
スパッタ膜を用いたき裂発生寿命の実測に基づく
疲労強度に及ぼす表面状態の影響評価

(課題番号 : 19560146)

平成19年度～平成21年度科学研究費補助金 (基盤研究 (C))

研究成果報告書

平成22年5月

研究代表者 鄧 鋼
(宮崎大学工学部教授)

はしがき

機械要素の疲労強度は、通常理論解析による部材の最大応力の推定値と材料及び熱処理などに依存する疲労強度に基づく許容応力と比較して評価される。歯車や軸などの動力伝達用機械要素の疲労強度は部品の表面状態または品質、具体的には危険断近傍の表面粗さ、熱処理や表面処理などに起因する表面組織や微細形状の異常性に敏感であることが知られている。精密な疲労強度設計においては、それらの要素を正確に評価することが不可欠である。しかしながら、現状では、疲労強度に及ぼす表面状態の影響については実験結果から表面状態にともなう疲れ限の変化の認識にとどまり、その原因を力学的に解釈できていることとは言い難い。そのため、疲労強度設計において、表面効果の係数、表面状態係数や粗さ係数などのファクターを導入して許容応力を下げる方法が取られている。より精密な強度設計、機械部品の小型軽量化および高性能化のため、疲労強度に及ぼす表面状態の影響を破壊力学的解釈に基づいた実験手法で明らかにし、その結果を正確に考慮した許容応力の決定手法が必要である。

疲労き裂の進展にともなう疲労破断の多くは応力集中部の表面から発生したき裂の進展によるものと考えられ、機械要素の疲労過程は疲労き裂の発生過程とき裂の進展過程とに分けられる。き裂の進展の速さはき裂先端の力学状況と材質によって決まり、き裂の発生寿命は表面の応力と表面の材質に左右されるとすれば、疲労寿命に及ぼす表面状態の影響はき裂の発生過程に現れる。したがって、疲労寿命に及ぼす表面状態の影響を疲れ限または疲労寿命よりも疲労き裂の発生寿命で評価した方がより正確で合理的である。研究代表者のこれまでの研究によって、疲労き裂の発生寿命は疲労寿命の大半を占めていることがわかっている。そのため、動力伝達用機械要素においては疲れ限がき裂発生の限界であり、疲労き裂発生の有無は疲労破断の有無と同じであると考えられる。したがって、疲労強度評価方法または疲労強度向上の手法を検討する場合、疲労き裂発生の可能性または疲労き裂発生の寿命に着目すべきである。

上記のことを視野に、本研究では、イオンスパッタ膜による疲労き裂発生検出方法を用いて表面粗さの違いまたは浸炭焼入れ表面異常層の有無によるき裂発生寿命、き裂進展寿命および疲労寿命の変化を調べた。その結果、疲労過程に及ぼす表面状態の影響を疲労き裂発生寿命で評価すべきことを明らかにし、疲労強度設計を行う際の表面効果係数の考え方と定義を力学的に検討することができた。今後の更なる実験研究によって、疲労強度に及ぼす表面状態の影響を評価する様々な係数を厳密に定義し、その値を正確に測定できることが期待できると思われる。

研究組織

研究代表者 : 鄧 鋼 (宮崎大学工学部教授)
研究分担者 : 中西 勉 (宮崎大学工学部教授)
研究分担者 : 前田 幸治 (宮崎大学工学部准教授)

交付決定額 (配分額)

(金額単位: 円)

	直接経費	間接経費	合計
平成 19 年度	1,100,000	330,000	1,430,000
平成 20 年度	900,000	270,000	1,170,000
平成 21 年度	900,000	270,000	1,170,000
総計	2,900,000	870,000	3,770,000

研究発表

(1) 学会誌等

- 1) Gang DENG, Yoshihiko SAKANASHI, Tsutomu NAKANISHI, Fatigue Crack Initiation Detection Using An Ion-Sputtered Film, Transaction of the ASME, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol.131, No.1, pp.011007-1-011007-6, 2009.1

(2) 国際会議の口頭発表

- 1) G. Deng and T. Nakanishi, A Practical Method For Fatigue Crack Initiation Detection Using An Ion-Sputtered Film, Proceeding of The JSME International Conference on Motion and Power Transmissions, 2009/5/13-15, Sendai, Japan, pp.402-405.
- 2) G. Deng, K. Nagamoto, Y. Nakano and T. Nakanishi, Evaluation of the Effect of Surface Roughness on Crack Initiation Life, Proceedings of the 12th International Conference on Fracture, 2009/7/12-17, Ottawa, Canada, pp.1-8

研究成果

目 次

1. 研究の背景と目的	1
2. イオンスパッタ膜による疲労き裂発生を検出方法	
2.1 疲労き裂発生を検出原理	2
2.2 疲労き裂発生検出用三点曲げ疲労試験片	2
2.3 疲労き裂の発生にともなう金属膜の電気抵抗の変化	3
2.4 イオンスパッタ膜で検出された微小疲労き裂の形状	4
2.5 金属製試験片ノッチ表面における絶縁膜とイオンスパッタ膜の作成	5
3. 三点曲げ疲労試験片ノッチ部の最大曲げ応力解析	7
4. き裂発生寿命と進展寿命に及ぼす表面粗さの影響	
4.1 調質材三点曲げ疲労試験片の仕上げ方法と表面粗さ	8
4.2 試験装置と実験方法	9
4.3 き裂発生寿命と進展寿命に及ぼす表面粗さの影響	10
5. 疲労寿命に及ぼす浸炭焼き入れ表面異常層の影響	12
5.1 浸炭焼入三点曲げ疲労試験片	12
5.2 表面異常層と硬さ分布	13
5.3 電解研磨による表面異常層の除去	15
5.4 疲労強度に及ぼす表面異常層の影響	17
6. 研究成果のまとめ	18
参考文献	19
関連資料	21

1. 研究の背景と目的

機械要素の破断寿命を左右する要素として表面仕上げ状態が極めて重要である。表面粗さ、表面残留応力、表面近傍の組織は表面仕上げ方法によって異なり、それによる疲労強度と疲労寿命が大きく変化する。現在、疲労強度に及ぼすそれらの影響を精密に評価できず^[1]、強度設計においては、表面状態にともなう疲労強度の変化に基づく比例係数で疲労強度を修整している。

疲労強度に及ぼす表面粗さと表面組織の影響評価については数多くの研究が行われているものの^[2-5]、そのほとんどは表面状態にともなうS-N曲線の変化に基づくものである。しかし、疲労寿命をき裂の発生寿命とき裂の進展寿命とに分けて考える場合、疲労き裂の多くは表面から発生することに注目すれば、疲労強度に及ぼす表面状態の影響はき裂の発生段階に現れると考えられ、また、疲労寿命の大半はき裂発生寿命に占められていることも知られている^[6-8]。したがって、疲労強度に及ぼす表面状態の影響を精密に評価するためには疲労き裂の発生寿命に着目すべきであると考えられる。

疲労実験において、疲れ過程を疲労き裂発生過程と疲労き裂進展過程とに分けるため、疲労き裂検出技術が不可欠である。疲労き裂発生の検出に関しては数多くの研究が見られ^[9-13]、そのほとんどは特殊な計測器機、または、観測信号からき裂発生の判断に複雑解析が必要としている。また、これまで公表した疲労き裂発生の検出を含む研究に用いた試験片にはき裂が発生しやすい切り欠きや穴などを導入しているため、き裂発生寿命が短く、実際の疲労過程とは大きく異なっていると思われる。本研究は実際の機械要素の疲労き裂発生条件を前提とした疲労き裂発生を検出したいので、これまでの疲労き裂発生の検出方法を用いることが困難である。

一方、研究代表者はイオンスパッタ膜を用いてき裂発生検出方法を提案した^[14]。本方法は実用性と簡便性に優れ、三点曲げ疲労試験片の疲労き裂発生の検出に用いられている。本研究では、イオンスパッタ膜による疲労き裂発生検出法を用いて、異なる表面状態、具体的には、異なる表面粗さ及び浸炭焼き入れ後の表面異常層の有無にともなうき裂の発生寿命の変化を調べ、疲労強度に及ぼす表面状態の影響を解明して、正確に評価することを目的としている。

2. イオンスパッタ膜による疲労き裂発生を検出方法

2.1 疲労き裂発生を検出原理

き裂発生部位において厚さ数十ナノメートルのイオンスパッタ膜を作成すれば、表面き裂の発生と同時にイオンスパッタ膜にもき裂が生じる。き裂の発生とき裂の進展にともなう膜の電気抵抗の変化は図 1.1 の示すようになる。電気抵抗の上昇開始点はき裂発生瞬間を示す。

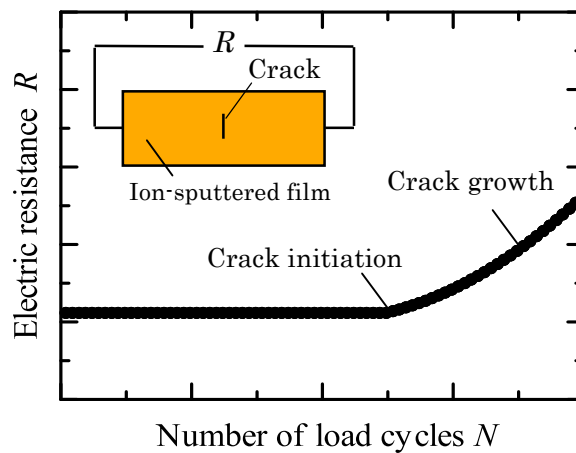


Fig.1.1 Change in the electric resistance of ion-sputtered film due to crack initiation and crack growth

2.2 疲労き裂発生検出用三点曲げ疲労試験片

本研究に用いた三点曲げ試験片は、応力集中の度合い、イオンスパッタ膜の作成及び切り欠き表面の仕上げなどを考慮して、従来の JIS 標準三点曲げ試験片にクラウニング付き半円形の切り欠きを導入した。試験片の長さは 100mm、高さは 20mm、厚さは 10mm、切り欠きの半径は 4mm、クラウニング半径は約 5mm であり、切り欠きの深さは約 5mm である。試験片の形状を図 1.2 に示す。

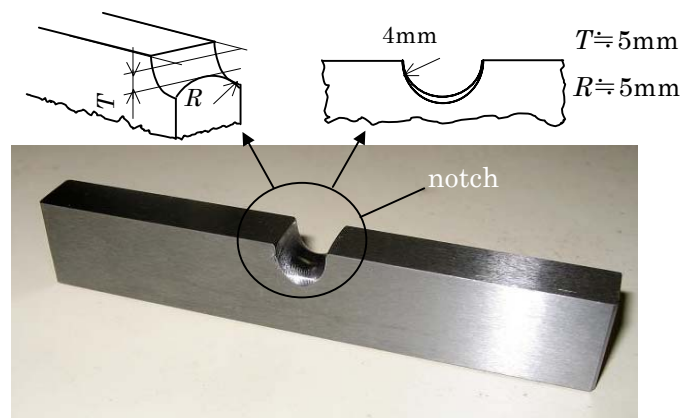


Fig. 1.2 Test piece for crack initiation detection test

試験片の材料は、粗さの影響を調べるための JIS S50C と浸炭焼き入れ表面異常層の影響を調べるための JIS SCM415 である。S50C 試験片には焼ならしを施し、硬さは 180-230HB である。SCM415 試験片には浸炭焼き入れを施し、表面付近の最大硬さは約 800HV である。

2.3 疲労き裂の発生にともなう金属膜の電気抵抗の変化

3点曲げ疲労試験片のノッチ部に作成したイオンスパッタ膜とその配線状況を図 1.3 に示す。膜はクラウンニングノッチの表面に作成され、長さは約 10mm、幅は約 5mm、厚さは約 20nm である。配線はひずみゲージ用配線ターミナルを用いた。

イオンスパッタ膜の電気抵抗の測定は図 1.4 に示すシステムで行った。本システムは直流電源、可変抵抗、データレコーダーからなり、測定システムとしては極めて簡単なものである。本システムで測定した疲労実験中の膜の電気抵抗の一例を図 1.5 に示す。図 1.5 から膜の電気抵抗の上昇開始点を確認することができ、その点をき裂発生瞬間を示すものと考えられる。

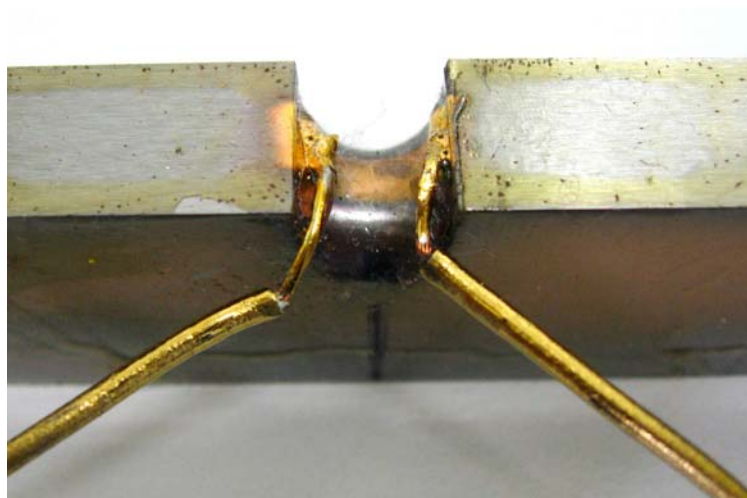


Fig. 1.3 Ion-sputtered film on the notch of a test piece

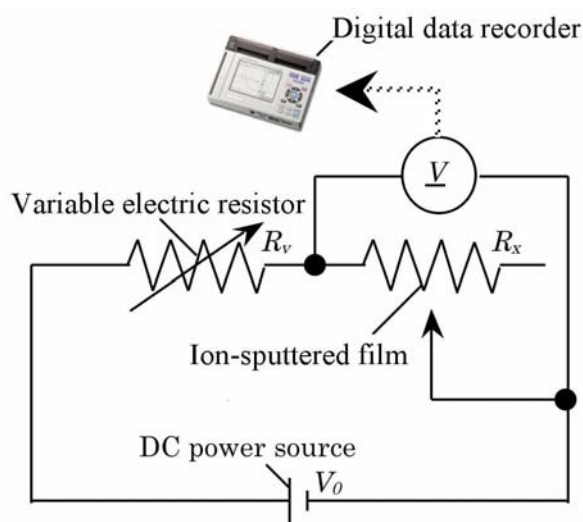


Fig. 1.4 System used to measure the electric resistance of the film

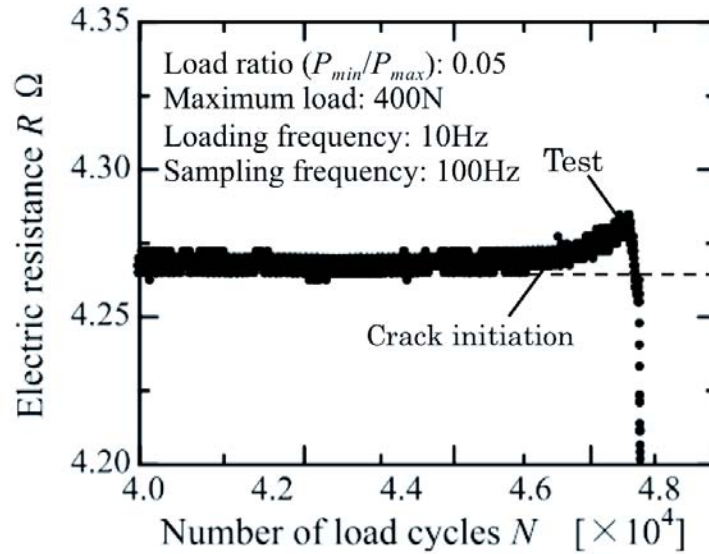


Fig. 1.5 Change in the electric resistance of the ion-sputtered film when fatigue crack initiation on an acrylic test piece

2.4 イオンスパッタ膜で検出された微小疲労き裂の形状

イオンスパッタ膜の電気抵抗上昇開始時のき裂はき裂発生直後の初期段階であることを確認するため、き裂発生と思われる時点で実験を止め、試験片ノッチ部の微小き裂の確認を行った。まず、アクリル材試験片の場合、試験片の切欠き底部を光学顕微鏡で観察した結果、図 1.6 に示しているように切欠き底部に微小なき裂が生じていることが確認された。その微小なき裂の形状を測定するため、き裂の側面を少しずつ除去しながら、光学顕微鏡でその側面でき裂の深さを測定した。具体的測定方法を図 1.7 に示す。試験片を x 軸方向にフライス盤で約 0.05mm ずつ削りながら、表面に露出したき裂の深さ a_n を光学顕微鏡で、試験片の厚さ方向 x_n をマイクロメータで繰り返し測定した。得られたき裂深さと試験片の厚さの結果を図 1.8 に示し、図 1.8 き裂長さは約 0.5mm、深さは約 0.2mm であることが推定できる。本実験で確認できた疲労き裂の長さは



Fig. 1.6 A small crack on the notch surface of an acrylic test piece

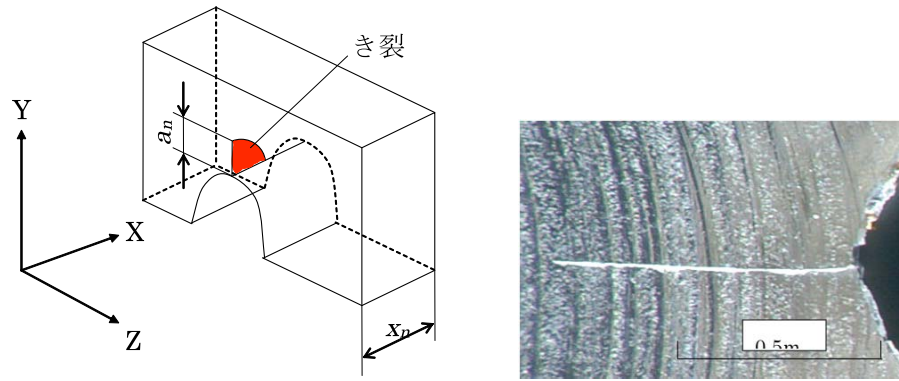


Fig. 1.7 Method to measure the small crack shape

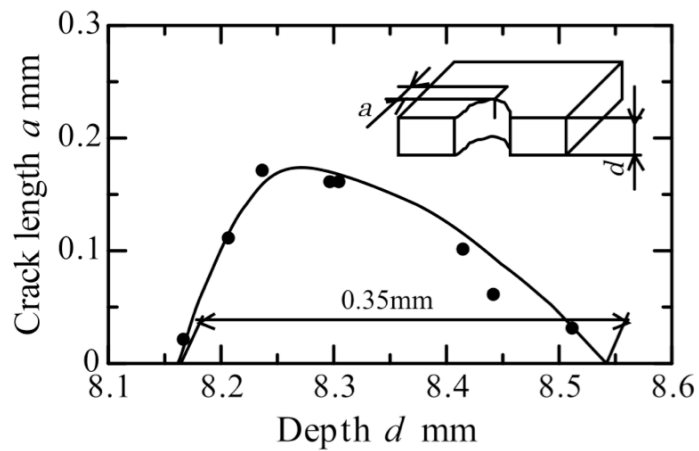


Fig. 1.8 Shape of the small crack on the notch surface of an acrylic test piece

0.5mm であり、このサイズのき裂を微小き裂と言えと言いきれないものの、図 1.5 から金属膜両端の電位差の上昇が確認してから実験を停止した時点まである程度の遅れを避けられず、その結果、発生したき裂は急速に進展した。このことを考慮すれば、イオンスパッタ金属膜で検出できるき裂の長さは 0.5mm よりかなり短いと思われ、イオンスパッタ金属膜による絶縁材（アクリル材）の微小な疲労き裂発生を検出ができることが言える。

2.5 金属製試験片ノッチ表面における絶縁膜とイオンスパッタ膜の作成

金属製試験片の疲労き裂発生を検出のため、イオンスパッタ膜と試験片の表面との間に絶縁膜が必要である。本研究では色々の試行錯誤の結果、絶縁スプレー剤の塗布で絶縁膜の作成を行うことにした。絶縁材には hayato 社製の AY-302 を用いた。本絶縁材の主成分はアクリル樹脂であり、主として電気基盤の絶縁材として用いられている。脱脂綿に絶縁材を濡らし、それを試験片の表面に当てて拭き塗りを行った。作成した絶縁膜の厚さは約 1~2 μ m であり、5mm \times 10mm のイオンスパッタ膜を絶縁膜の上に作成した場合、膜と試験片との間の電気抵抗は数百 Ω である。

金属試験片表面にイオンスパッタ膜を作成した場合のイメージを図 1.9 に示す。

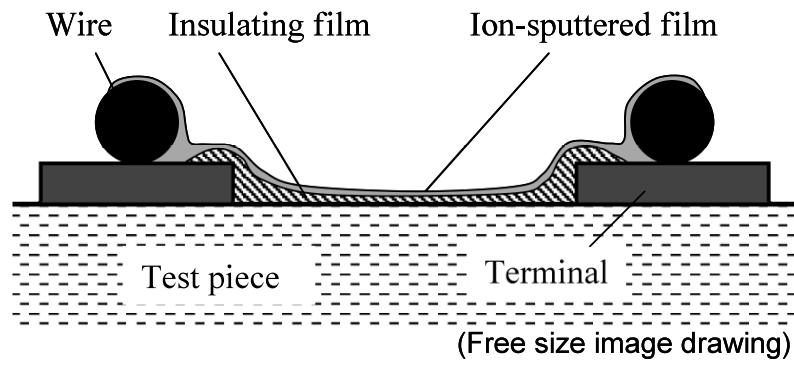


Fig. 1.9 Section view of the crack initiation detection spot of a steel test piece

これまでのき裂検出実験結果から、イオンスパッタ膜による疲労き裂発生の検出方法は金属製試験片にも利用できることが確認された。本研究では、本検出方法を用いて疲労き裂発生寿命を特定することにした。

3. 三点曲げ疲労試験片ノッチ部の最大曲げ応力解析

三点曲げ疲労実験の荷重を材料力学の手法で切り欠きやノッチの影響を無視して求めた曲げ応力, すなわち, 公称応力で示す方法がある. しかし, き裂発生を左右するのが表面の実応力であることを考慮して, 本研究ではノッチ部の実最大応力を用いることにした. 本研究に用いた三点曲げ疲労試験片のノッチはクラウニング付き半円形状であったため, 有限要素法を用いてき裂発生部の応力を求めることにした.

Solidworks による 3 次元解析モデルの作成と Solidworks Simulation による応力解析を行った. 解析に用いた境界条件を図 3.1 に示す. 試験片の対称性を考慮して, 解析モデルには試験片の半分を用いた. 要素数は約 28 万, 接点数は約 20 万である. ノッチ部の曲げ応力分布を図 3.2 に示す. 最大曲げ応力は試験片のノッチ部の底で生じていることがわかった.

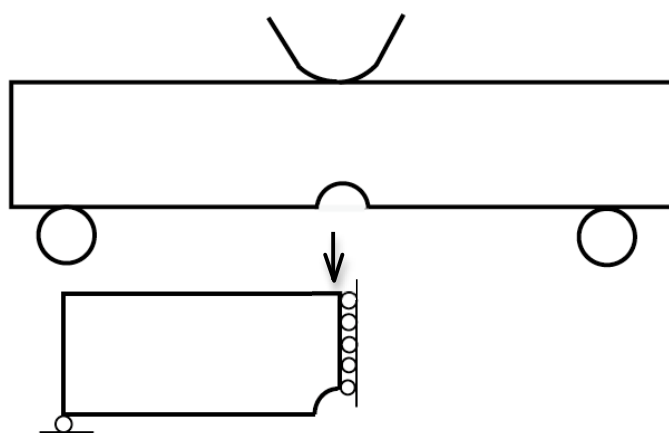


Fig. 3.1 Boundary condition for the stress calculation

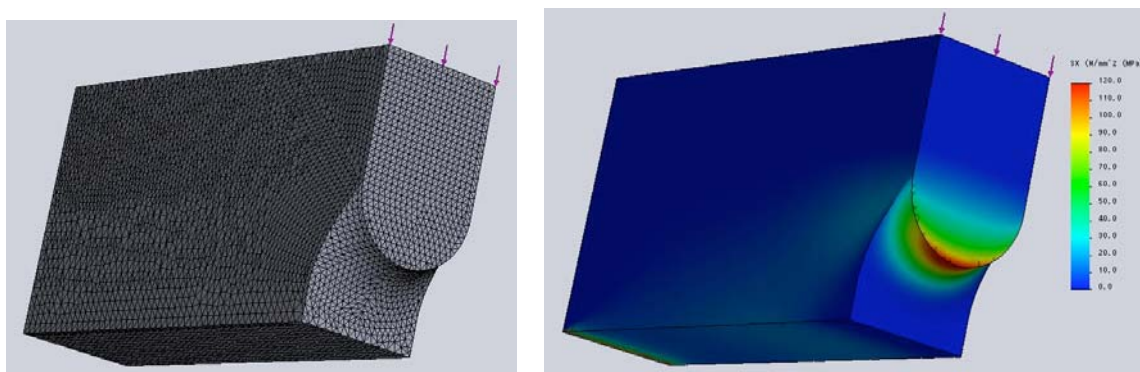


Fig.3.2 Mesh for FEM analysis and bending stress distribution

4. き裂発生寿命と進展寿命に及ぼす表面粗さの影響

4.1 調質材三点曲げ疲労試験片の仕上げ方法と表面粗さ

き裂発生寿命とき裂進展寿命に及ぼす表面粗さの影響を調べるため、中炭素鋼 S50C の焼ならし材試験片を用いた。試験片の硬さは 180~230HB であった。試験片の形状は 2.2 節に述べられた通りである。ノッチ部表面粗さの作成はサンドペーパーによる手作業で行った。まず、加工の影響を取り除くため、ノッチ部の表面を JIS P100, P240, P400 と P2000 の順で研き、表面を一旦鏡面に仕上げた。その後、それぞれのサンドペーパーを用いて、ノッチ部に異なる粗さを有する試験片を作成した。サンドペーパーとそれによって仕上げられた表面粗さを表 4.1 に、ノッチ部の表面状態を図 4.1 に示す。図 4.1 からサンドペーパーによって表面状態が改善され、P2000 では表面を鏡面状態に仕上げることができた。

Table 4.1 ノッチ部表面仕上げ用サンドペーパーと表面粗さ

サンドペーパー	JIS P100	JIS P240	JIS P400	JIS P2000
Ra [μm]	1.27	0.74	0.30	0.03
Ry [μm]	8.92	4.97	2.49	0.29

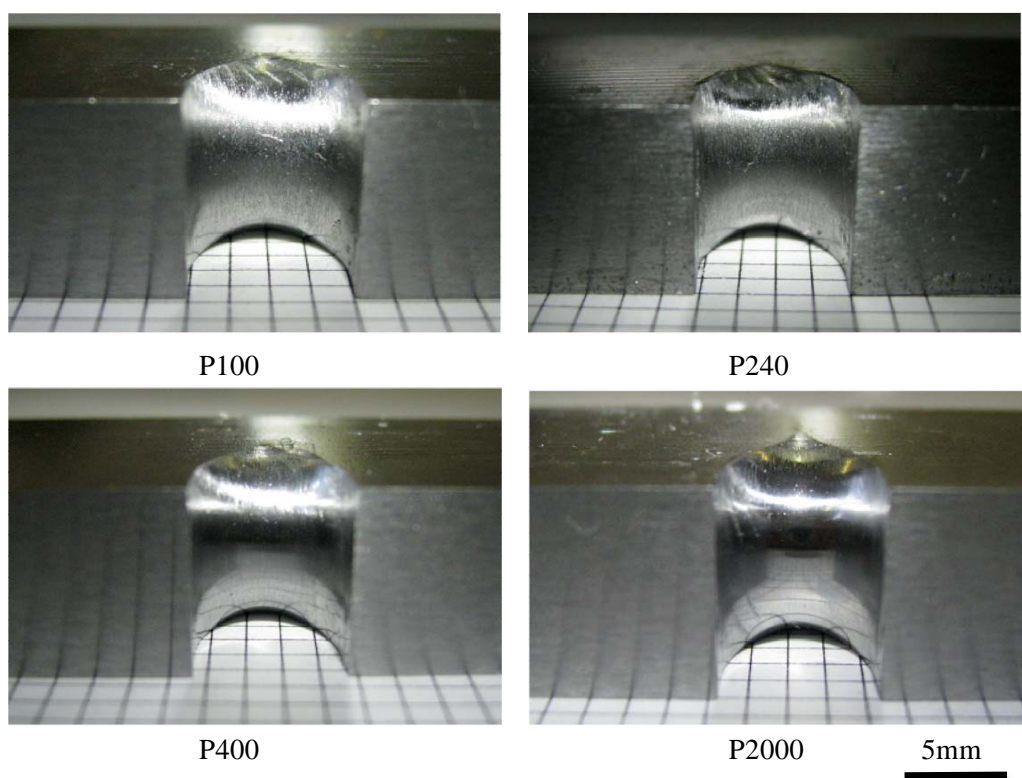


Fig.4.1 Views of the notch surfaces

4.2 試験装置と実験方法

電気サーボ油圧式パルセッター試験機を用いて三点曲げ疲労実験を行った。試験片の負荷方法を図4.2に示す。試験片にはsin波形の圧力を加え、荷重比 (P_{min}/P_{max}) を0.05とした。実験中のイオンスパッタ膜の抵抗を図1.4に示されたシステムを用いて、30Hzのサンプリング速度で測定していた。実験中膜の発熱を抑えるため、電気回路の電流を50mA以下になるように、電源電圧や固定抵抗を調節した。

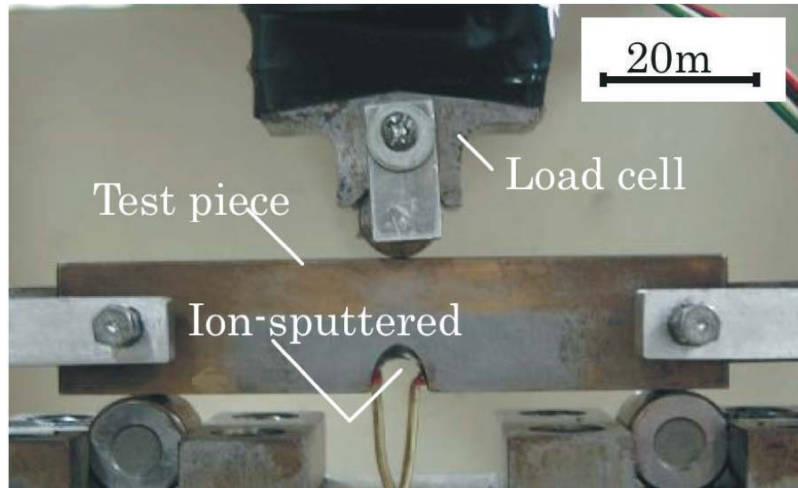


Fig. 4.2 A view of the test piece with an ion-sputtered film during the test

4.3 き裂発生寿命と進展寿命に及ぼす表面粗さの影響

S50C 試験片を用いて 800MPa の曲げ応力の下で得られたイオンスパッタ膜の電圧の変化を図 4.3 に示す。き裂発生前では電圧の変化がなく、き裂の発生とともに膜の電気抵抗の上昇によって電圧が上昇していることが確認できた。一方、膜の発熱や測定環境によって電圧が緩やかに変化することもあった。しかし、き裂の発生による電圧の上昇の傾向はき裂がないときの電圧の変化の傾向と明らかに異なり、前者のほうが早いことが確認されている。また、イオンスパッタ膜のサイズや厚さなどによって初期電気抵抗が異なり、き裂発生の有無はイオンスパッタ膜の電気抵抗の値ではなく、電気抵抗の変化の傾向から判断することとしている。

図 4.3 に示されるき裂発生の判断方法を用いて、疲労試験片の疲労寿命をき裂発生寿命とき裂進展寿命とに分けた。試験片のノッチ部の最大曲げ応力を 679MPa と 732MPa にして行った実験で得られた疲労寿命、き裂発生寿命とき裂進展寿命を図 4.4 に示す。図 4.4 より疲労寿命の大半は疲労き裂発生寿命に占められ、その割合は約 90% となっていることが分かった。したがって、一定負荷の下で、表面き裂の発生と進展による疲労破断の場合、疲労寿命を決定する最も重要な要素は疲労き裂の発生寿命であり、疲労寿命または疲労強度の向上には疲労き裂発生寿命の向上または疲労き裂の発生を防ぐことが最も重要であると考えられる。

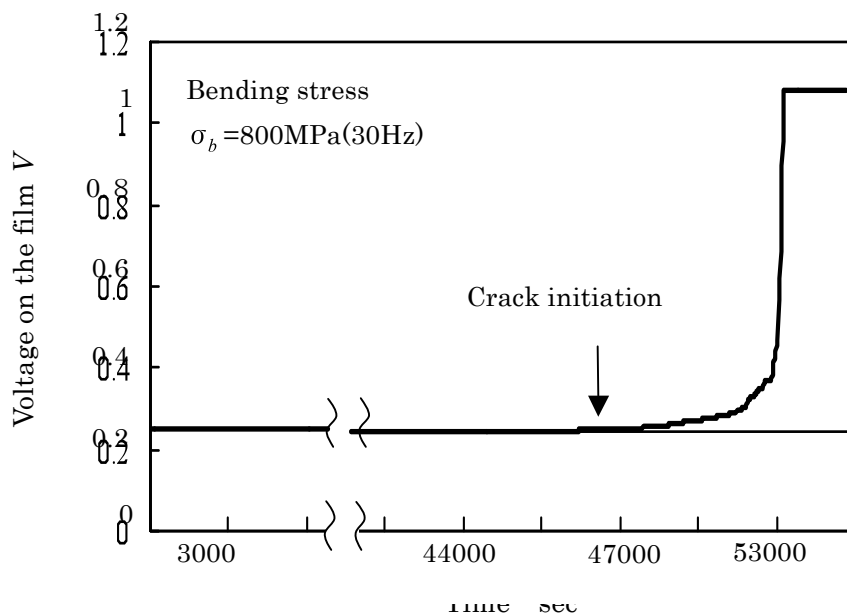


Fig.4.3 Electric resistance of the ion-sputtered film during a fatigue test

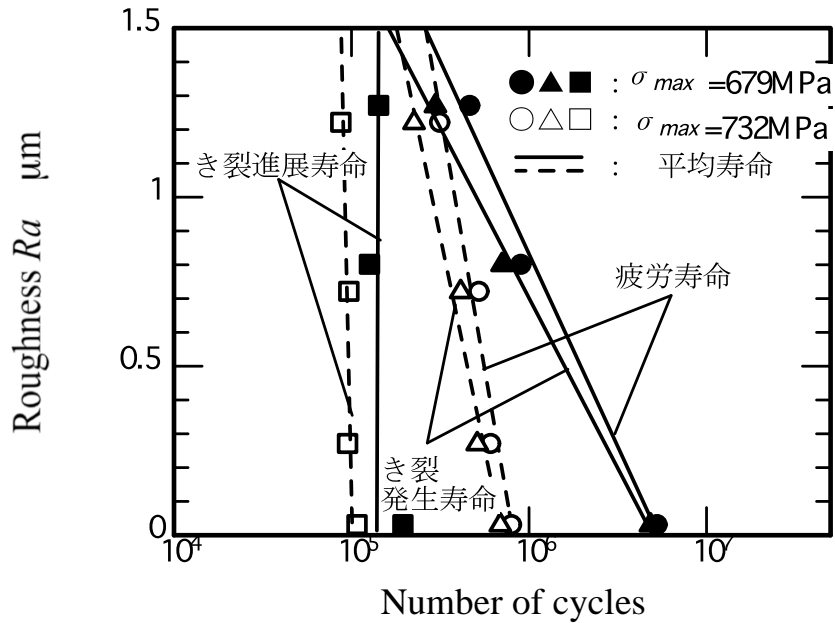


Fig.4.4 Change in the fatigue life under different surface roughness

さらに、図 4.4 より面粗さ Ra の値の減少、すなわち、表面状態の改善によって疲労寿命とき裂発生寿命は上昇していることが明らかである。具体的には、表面粗さ Ra を $1.27\mu\text{m}$ から $0.03\mu\text{m}$ にすること、すなわち、通常の切削表面を鏡面仕上げすることによって、き裂発生寿命は 2~3 倍にまで延びることが分かった。その原因として、表面粗さを低くなるにともなう表面の微小な凹凸の底部の応力集中の度合いが低減される他、表面欠陥サイズの減少によるものと考えられる。一方、表面粗さの変化に伴うき裂進展寿命の変化がほとんどなく、疲労寿命に及ぼす表面粗さの影響はき裂発生段階に表れていることが確認された。破壊力学によれば、き裂の進展速度、結果としてき裂進展寿命も材料のき裂進展の特性およびき裂先端の応力拡大係数によるものである。き裂発生から破断までの寿命はき裂の進展寿命で、表面状態との関係がないことが当然であると。したがって、表面状態の改善による疲労強度の向上はき裂発生寿命の向上の結果によるものであると結論づけることができる。

5. 疲労寿命に及ぼす浸炭焼き入れ表面異常層の影響

5.1 浸炭焼入三点曲げ疲労試験片

浸炭焼き入れ部品の表面には浸炭焼き入れ過程で脱炭などによる表面異常層が生じることが知られている。その表面異常層の金属組織は非マルテンサイト組織であり、硬さはマルテンサイトよりかなり低く、500HV 前後である。この表面異常層によって疲労強度が低下することがあり、表面異常層による浸炭歯車の疲労強度の低下は研究代表者のこれまでの研究で明らかにされている^[14-17]。本研究は三点曲げ疲労実験によって、疲労寿命に及ぼす表面異常層の影響を調べることにした。

浸炭焼き入れ試験片の作成工程を図 5.1 に示す。材料は JIS SCM415 である。ノッチ部のクラウニング加工後、加工痕を取り除くため、ノッチ部をサンドペーパーで鏡面仕上げを行った。浸炭焼き入れ工程は図 5.2 に示す。900℃で浸炭と拡散を 5 時間半、その後 850℃まで炉冷下後 90℃の油で焼き入れを行った。焼き戻しは 170℃で 2 時間実施した。

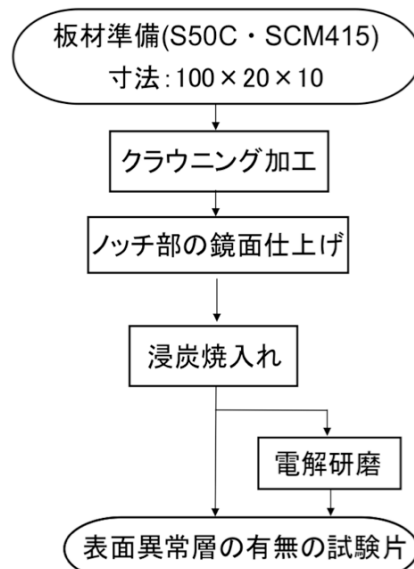


Fig.5.1 Machining process of carburized test piece

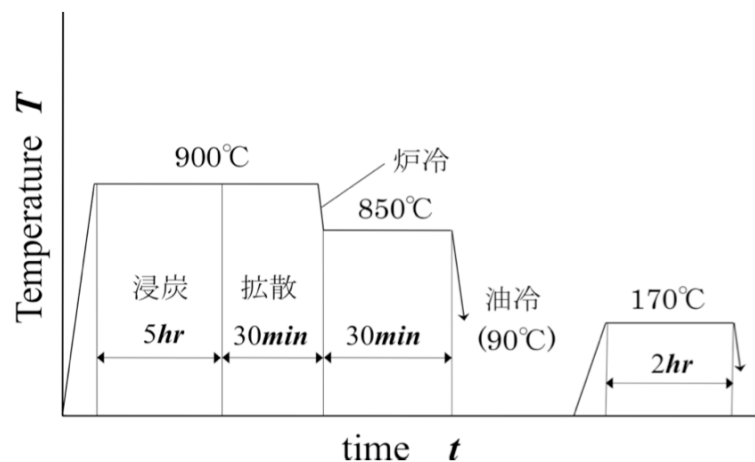


Fig.5.2 Case-carburization program

5.2 表面異常層と硬さ分布

試験片の組織を図 5.3 に示す。SCM415 材浸炭後の正常な組織は針状のマルテンサイト組織であり、図 5.3 から断面全体は正常の浸炭焼き入れ組織であることが確認できる。一方、表面にはき裂状に見える非マルテンサイトの異常層があり、その厚さは 20~30 μm であった。本試験片の表面異常層は図 5.4 に示すこれまで報告された歯車の層状の表面異常層と異なり、その原因を本研究では解明しておらず、浸炭焼き入れの設備の進歩によるものと思われる。以前の研究で実施した浸炭焼き入れは焼き入れ過程が浸炭過程と分離されており、焼き入れ前の脱炭によって表面異常層が生じたと思われる。一方、現在の浸炭焼き入れはバッチ型（連続型）熱処理炉で実施され、脱炭の可能性や程度が低くなったものの、熱処理過程において何らかの原因で表面に異常な組織が生じている。本研究では金属組織の異常から図 5.3 で確認した表面組織を表面異常層と呼ぶことにする。

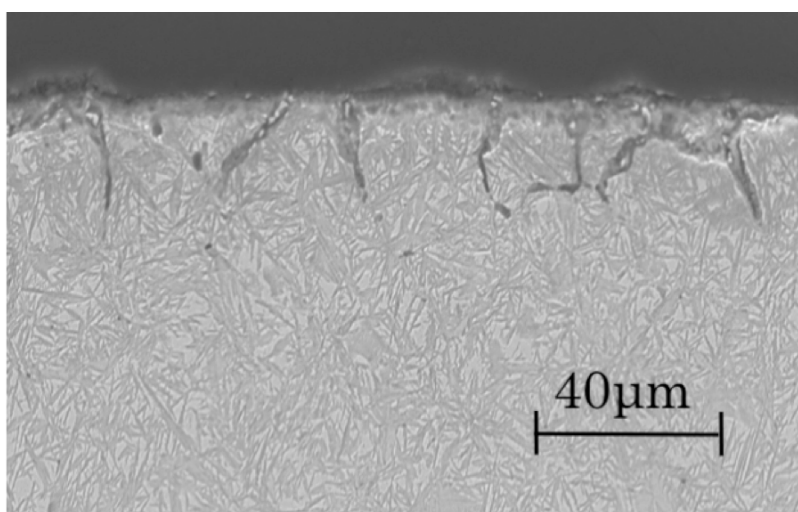


Fig. 5.3 Microstructure of the carburized test piece

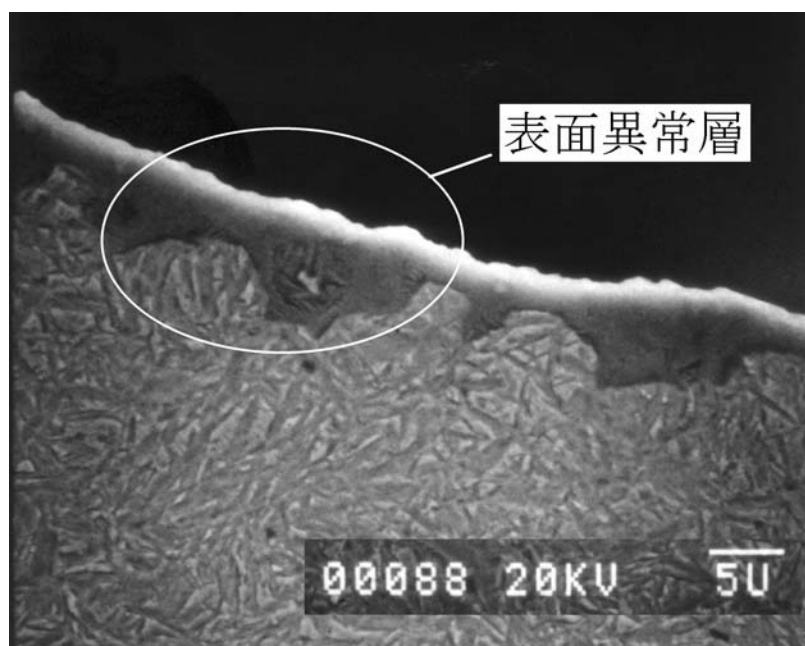


Fig. 5.4 Microstructure of the carburized gear^[15]

浸炭焼き入れ試験片硬さ分布および表面近傍の硬さ分布を図 5.5 と図 5.6 に示す。表面異常層によって試験片の表面近傍の硬さは急激に低下し、本試験片では、表面直下の硬さは約 664HV であり、表面での硬さは 500~600HV 前後と推測される。

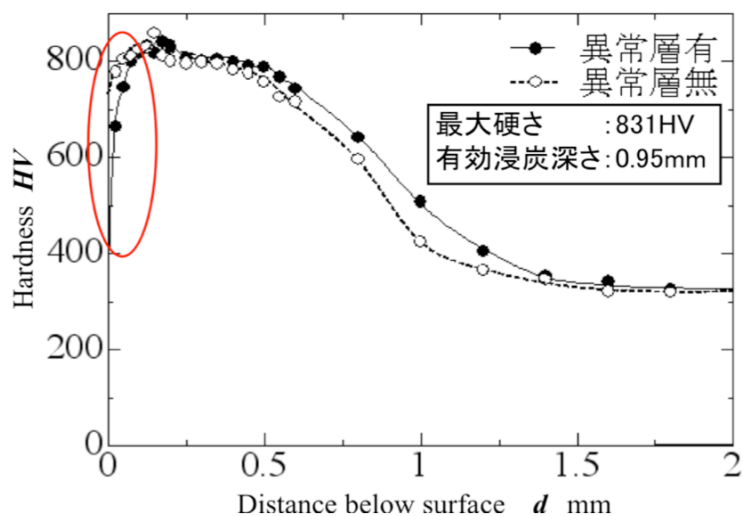


Fig.5.5 Hardness distribution

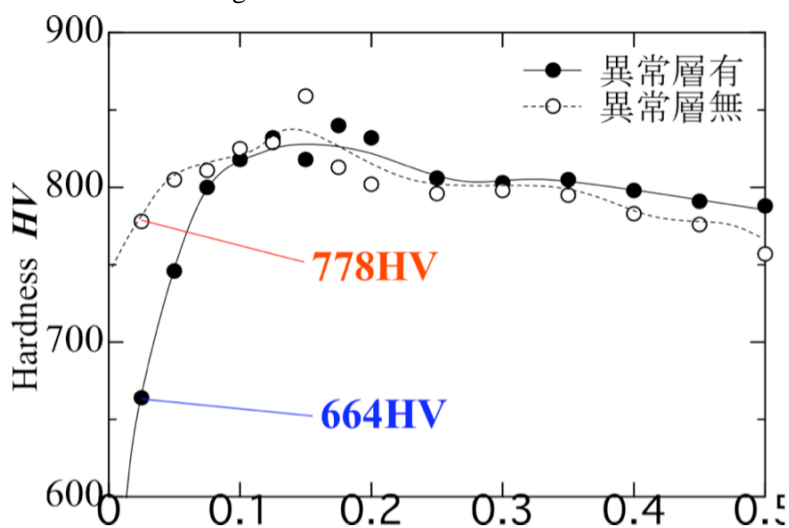


Fig. 5.6 Hardness distribution near surface

5.3 電解研磨による表面異常層の除去

表面異常層による硬さの低下は疲労強度の低下に繋がり、異常層を除去することで疲労強度の向上が期待できる。研削などの機械的手法を用いて表面異常層を除去した場合、試験片表面の残留応力が変化すると思われる。したがって、疲労強度に及ぼす表面異常層の影響を調べるため、表面の残留応力に影響を与えない電解研磨法を用いて表面異常層の除去を行った。電解研磨とは、金属をプラス側にして電解液を介して直流電流を流し、金属表面を解させることで研磨を行う方法です。本研究に用いた電解研磨装置と研磨方法を図 5.7 に示す。電解研磨装置と電解液はタイホー工業社製のものである。試験片をプラス極につなぎ、マイナス極には極の先に電解液を浸けた脱脂綿を挟み、それを研磨表面に当て研磨を行った。研磨量は電流と研磨時間で調整する。

本研究に用いた浸炭焼き入れ試験片の表面異常層を除去するための研磨量と研磨電流及び研磨時間を実験で把握している。電化研磨前後の試験片表面近傍の組織を図 5.8 に示す。研磨量を約 35 μm であった。電解研磨によって表面異常層は除去され均質なマルテンサイト組織が確認された。また、電解研磨で表面異常層を除去したことによる試験片の硬さ分布の変化を図 5.5 と図 5.6 に示す。試験片の表面硬さの上昇が確認された。



Fig. 5.7 Electrolytic polishing device and method

一方、浸炭焼き入れ時に試験片の表面組織の変化や表面異常層発生によって、試験片のノッチ表面粗さが変化していることが試験片の表面をみてわかる。電解研磨によっても表面粗さが変わり、その状態は図 5.8 に示されている表面の断面形状からも確認できる。浸炭焼き入れ試験片の浸炭焼き入れ前後と電解研磨後の表面粗さを表 5.1 に示す。浸炭焼き入れと電解研磨によって表面硬さが増加したものの、表面が粗くなったことが明らかである。

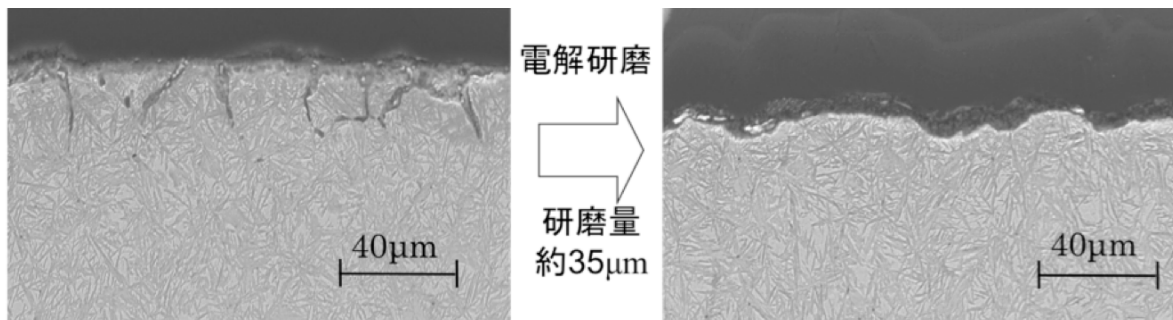


Fig. 5.8 Microstructure of carburized test piece before and after electrolytic polishing

Table 5.1 Surface roughness of carburized test piece

	Before Carb.	After Carb.	After Ele. Polish
Ra [μm]	0.03	0.22	0.89
Ry [μm]	0.29	1.48	4.64

5.4 疲労強度に及ぼす表面異常層の影響

第4章で述べたとおり、き裂発生寿命は疲労寿命の大半を占めており、また、疲労寿命に及ぼす表面状況の影響はき裂発生段階にあることを考慮して、表面異常層の有無による疲労寿命の変化は疲労き裂発生寿命の変化によるものであるため、疲労き裂発生寿命に及ぼす表面異常層の影響は疲労寿命の変化で明らかにすることができる。そこで、浸炭焼き入れ試験片では、き裂発生寿命を測定しないで、疲労寿命のみを調べることにした。

表面異常層の除去による三点曲げ疲労試験片の疲労寿命の変化を図5.9に示す。曲げ応力は1450MPaにおいては、異常層の除去によって疲労寿命はかなり延びている。しかしながら、曲げ応力は1300MPaから1400MPaまでの間の疲労寿命にはばらつきが大きくなり、平均的には異常層の除去にともなう疲労寿命の増加傾向が見られるものの、その効果は1450MPaレベルほど顕著ではないことが言える。その原因については本研究の遂行にともなうて解明する予定である。

さらに、電解研磨によって表面粗さが増加し、それによってき裂発生寿命が減少することがあるはずである。しかし、表面異常層の除去による表面組織の改善による疲労き裂発生寿命の増加効果が大きく、表面粗さによるマイナスの効果を勝り、結果として疲労寿命が上昇したことになっていることを考慮して、表面異常層を除去した後、表面に鏡面仕上げを行えば、より顕著な疲労寿命の増加が期待でき、疲労強度も大きく上昇することになると思われる。

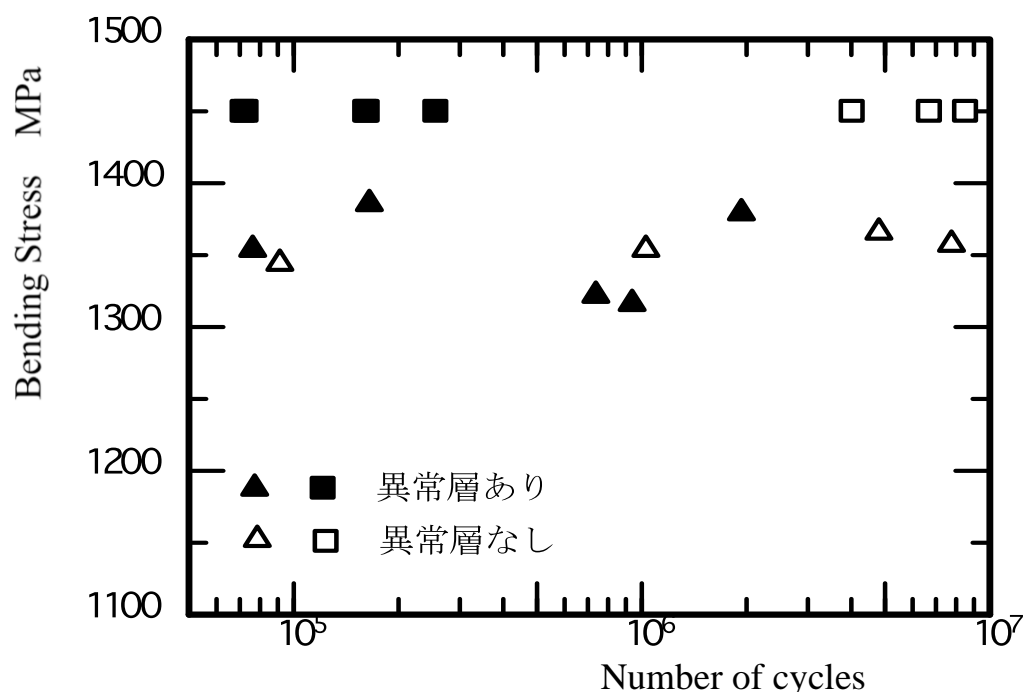


Fig. 5.9 Change in fatigue lives of carburized test pieces due to the non-martensite

6. 研究成果のまとめ

本研究は疲労強度に及ぼす表面状況の影響をき裂発生段階に表れることを前提に、疲労き裂発生寿命に及ぼす表面状況、具体的には、疲労き裂発生寿命を検出して表面粗さと表面組織の影響を評価した。疲労き裂発生寿命の検出にはイオンスパッタ膜を用いた。疲労き裂発生に検出ができたことで、疲労寿命を疲労き裂発生寿命と疲労き裂進展寿命に分けることができた。本研究で得られた主な結果を以下にまとめる。

- 1) 本実験で用いた三点曲げ疲労試験片では疲労き裂発生寿命は疲労破断までの疲労寿命の約 90% を占めており、切り欠きや鋭角な欠陥がなければ、歯車や軸などの機械要素の疲労寿命の大半は疲労き裂発生までの寿命であることが言える。
- 2) き裂発生寿命に及ぼす表面粗さの影響を調べる実験には、クラウンニング円形状のノッチを有する S50C 三点曲げ疲労試験片を用いた。疲労実験の結果より、表面粗さ R_a を $1.27\mu\text{m}$ から $0.03\mu\text{m}$ にすることでき裂発生寿命は 2~3 倍長くなることがわかった。また、表面粗さによるき裂進展寿命の変化がなく、疲労寿命に及ぼす表面粗さの影響はき裂発生段階に限っていることを明らかにした。
- 3) 浸炭焼入れ試験片には表面に異常層（非マルテンサイト組織）が存在し、表面異常層の厚さは $20\sim 30\ \mu\text{m}$ であり、硬さは $500\sim 600\text{HV}$ 程度である。表面異常層を電解研磨で除去した結果、疲労寿命は明らかに増加しており、疲労強度も同程度の向上が考えられる。

参考文献

- [1] JSME, Design for Gear Strength, Jpn. Soc. Mech. Eng. (in Japanese), 109, 1991
- [2] Y. Murakami, K. Takahashi and T. Yamashita, Quantitative Evaluation of the Effect of Surface Roughness on Fatigue Strength (Effects of Depth and Pitch of Roughness), Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. (in Japanese), 63(612)(1997)1612-1619.
- [3] Y. Marakami, K. Tsutsumi and M. Fujishima, Quantitative Evaluation of Effect of Surface Roughness on Fatigue Strength, Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. (in Japanese), 62(597)(1996)1124-1131.
- [4] H. Itoga, K. Tokaji, M. Nakajima and H.N. Ko, Effects of Notch and Surface Roughness on Long Life Fatigue Behaviour in High Strength Steels, Materials, Jpn. Soc. Mat. Sci. (in Japanese), 54(12)(2005)1249-1254.
- [5] S. Kyrre As, B. Skallerud and B.W. Tveiten, Surface Roughness Characterization for Fatigue Life Predictions Using Finite Element Analysis, International Journal of Fatigue, 30(2008)2200-2209.
- [6] D. T. Jelaska, S. Glodez and S. Podrug, Numerical Modeling of the Crack Propagation Path at Gear Tooth, Proc. 9th Int. Power Transmission and Gearing Conference, 2003.
- [7] K. Inoue, M. Kato and M. Yamanaka, Fatigue Strength and Crack Growth of Carburized and Shot Peened Spur Gears, Proc Power Trans Eng Conf (ASME), 1989, 663-668.
- [8] J.C. Newman Jr., F.P. Phillips, M.H. Swain, R.A. Everett Jr., Fatigue Mechanics. An Assessment of a Unified Approach to Life Prediction, ASTM Special Technical Publication (1122), 1992, 5-27.
- [9] C. Makabe, S. Nishida, H. Kaneshiro and S. Tamaki, Method of Detecting Fatigue Crack Initiation through Analysis of Strain Waveform, Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. (in Japanese), 58(551) (1992)1191-1195.
- [10] Y. Katayama, M. Sakane and M. Ohnami, Surface Crack Detection by A. C. Potential Drop Method; Experiment and FEM Considerations, Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. (in Japanese), 62(602)(1996)2216-2223.
- [11] Y. Lee and M. Sakane, Multiple Surface Crack Detection Using A. C. Potential Drop Method, Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. (in Japanese), 68(672)(2002) 1220-1227.
- [12] V. Zilberstein, D. Schlicker, K. Walrath, V. Weiss and N. Goldfine, MWM Eddy Current Sensors for Monitoring of Crack Initiation and Growth During Fatigue Tests and In Service, International Journal of Fatigue, 23(2001) 477-485.
- [13] V. Zilberstein, K. Walrath, D. Grundy, D. Schlicker, et al., MWM Eddy-current Arrays for Crack Initiation and Growth Monitoring, International Journal of Fatigue, 25(2003) 1147-1155.
- [14] G. Deng, Y. Sakanashi and T. Nakanishi, A practical method for fatigue crack initiation detection using an ion-sputtered film, Transactions of the ASME, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol.131, No.1, pp.011007-1-011007-6, 2009.1
- [15] Gang DENG, Tomoya MASUYAMA, Masana KATO and Katsumi INOUE, Bending Fatigue Strength of Carburized Gears with an Artificial Notch at the Fillet method for fatigue crack initiation, JSME International Journal Vol.43, No.2, Series C, 6(2000)432-438.

- [16] Masana KATO, Katsumi INOUE, Gang DENG, B.S. JEONG, Size Effect in Bending Strength of Carburized Gear Teeth, Trans. ASME, J. Mechanical Design, (1993), Vol.115, 1013-1018.
- [17] 加藤正名, 鄧 鋼, 井上克己, 高津宣夫, 破壊力学に基づく浸炭歯車の強度評価に関する研究 (第4報 疲労き裂の進展に注目した曲げ強度評価法の提案), 日本機械学会論文集 (C編), 57-535, (1991), 903-908.
- [18] Masana KATO, Gang DENG, Katsumi INOUE, Nobuo TAKATSU, Evaluation of the Strength of Carburized Spur Gear Teeth Based on Fracture Mechanics, JSME International Journal, 36-2, 6(1993), 233-240.