

高周波焼入れシャフト材の振り疲労き裂の発生寿命・ 破断寿命に及ぼす硬さ分布の影響

越智 達朗*・蟹澤 秀雄*・渡邊 忠雄*²

Effect of Hardness Distribution on Crack Initiation Life and Fracture Life
of Induction Hardened Steels for Automotive Shafts

Tatsuro OCHI, Hideo KANISAWA and Tadao WATANABE

Synopsis : The purpose of this study is to clarify an effect of hardness distribution on the torsional fatigue strength of induction hardened steels. The factors of hardness controlling crack initiation life and breakage life were investigated against the each fracture mode of internal and surface fracture origin.

Torsional fatigue strength of induction hardened steels was dependent on each of the hardness and depth of the hardened layer and the hardness of core zone on the internal and surface fracture origin, respectively. In addition torsional fatigue strength increased with increasing these factors of hardness distribution.

The crack initiation life of the test-pieces fractured with surface origin could be expressed by a new indicator, "equivalent hardness", defined as a mean hardness weighted with the radius squared. The breakage life of the test-pieces fractured with surface origin in low cycles fatigue test could be expressed by the equivalent hardness, too. This was because the crack initiation life was dominant to the breakage life in low cycles fatigue test.

The crack initiation life of the test-pieces fractured with internal origin could be expressed by a new indicator, "projected core hardness", defined as a core hardness projected from internal fracture origin site to surface along stress distribution. The breakage life of the test-pieces fractured with internal origin could be expressed roughly by the projected core hardness, too.

Key words: medium-carbon shaft steel; induction hardening; torsional fatigue strength; crack initiation life; breakage life; fracture mode; fracture origin; hardness distribution; case hardening depth; case hardness; core hardness; stress amplitude.

1. 緒言

高周波焼入れ材の振り疲労強度は、硬さ分布の影響を受けることが明らかにされている¹⁻³⁾。例えば、内藤ら¹⁾は振り疲労限度に及ぼす硬化層深さの影響について、硬化層深さ t/r が0.58までは硬化層深さを増大させると振り疲労限度は増加するがそれ以上では飽和すること等を明らかにしている。しかしながら、任意の硬さ分布の影響を体系的に調べた報告は少ない。さらに、自動車のシャフト部品に必要な振り疲労強度は疲労限度ではなく、繰返し数が 10^6 回以下の時間強度である。これは、自動車のシャフト部品にかかる繰返しトルクの中で、自動車の発進時におけるトルクが主として問題となるためである。こうした高周波焼入れ材の振り疲労における時間強度に関する従来の研究は少なく³⁾、時間強度がどのような破壊の過程で律速され、またどのような要因で決まるのかは明らかではないのが現状である。

前報⁴⁾では、疲労き裂の起点と硬さ分布の関係を調査したが、本研究では、表面硬さと硬化層深さの異なる種々の

硬さ分布の鋼材について、振り疲労き裂の発生寿命、破断寿命に及ぼす硬さ分布の影響を調査し、各寿命を支配する硬さの因子について検討した。

2. 実験方法

供試鋼として、前報⁴⁾と同じく、硬さ分布を変化させることを狙いとして炭素量を0.35~0.54%の範囲で変化させたJISのSC材相当の材料を用いた。供試鋼の化学成分をTable 1に示す。また、これらの素材の機械的性質をTable 2に示す。

これらの素材から、Fig. 1に示す平滑振り疲労試験片およびFig. 2に示す切欠き付き振り疲労試験片を作製した。ただし、振り疲労試験片のチャック部は高周波焼入れ前は直径31mmであり、高周波焼入れ焼戻し後にFig. 1, 2に示す形状に仕上げ加工した。

高周波焼入れは、周波数8.5kHzで固定焼入れにより行った。最高加熱温度を1293K~1551Kの間で変化させ、同一材料において硬化層深さを変化させた。高周波焼入れ

平成11年7月1日受付 平成11年9月8日受理 (Received on July 1, 1999; Accepted on Sep. 8, 1999)

* 新日本製鐵(株)室蘭技術研究部(Muroran R & D Lab., Nippon Steel Corp., 12 Nakamachi Muroran 050-8550)

* 2 東北大学大学院工学研究科(Graduate School of Engineering, Tohoku University)

後、433K×2時間の条件で焼戻しを行った。その後、チャック部を仕上げ加工し、振り疲労試験に供した。

振り疲労試験は、振り疲労試験機 EHF-TD5kNm-140L (最大トルク; 5kN-m) を用いた。疲労試験条件は、トルク制御、両振り負荷である。振り疲労強度は平滑試験片を

Table 1. Chemical composition of steels.

No.	Steel	mass%							
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	N
1	0.35C	0.35	0.23	0.79	0.018	0.018	0.02	0.023	0.0047
2	0.41C	0.41	0.26	0.83	0.018	0.015	0.13	0.035	0.0047
3	0.54C	0.54	0.26	0.71	0.029	0.029	0.08	0.026	0.0063

Table 2. Mechanical properties of steels.

No.	Steel	Tensile strength	0.2% proof stress	Elongation	Reduction of area
		MPa	MPa	%	%
1	0.35C	615	396	31	55
2	0.41C	652	407	28	51
3	0.54C	758	443	24	44

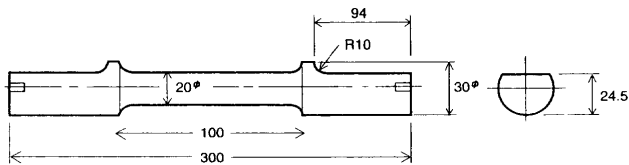


Fig. 1. Design of smooth specimen for torsional fatigue test.

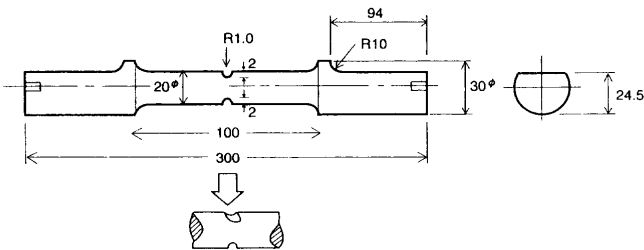


Fig. 2. Design of notched specimen for torsional fatigue test.

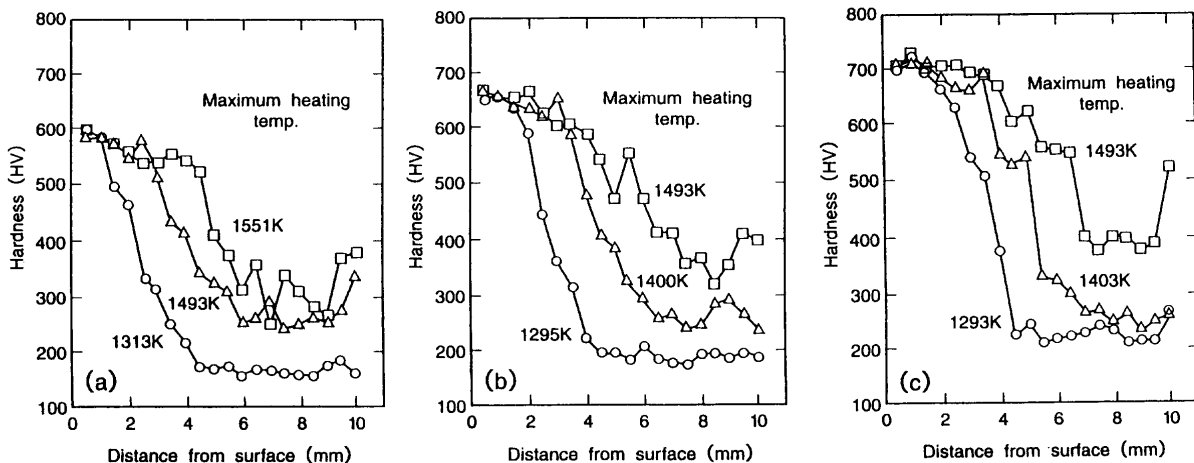


Fig. 3. Hardness distributions: (a) steel 0.35C, (b) steel 0.41C and (c) steel 0.54C. Testing load is 4.9 N.

用いて評価した。次に、き裂の発生寿命を求める方法として、疲労過程での角度振幅の変化を計測し、これによりき裂の発生寿命を推定するという方法を用いた。本実験ではトルク制御で振り疲労試験を行っている。そのため、振り疲労試験において角度振幅は当初は一定であるが、振り疲労過程でき裂が発生して断面積が減少すると角度振幅が大きくなる。本研究では、この変曲点での繰返し数を発生寿命と推定した。本方法の妥当性を調べるために、Fig. 2に示した切欠き付き疲労試験片を用いた。

硬さ分布は、マイクロビッカース硬さ試験機を用い、試験荷重4.9 N (500 gf)で0.5 mm間隔で測定した。焼入れ硬化層深さは、JIS G 0559の規定の方法に基づき、HV450の硬さの位置までの距離を硬化層深さとした。

残留応力の測定は、微小部残留応力測定装置を用いた。Cr管球を使用し、測定条件は管電圧30 kV、管電流20 mAである。残留応力の測定はフェライトの(211)面を用いた。

3. 実験結果

3.1 高周波焼入れ材の振り疲労強度に及ぼす硬さ分布の影響

Fig. 3は、各供試材の硬さ分布である。熱処理材の硬さ、表面残留応力、オーステナイト粒度、静的振り強度をまとめてTable 3に示す。本研究では、硬化層深さの指標として、硬化層深さ t を半径 r で規格化した値 t/r を用いた。また、硬化層の硬さは表面~深さ1 mmの間の硬さの平均値である。芯部硬さは中心部から1 mm~2 mm間の硬さの平均値であり、中心偏析部を避けた領域の硬さを用いた。硬化層硬さは炭素量に依存し、高炭素鋼ほど硬い。芯部硬さは硬化層深さを深くしたものの程硬くなっているが、これは高周波焼入れ時に熱影響を受けるためである。また、硬化層深さの深いものほど、最高加熱温度が高いために、硬化層の γ 粒径は粗い。

次に、Fig. 4は、各鋼種の振り疲労特性を示す。いずれ

の鋼種においても、硬化層深さを深くする程時間強度は向上する。0.41C鋼, 0.54C鋼では、内部起点と表面起点が明瞭に判別できるため、内部起点材と表面起点材を記号で区別している。0.35C鋼では一部の試験片において、疲労破壊起点の判別が困難であったため、内部起点材と表面起点材の記号での区別を行っていない。0.41C鋼と0.54C鋼の結果から次の点が明らかである。内部起点では、硬化層深さを深くする程、有効に時間強度が向上する。また、硬化層深さを深くしていくと、起点が内部から表面に移る。表面起点材においても、振り強度は硬化層深さの影響を受け、硬化層深さを深くする程、振り疲労強度は向上する。ここで、内藤ら¹⁾の振り疲労限度に及ばず硬化層深さの影響についての検討では、破壊モードが内部起点の場合、硬化層深さを深くすると振り強度は向上するが、破壊モードが表面に遷移すると強度の向上は飽和することを明らかにしている。時間強度に及ばず硬化層深さの影響に着目した本研究では、内部起点の場合には内藤らの研究と同じ傾向を示す。一方、表面起点の場合にも、硬化層深さを深くすると振り強度が向上する点は、内藤らの結果と異なっており、この点は本研究で得られた新規なる知見である。

3・2 き裂の発生寿命に及ぼす硬さ分布の影響

き裂の発生寿命を求める方法として、本研究では、角度振幅の疲労過程での変化を計測し、これによりき裂発生寿命を推定するという方法を用いた。角度振幅の計測結果の

Table 3. Hardness, residual stress, grain size No. and static torsional strength.

	0.35C			0.41C			0.54C		
	0.21	0.34	0.48	0.25	0.42	0.62	0.37	0.52	0.68
Case Hardening Depth t/r	0.21	0.34	0.48	0.25	0.42	0.62	0.37	0.52	0.68
Case Hardness HV	591	583	595	657	664	659	712	707	719
Core Hardness HV	168	257	290	190	269	344	217	246	391
Residual Stress at Surface MPa	-586	-647	-580	-510	-541	-581	-633	-577	-582
γ -Grain Size No.	9.2	8.0	7.3	8.7	7.2	6.7	6.7	6.3	5.8
Static Torsional Strength MPa	1257	1538	1611	1415	1685	1769	1477	1853	1985

一例を Fig. 5 に示す。角度振幅は当初は一定であり、図中の矢印で示した繰返し数から変曲し大きくなっている。本研究では、この変曲点での繰返し数を発生寿命と推定した。

ここで、本方法の妥当性を検証するために、Fig. 2 に示

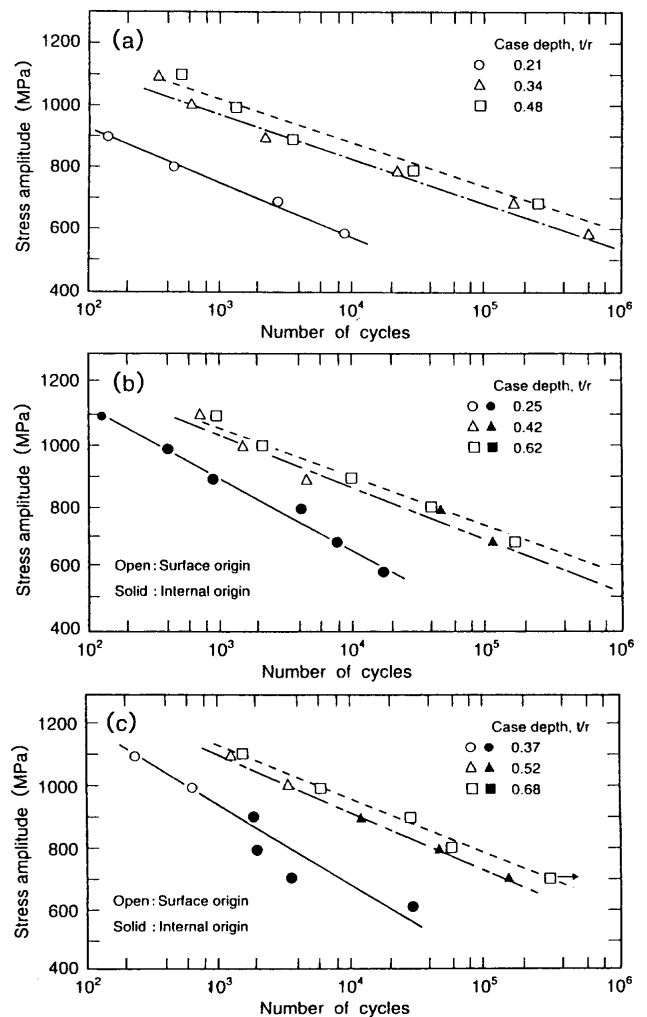


Fig. 4. Effect of case hardening depth on torsional fatigue strength: (a) steel 0.35C, (b) steel 0.41C and (c) steel 0.54C.

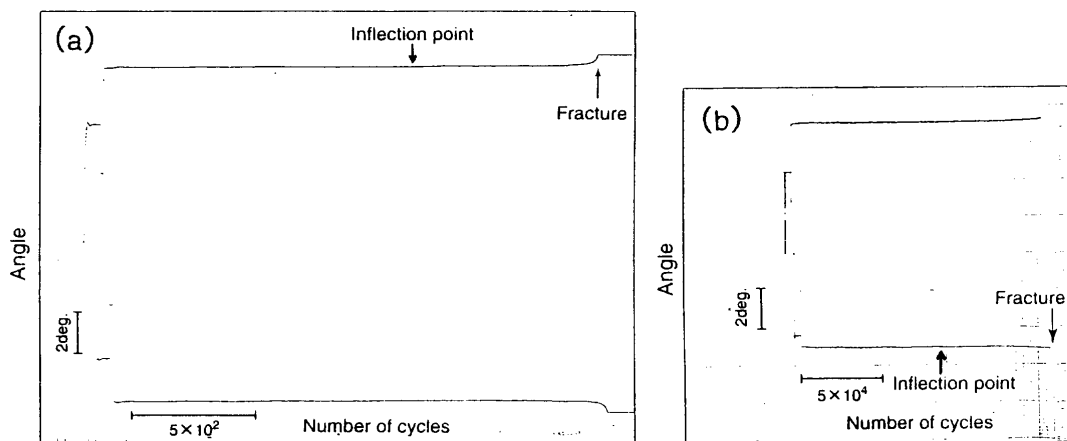


Fig. 5. Change of angle range in torsional fatigue test of steel 0.41C ($t/r=0.62$): (a) $\tau_a=1000$ MPa and (b) $\tau_a=700$ MPa.

した切欠き付き試験片を用い、Fig. 6(a)に示した振り疲労過程で角度振幅が変曲し始めたところのサイクル(A)および(B)で試験を中断し、切欠き底部を切断して観察した。Fig. 7は、これらの試験片の切欠き底部で認められたき裂である。サイクル(A)で約1mm、サイクル(B)で約4mmまでき裂が伝播している。Fig. 7の繰返し数とき裂長さの関係を整理するとFig. 6(b)ようになる。Fig. 6(b)のき裂長さ-繰返し数線図において、(A)、(B)のプロットから外挿し、き裂長さが0となる繰返し数がき裂の発生寿命に相当するが、Fig. 6(a)角度-繰返し数線図における角度振幅の変曲点とほぼ一致する。以上の検証結果から、本研究で用いた角度振幅変化による振り疲労き裂発生寿命推定法の妥当性が確認できたと言える。

Fig. 8にき裂の発生寿命と破断寿命の関係の一例を示す。

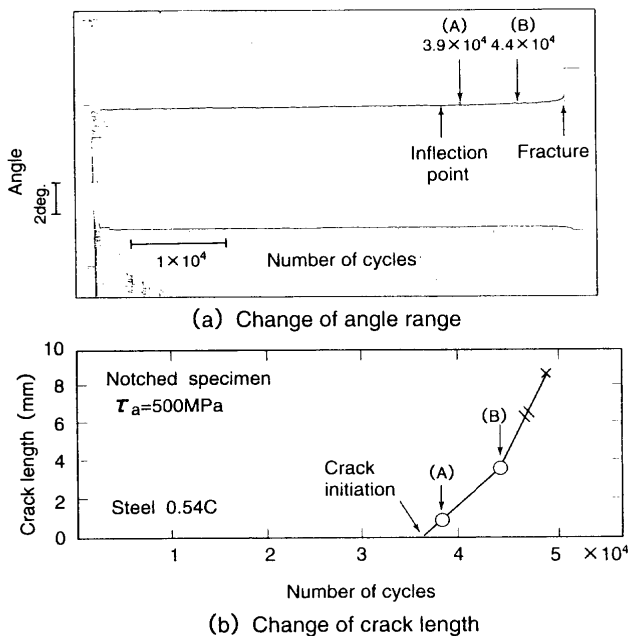


Fig. 6. Relationship between change of angle range and change of crack length in torsional fatigue test.

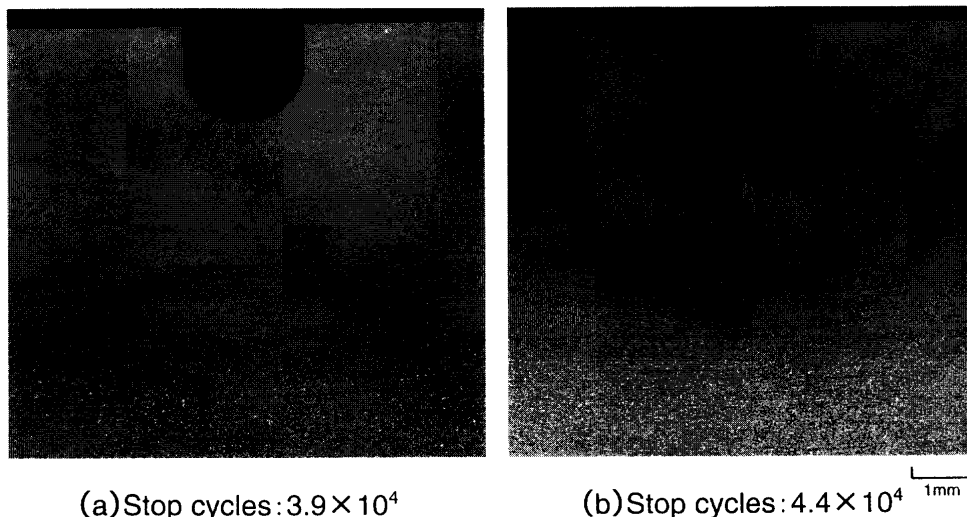


Fig. 7. Propagating crack observed in the specimen stopped on the way of fatigue test.

10^3 サイクル付近の低サイクル域ではき裂の発生寿命は全寿命の概ね60%であり、振り強度は主としてき裂の発生特性により支配されると言える。一方、 10^5 サイクル付近の比較的高サイクル域ではき裂の発生寿命は全寿命の概ね40%であり、振り強度にはき裂の発生特性だけでなく、伝播特性も影響すると考えられる。

き裂の発生寿命に及ぼす硬化層深さの影響の一例をFig. 9に示す。硬化層深さの影響はFig. 4に示した破断寿命の場合と同様で、発生寿命も硬化層深さを深くする程向上する。

4. 考察

4.1 表面起点材のき裂の発生寿命を支配する硬さの因子

き裂の発生寿命支配因子について、硬さの諸因子との関係に着目して考察した。シャフト材の振り疲労においては、前報⁴⁾で明らかにしたように、表面起点、内部起点のいずれの場合もモードIIIでき裂が発生する。モードIIIでのき裂の発生・伝播に関しては硬さが最大の支配因子と考えられる。き裂の発生寿命は、表面起点の場合には主として表面硬さ(=硬化層硬さ)、内部の硬化層と芯部の境界が起点の場合には主として芯部硬さが影響すると考えられる。本節では、まず表面起点材のき裂の発生寿命を支配する硬さの因子について考察した。

Fig.10は、応力振幅が1000 MPaで破断した材料のき裂の発生寿命を、硬化層硬さで整理した結果である。応力振幅が1000 MPaでは大部分の試験片が表面起点であり、発生寿命と硬化層硬さには良い相関がある。ただし、これらの関係は硬化層深さで層別され、硬化層深さが深いほど発生寿命は向上する。このことは、表面起点のき裂の発生寿命は、き裂の発生位置の硬さだけではなく、内部の硬さも影響していることを示している。

ここで、Fig.11は疲労試験破断材の破面直下の硬さ分布

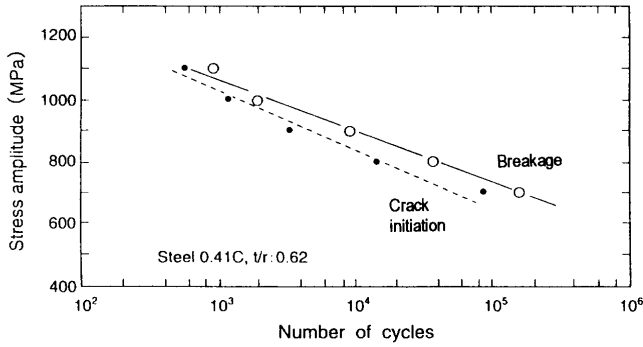


Fig. 8. Relationship between crack initiation life and breakage life.

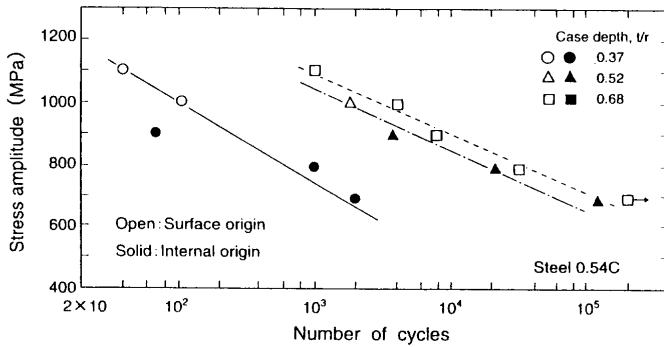


Fig. 9. Effect of case hardening depth on the crack initiation life.

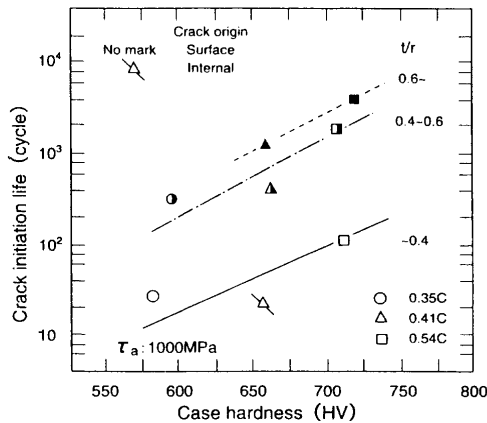


Fig. 10. Relationship between case hardness and crack initiation life.

を素材の硬さ分布と比較して示したものである。繰返しトルクの付与により、硬化層は軟化し、一方、もともと軟質な芯部は加工硬化している。以上の結果は、振り疲労過程ではマイクロな塑性変形が繰返し起こっており、しかもマイクロな塑性変形は表層から内部へも広がっていることを示唆している。表面起点のき裂の発生寿命に対して内部の硬さも影響するのは、マイクロな塑性変形が表層から内部へ広がっていることが原因と推察される。

以上の知見をもとに、Fig.12は、振り疲労過程での応力状態を、模式図的に示したものである。振り疲労過程では、

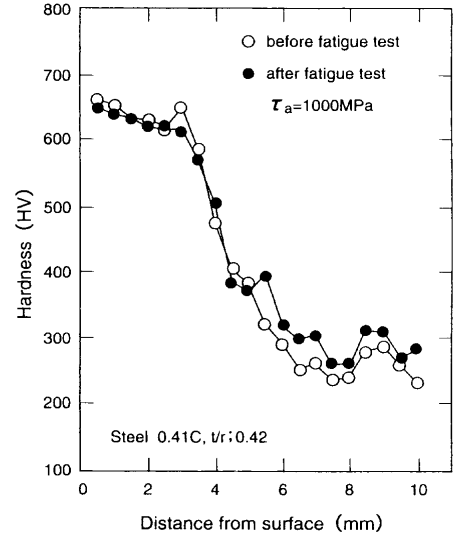


Fig. 11. Change in hardness distribution in torsional fatigue test.

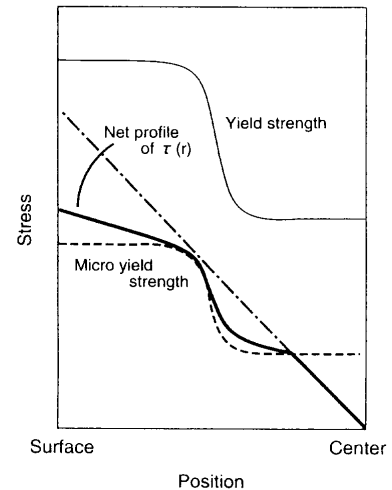


Fig. 12. Schematic representation showing relationship between net profile of $\tau(r)$ and micro yield strength.

表層から内部へマイクロな降伏現象を起こすため、正味の応力分布はFig.12中に太い実線で示したように、一点鎖線で示した直線から、破線で示したマイクロな降伏強度分布に近づいた分布を示していると推定される。ここで、既報⁵⁾において、モードIIIで静的振り破壊を起こす場合には、破断時の応力分布が硬さ分布の形状と概ね相似形となるため、(1)式で定義される半径の2乗の重み付き断面内の平均硬さ、すなわち相当硬さ H_{eq} によって記述できることを明らかにした。Fig.12に示したマイクロな降伏強度分布は硬さ分布とほぼ相似形の分布を示すと考えられるため、き裂の発生寿命も相当硬さに依存する可能性が考えられる。

$$H_{eq} = \frac{3}{r^3} \int_0^r H(x)x^2 dx \dots\dots\dots(1)$$

r : 半径, x : 中心からの距離, $H(x)$: 位置 x での硬さ

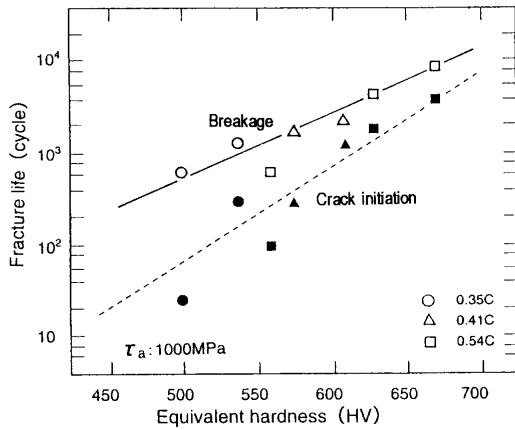


Fig. 13. Relationship between crack initiation life or breakage life and equivalent hardness (surface origin).

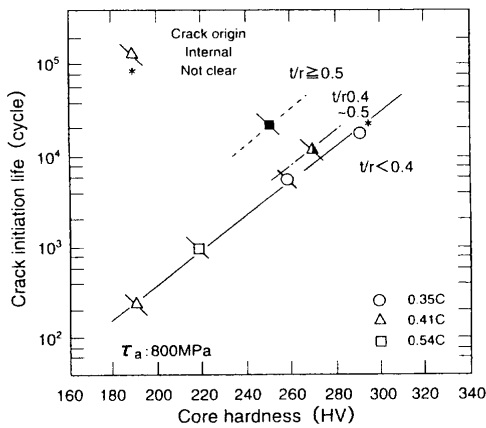


Fig. 14. Relationship between core hardness and crack initiation life.

Fig.13はき裂の発生寿命を相当硬さで再整理した結果であるが、表面起点の場合のき裂の発生寿命は、相当硬さ H_{eq} で整理できることが明らかである。任意の硬さ分布の材料のき裂の発生寿命が、相当硬さという規格化された硬さの指標で整理できることは全く新しい知見である。また、Fig.13の中には、破断寿命を併せてプロットしたが、相当硬さと良い相関が認められる。これは、低サイクル域では、き裂の発生寿命が全寿命の60%前後と、振り疲労強度に対して発生特性が支配的であるためと考えられる。

4・2 内部起点材のき裂の発生寿命を支配する硬さの因子

内部起点材のき裂の発生寿命は、起点位置の硬さ、つまり芯部硬さが支配的と考えられる。そこで、応力振幅が800 MPaにおいて、内部起点で破断した材料の発生寿命を芯部硬さで整理した。結果をFig.14に示す。内部起点破断材の発生寿命は芯部硬さと良い相関がある。また、発生寿命は硬化層深さの影響を受け、発生寿命と芯部硬さの関係は硬化層深さで層別され、硬化層深さが深いほど発生寿命は向上する。

Fig.15は、応力分布と振り強度分布の関係を示した模式

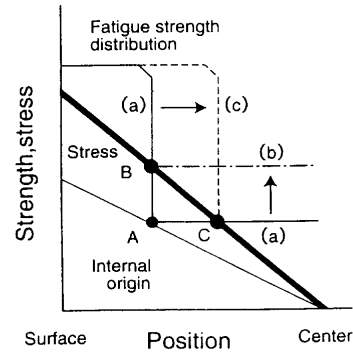


Fig. 15. Schematic illustration showing the effect of core hardness and case hardening depth on fatigue strength.

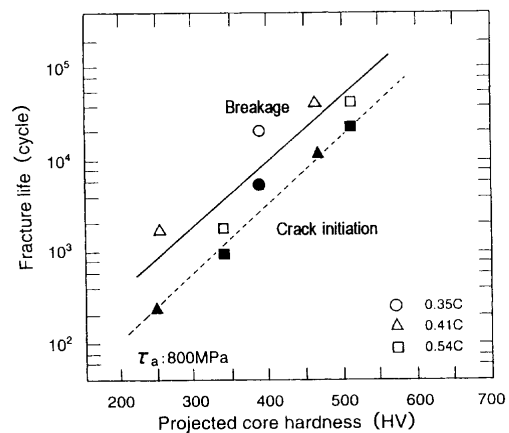


Fig. 16. Relationship between crack initiation life or breakage life and projected core hardness (internal origin).

図である。内部起点の場合は、き裂の発生に対して塑性拘束の影響が考えられるが、ここではまず、その影響を無視して、強度分布、つまり硬さ分布のみに着目して検討した。芯部硬さを(a)から(b)へ増加すると、起点はAからBへ移り強度は向上するが、この高強度化の効果は、硬化層深さを(a)から(c)へ深くして起点がAからCへ移った場合と等価である。つまり、内部起点の場合には、振り疲労強度の増加に対して、硬化層深さの増加は芯部硬さの増加と等価な効果を有する。本研究では、このような芯部硬さ H_{core} と硬化層深さ t/r の両者の効果を同時に記述できる硬さの指標として、前報⁴⁾で導入した投影芯部硬さ H_{p-core} を用いた。

$$H_{p-core} = H_{core} / (1 - t/r) \dots \dots \dots (2)$$

H_{core} : 芯部硬さ

t : 硬化層深さ (表面からの距離), r : 半径

Fig.16は内部起点材のき裂の発生寿命を投影芯部硬さで再整理した結果である。内部起点材の発生寿命は投影芯部硬さ H_{p-core} と良い相関が認められる。ここで、上記のように、内部起点の場合には、き裂の発生に対して塑性拘束の影

響が考えられるが、Fig.16のように、き裂の発生寿命が概ね硬さ因子のみで整理されることは、き裂の発生寿命に対して塑性拘束の影響が小さいものと推察される。また、Fig.16の中には、破断寿命を併せてプロットしたが、内部起点破断材の破断寿命と投影芯部硬さの間には概ね相関が認められる。ただし、その相関性は必ずしも良くない。これは、内部起点破壊は通常高サイクル域で起こり、高サイクル域では全寿命に占める伝播寿命の割合が高く、伝播特性が無視できないためと考えられる。

5. 結論

高周波焼入れ材の振り疲労強度に及ぼす硬さ因子の影響について、硬化層硬さと硬化層深さを種々に変化させた材料を用いて系統的に調べた。そして、振り疲労き裂の発生寿命、破断寿命を支配する硬さ因子を検討した。その結果、次の各点を明らかにした。

(1) 表面起点材では、硬化層硬さが高いほど、また硬化層深さが深いほど時間強度は向上する。表面起点での疲

勞き裂の発生寿命は、半径の2乗の重みをつけた平均硬さ、つまり相当硬さで整理される。これは、全断面でミクロな塑性変形を起こし、繰返し過程で材質劣化があるレベルまで達した時にき裂が発生するためと考えられる。発生寿命が支配的である低サイクル域の表面起点破壊の場合は、破断寿命も相当硬さで整理できる。

(2) 内部起点でも、硬化層深さを深くする程、また芯部硬さが硬いほど時間強度は向上する。内部起点での疲労き裂の発生寿命は、起点位置での外力と材質の関係で決まるため、新指標「投影芯部硬さ」で整理される。内部起点の場合の破断寿命も、概ね投影芯部硬さで整理できる。

文 献

- 1) T.Naitoh, K.Hanai, H.Ueda and M.Kikuchi: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **32** (1983), 1132.
- 2) 岡田義夫, 田原廣光, 大越喜彦: 自動車技術会 1985 年春季大会前刷集, No. 851, (1985), 211.
- 3) M.Nakamura, H.Takeshita, T.Hasegawa, T.Kawasaki and T.Suwa: *CAMP-ISIJ*, **7** (1994), 771.
- 4) T.Ochi, H.Kanisawa and T.Watanabe: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 891.
- 5) T.Ochi and Y.Koyasu: *SAE Tech. Pap. Ser.*, #940786, (1994).