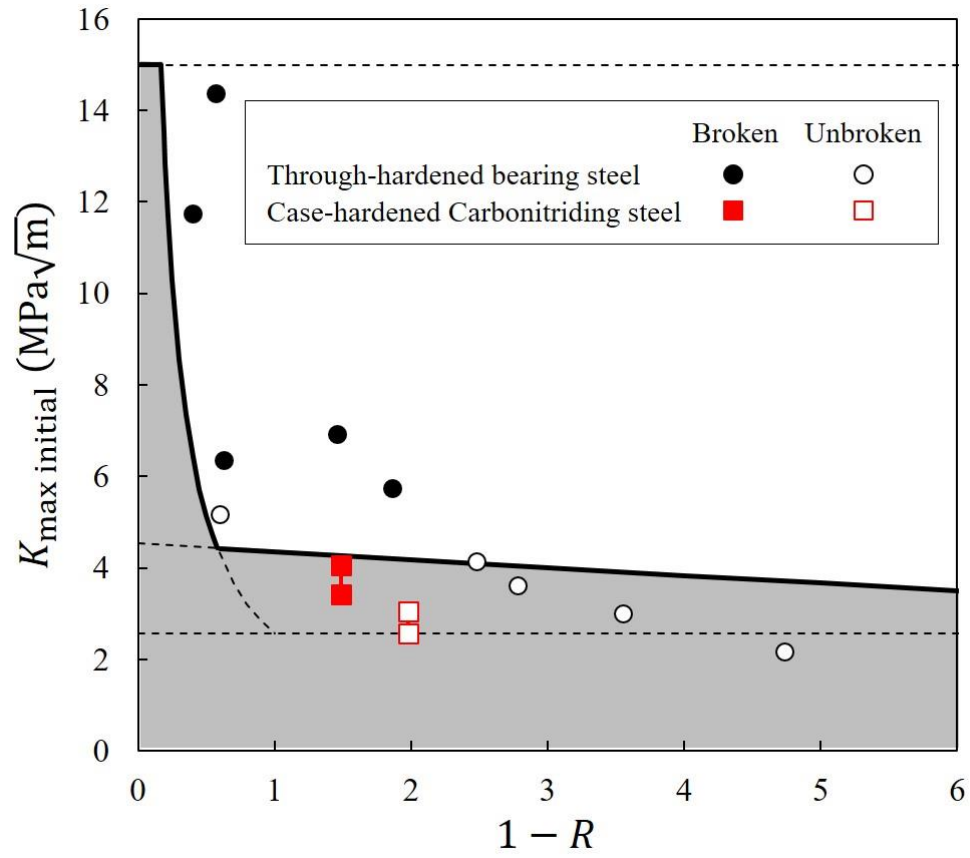


Fig. 5.5 Results of bearing test in JIS-NU216 compared with the failure map of bearing steel.

5.5 第5章の結言

有効応力拡大係数の定義の式に第4章で実測した材料試験結果を代入することで、き裂閉口の有無によって場合分けされた破損限界の基準を得た。第2章の軸受試験結果を、第3章で行った応力解析から得た初期の応力比 R_{initial} に対する初期の最大応力拡大係数 $K_{\text{max initial}}$ として図上にプロットした。破損限界基準と軸受試験結果を1つの図上で比較した。その結果以下の知見を得た。

- (1) 破損基準を式で表し、図上に示すことによって、転がり軸受の疲労割れ限界を予測する『破損マップ』を作成した。転がり軸受の重大な破損を防止するためのベースとなる考え方を提供することができた。
- (2) 第4章の材料強度試験結果の平均値から、軸受鋼の下限界有効応力拡大係数範囲は、 $\Delta K_{\text{eff th}} = 2.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ と求められた。またき裂閉口量は最小二乗法によって、 $K_{\text{cl}} = -0.17(1 - R) + 2.0 \text{ (MPa}\sqrt{\text{m}})$ という近似式で表した。
- (3) 下限界有効応力拡大係数範囲は、 $(1 - R)$ に対して若干低下する傾向であった。これ傾向の要因としては、極めて低い応力比における逆降伏の影響の可能性が考えられることを示した。
- (4) 材料強度試験結果および、有効応力拡大係数範囲の定義式より、軸受鋼がモード I き裂進展で破損する限界は、

$$K_{\text{max th}} = -0.17(1 - R) + 4.6 \quad (K_{\text{min th}} \leq K_{\text{cl}} \text{ の場合})$$

$$K_{\text{max th}} = \frac{2.6}{1 - R} \quad (K_{\text{min th}} > K_{\text{cl}} \text{ の場合})$$

と、場合分けされた式で表されることを示した。

- (5) 2通りの破損限界をマップ上に示し、軸受割れ再現試験結果と比較したところ、良い一致を示した。1点だけ、破損するはずの領域で破損しなかった点が認められた。これは安全側の予測である。理由として、き裂進展限界よりき裂発生限界が高かったことにより、はく離を模擬した欠陥からはき裂が生じなかった可能性を考察した。
- (6) 以上の破壊基準は、外輪について検討し作成したものである。一方で、内輪や転動体も転がり接触疲労とはめ合いによる平均応力が同時に作用することは同じであり、同様の破損限界が適用できる可能性がある。これを確認するには、欠陥を有する内輪や転動体の応力状態を検討する必要があることを示した。
- (7) 本研究の破損基準の適用範囲を浸炭軸受に拡張するためには、成分および熱処理の影響で変化する微細組織や残留応力などを考慮に入れて、き裂進展抵抗を評価する必要があることを示した。

第 5 章の参考文献

- (1) Kim, T. H., Olver, A. V., and Pearson, P. K. "Fatigue and fracture mechanisms in large rolling element bearings." *Tribology transactions* 44.4 (2001): 583-590.
- (2) Liaw, P. K., Lea, T. R., and Logsdon, W. A. "Near-threshold fatigue crack growth behavior in metals." *Acta Metallurgica* 31.10 (1983): 1581-1587.
- (3) Ritchie, Robert O. "Mechanisms of fatigue-crack propagation in ductile and brittle solids." *International journal of Fracture* 100.1 (1999): 55-83.
- (4) 真壁朝敏, 宮崎達二郎, 屋富祖建樹. "単一過大荷重負荷後の疲労き裂伝ばに及ぼすき裂先端の塑性域について." *圧力技術* 42.6 (2004): 318-327.
- (5) 北條恵司, 高橋宏治, 臺康, 安藤柱. "過大荷重によるき裂材の疲労 ΔK_{th} 向上に関する研究: 第 1 報: 応力比(S)依存性の実験的検討." *M&M 材料力学カンファレンス 2010*. 一般社団法人 日本機械学会, 2010.
- (6) Ritchie, Robert O. "Near-threshold fatigue crack propagation in ultra-high strength steel: influence of load ratio and cyclic strength." (1976).
- (7) Bhadeshia, H. K. D. H. "Steels for bearings." *Progress in materials Science* 57.2 (2012): 268-435.
- (8) Wada, K., Abass, A., Okazaki, S., Fukushima, Y., Matsunaga, H., and Tsuzaki, K. "Fatigue Crack Threshold of Bearing Steel at a Very Low Stress Ratio." *Procedia Structural Integrity* 7 (2017): 391-398.
- (9) 平川清, 池田憲文, 沖田滋, 木内昭広. "転がり接触下における内輪疲労割れ特性について." *NSK Technical Journal* 658 (1994): 1.
- (10) Watanuki, D., Li, H., Bowen, P. "Effect of microstructure on the fatigue crack growth behaviour in low carbon steel." *23rd IFHTSE Congress*. ASM International, 2016.

第6章 総括

近年、産業機械、移動機械など社会を支える様々な機械を取り巻く環境は大きく変わってきている。製造プロセスにおいては、コストを抑えて環境負荷を低減するために、新規熱処理が適用され、あるいは合金元素の削減が志向される。このことは、従来の経験の延長線上では耐割れ性を管理できず、定量的な強度基準が必要とされていることを意味している。使用環境においては、より軽く、より過酷な環境での使用を求める従来からのニーズに加えて、無人運転化、自動運転化が強く推し進められてきている。それによって従来ならば軽微な損傷で済んでいたトラブルも、損傷発生を検知できないままに、あるいは検知する時間もないほど急速に、重大な損傷へと発展するリスクが増大してきている。

転がり軸受において、従来最も注目されてきたのは転がり疲労による軌道面のはく離現象であった。しかしながら上記のような背景から、損傷がはく離にとどまることなく、割れに発展して致命的な機械故障をもたらすリスクに留意せねばならない。しかしながら、転がり軸受が軌道面から割れる現象は、いくつかの理由から定量的に解明されてこなかった。1つ目の理由は、軌道面に発生する複雑な応力である。はめ合いに起因する平均応力だけではなく、転がり疲れによる繰返し応力が作用する。さらに、はく離を想定した場合には、はく離を欠陥ととらえて、欠陥への応力集中を解析的に定量化することが必要である。2つ目の理由は、破損の閾値となる材料強度を精度よく把握することである。この場合の材料強度とは、疲労き裂進展抵抗のことを考えている。軸受鋼は一般的な材料であるため、き裂進展抵抗においてもいくつかの研究事例があった。しかしながら、軌道面には基本的に転がり接触による圧縮応力が作用しているため、従来広く測定されてきた正の応力比だけではなく、負の応力比にまで範囲を広げて材料強度を計測する必要がある。応力比の影響は幾通りものメカニズムが考えられるが、き裂開口挙動を通じて、き裂進展抵抗に影響する部分が多いと推測される。そこで、応力比の影響を定量的に把握するには、き裂閉口量を測定する必要があると考えられるが、負の応力比でこの試験を行うことはそれほど容易ではない。3つ目は、これらを総合して物理的モデルを構築することである。過去の研究でも、転がり軸受のき裂進展を説明するいくつかのモデルが提案されてきた。今回必要とされるのは、はく離を有する軸受への応力集中と、精密に計測された材料強度を比較できるモデルである。そしてそのモデルを検証するための再現試験を行う必要がある。

本研究において得られた知見を以下に列挙する。

第1章では、転がり軸受を取り巻く環境と、転がり軸受の疲労破壊に関する近年の研究例をまとめ、転がり軸受が割れる限界を定量的に解明する必要があることを述べた。そして、従来の研究では残されていた課題を指摘し、本研究の目的と概要を述べた。

第2章では、転がり軸受の割れをモデル化するために、転がり軸受がはく離を起点として割れる現象を再現する試験方法を提案した。この方法では、JIS-NU206 円筒コロ軸受の外輪軌道面に、はく離を模擬した深さ 0.05 mm ~ 1.8 mm の半円スリットと貫通スリットを設けた。さらに外輪外径とハウジング内径の隙間の半径分である Fitting-gap を変えることで、外輪負荷圏に発生する平均応力を制御した。欠陥と Fitting-gap が異なる 10 通りの条件で試験を行い、5 個の破損した結果と 5 個の破損しなかった結果を得た。その過程で以下の知見を得た。

- (1) はく離からのき裂を模擬する人工欠陥（半円スリット，貫通スリット）を形成した外輪を用い，軸受をハウジングに取り付けるすきまを制御することで，転がり軸受の割れを再現することができた。
- (2) 破損する場合と破損しない場合の軸受試験結果を得た。欠陥が深い，または Fitting-gap が大きいと，より割れやすい傾向であった。
- (3) 半円スリットからはラジアル方向にまっすぐき裂が発生，進展したのに対し，貫通スリットからはラジアル方向に対して斜めにき裂が発生，進展した。
- (4) FEM による応力解析から，貫通スリットの欠陥底に発生する応力振幅と応力比はなだらかな分布を有し，応力振幅 $\pm 40^\circ$ 位置で最大となることが分かった。
- (5) 引張応力が広く分布していることから，本再現試験においては，モード I き裂進展が支配的であると推測された。

第3章では、FEM による計算を通じ、はく離を模擬した欠陥を有する軸受のリングに発生する応力を明らかにした。計算対象は、第2章の再現試験を行ったのと同じ JIS-NU206 円筒コロ軸受であった。欠陥深さを変えた計算，再現試験の 10 条件それぞれの計算，および，特定の試験条件におけるコロの位置を細かく変えた計算を行い，転がり軸受がはく離から割れる現象を詳細に理解することを目指した。また，モード I き裂進展で定量化できるかどうかを重ねて検証し，いわゆる微小き裂問題が介在するについても評価した。その過程で以下の知見が得られた。

- (1) 軸受試験における初期の応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{initial}}$ と初期の応力比 R_{initial} は，それぞれ $3.1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \sim 10.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ，および， $-3.7 \sim 0.6$ の範囲であった。
- (2) コロの位置を細かく変えた応力計算から，今回の軸試験におけるき裂進展は，せん断型ではなく開口型のモード I き裂進展が支配的であることが分かった。
- (3) 貫通欠陥の深さを变化させた計算から，応力拡大係数範囲と応力比が，Fitting-gap とき裂長さに依存して複雑に変化することが示された。
- (4) 欠陥寸法の検討から，はく離からの割れ問題は長いき裂の問題として取り扱えることが分かった。

第4章では、軸受鋼の正負の応力比におけるき裂進展抵抗測定と、き裂開閉口測定を行った。従来こうした精密な挙動を軸受鋼において系統的に計測した事例は無く、今後軸受鋼の破損限界を考察する場合の基礎的な知見と考えられる。正の応力比におけるき

裂進展抵抗は、矩形試験片の4点曲げ試験によって測定し、負の応力比におけるき裂進展抵抗は円柱試験片の一方向引張圧縮試験片によって測定した。その過程で以下の知見が得られた。

- (1) 4点曲げ試験により正の応力比におけるき裂進展速度測定した。応力比0.1, および0.3の破面観察からは、明らかなき裂閉口が示唆された。一方で、応力比0.5でのき裂閉口の有無は不明確であった。
- (2) 引張圧縮疲労試験において、応力比-1と-3における下限有効応力拡大係数範囲とき裂閉口点を測定した。負の応力比における、軸受鋼のき裂停留限界が明らかになった。

第5章では、第2章から第4章に得られた知見から転がり軸受が割れる現象を物理的なモデルの中に統合し、検証を行った。有効応力拡大係数の定義に基づいた破損限界式の中に含めて、軸受再現試験結果と比較した。その結果以下の知見が得られた。

- (1) 破損限界を式で表し、図上に示すことによって、転がり軸受の疲労割れ限界を予測する『破損マップ』を作成した。
- (2) 材料強度試験結果および、有効応力拡大係数範囲の定義式より、軸受鋼がモードIき裂進展で破損する限界は、

$$K_{\max th} = -0.17(1 - R) + 4.6 \quad (K_{\min th} \leq K_{cl} \text{の場合})$$

$$K_{\max th} = \frac{2.6}{1-R} \quad (K_{\min th} > K_{cl} \text{の場合})$$

と、場合分けされた式で表されることを示した。

- (3) 転がり接触と平均応力を同時に受けるという同じ現象であることから、本研究で得られた基準は、試験を行った外輪だけではなく、内輪、転動体へも適用できる可能性がある。
- (4) 本研究の考え方を浸炭軸受に拡張するためには、き裂進展抵抗に及ぼす、浸炭熱処理の微細組織、元素分布、残留応力の影響を評価する必要がある。

ここまでに提案された基準は、転がり軸受の疲労による割れを支配する基本的な法則を明らかにするために、制御された一定の条件下で試験を行って解明した。現実に使われている製品の破損を予測するためには、本研究で検討しなかった要因の中でも重要な点については追加で研究が必要と考えられる。そこで最後に、今後改善すべき部分を説明する。特に重要な点として、本研究においては特別な脆化要因を含まない環境で試験を行ったことが挙げられる。ここでの脆化要因とは、低温や水素の介在、水や腐食物質を含む潤滑環境のことを指す。環境因子の中でも、転がり接触条件や潤滑油の種類により変化する溶質水素による水素脆化の影響は、実用上問題になることが多い。また別の改善点として、この基準を表面硬化材（浸炭および高周波焼入れ鋼など）に適用する方法は確立されていない。加えて、本研究では破損寿命の検討を行わなかった。有限回

の応力負荷を想定する部品の限界設計では破損寿命が問題となるため、次の段階として破損寿命を明らかにすることは有益と考えられる。これらの研究を通じ、より実用的な破損限界を明らかにし、現実の問題への適用範囲を広げることができると考えられる。

謝辞

本論文は多くの方々のご指導とご助力により完成させることができました。ご指導やご助力をいただいた多くの方々に心より感謝いたします。

本研究の全般にわたり、ご指導くださいました九州大学大学院工学研究院 松永久生教授に、心より御礼申し上げます。転がり軸受の疲労強度の解明に有益な、破壊力学の原理や評価法に関わる多くを学ばせていただきました。

ご多忙中のところ本論文の審査にあたり、有益なご助言と丁寧なご指導をいただきました九州大学大学院工学研究院 杉村丈一 教授、福岡大学工学部 遠藤正浩 教授には、深く感謝を申し上げます。

共同研究者として、き裂開閉口試験の実施とその結果の考察において多大なるご助力をいただきました、福岡大学工学部 和田健太郎 助教に、厚く御礼を申し上げます。

転がり軸受の耐久性向上につながる興味深い研究を行う機会を与えてくださいました、日本精工株式会社 執行役専務 後藤伸夫殿、執行役常務 三田村宣晶殿、コア技術研究開発センター副所長 内山貴彦殿、第一研究開発室長 植田光司殿に心より感謝の意を表します。

本研究は、日本精工株式会社 コア技術研究開発センター 第一研究開発室 熱処理技術研究グループで行いました。研究の計画から考察まで全般にわたって熱心なご支援をいただきました コア技術研究開発センター 飛鷹秀幸 チーフエンジニア、上司として研究の遂行に全面的なご支援をいただきました 宮本祐司 グループマネージャー、論文作成や転がり疲労について貴重なご助言をいただきました 橋本翔 副主務、応力計算と考察において多大なるご助力をいただきました 堤雅子 副主務、軸受試験に関してご協力をいただきました松下一夫 氏、ならびに研究の遂行にご助力をいただいたコア技術研究開発センター第一研究開発室の皆様心からの感謝を申し上げます。

令和3年1月末日 渡貫 大輔