

自動車用高周波焼入れシャフト材の捩り疲労き裂の伝播挙動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 Propagation Behavior of Torsional Fatigue Crack of Induction Hardened Steels for Automotive Shafts

Tatsuro OCHI, Hideo KANISAWA and Tadao WATANABE

Synopsis : The purpose of this study is to clarify the effect of hardness distribution on the propagation behavior of torsional fatigue crack of induction hardened steels for automotive shafts. The effect of hardness distribution on the propagation rate of mode III crack and fatigue fracture toughness were investigated.

In the torsional fatigue test, mode III fatigue crack propagated in early stage after crack initiation. And, when fatigue crack length achieved a certain critical level, the fracture mode changed from mode III to mode I and static final fracture occurred with intergranular fracture at almost the same time.

The propagation rate of mode III crack decreased with increasing the hardness of crack propagation region. On the other hand, the length of mode III crack propagation at the fracture was decreased by increasing case hardness. This indicates that increasing case hardness enhance the shift from fatigus crack propagating at mode III to static final fracture, namely decreased fatigue fracture toughness.

Key words : medium-carbon shaft steel; induction hardening; torsional fatigue strength; crack propagation life; fracture life; static final fracture; fracture mode; fatigue fracture toughness; hardness distribution; case hardening depth; case hardness; core hardness; carbon; stress amplitude.

1. 緒言

近年、自動車の軽量化等を狙いとして自動車部品の高強度化が強く指向されている。自動車部品の一つである高周波焼入れシャフト部品の所要特性は捩り疲労強度である。高周波焼入れ材の捩り疲労強度は、硬さ分布の影響を受けることが知られている¹⁻³⁾。前報⁴⁾において、捩り疲労寿命を支配する硬さの因子について検討し、表面起点材の疲労強度は断面内の硬さ分布の全体が影響し、半径の2乗の重みを付けた平均硬さである相当硬さで整理できること、内部起点材の疲労強度は投影芯部硬さで整理できることを明らかにした。但し、前報では、捩り疲労き裂の伝播寿命の影響については考慮せず、き裂の発生寿命に着目し、硬さ分布の影響を調べたものであった。本研究では、捩り疲労き裂の伝播寿命に着目し、伝播挙動と硬さ分布の関係について検討した。

2. 実験方法

供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。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。

供試鋼はいずれも実機工程にて製造した材料であり、直

径 33~48 mm の圧延棒鋼を素材とした。素材の機械的性質を Table 2 に示す。

これらの素材から、Fig. 1 に示す平滑捩り疲労試験片を作製した。ただし、捩り疲労試験片のチャック部は高周波

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

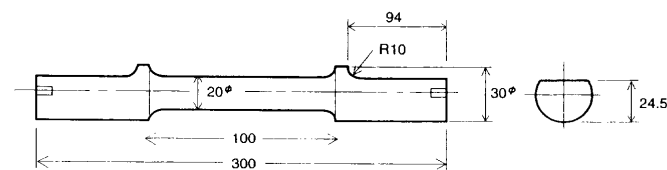


Fig. 1. Design of a smooth specimen for torsional fatigue test.

平成 12 年 6 月 5 日受付 平成 12 年 9 月 5 日受理 (Received on June 5, 2000; Accepted on Sep. 5, 2000)

* 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)

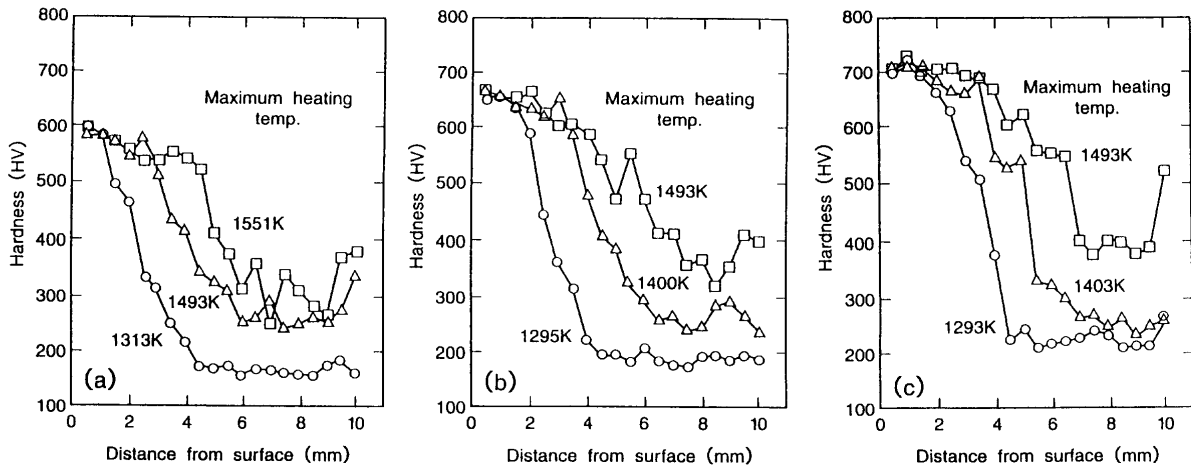


Fig. 2. Hardness distributions: (a) steel 0.35 C, (b) steel 0.41 C, (c) steel 0.54 C.

焼入れ前は直径31 mmであり、高周波焼入れ焼戻し後にFig. 1に示す形状に仕上げ加工した。

高周波焼入れは、周波数8.5 kHzで固定焼入れにより行った。最高加熱温度を1293~1551 K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。高周波焼入れ後、433 K×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、最大トルク5 kN-mの振り疲労試験機を用いた。疲労試験条件は、トルク制御、両振り負荷である。振り疲労き裂の発生寿命は、前報⁴⁾で述べたように、疲労過程での角度振幅の変化を計測し、角度振幅が大きくなる変曲点での繰り返し数を発生寿命とするという方法により求めた。そして、全寿命から発生寿命を引くことにより、き裂の伝播寿命を求めた。

硬さ分布は、マイクロピ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 G0559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. 実験結果および考察

3.1 振り疲労破壊破面と破壊の素過程

Fig. 2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

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

	0.35C			0.41C			0.54C		
Case Hardening Depth t / radius 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

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。

Fig. 3は0.54 C鋼の硬化層深さ t/r が0.52の材料を応力振幅 τ_a が900 MPaで破断した試験片の破面である。起点は内部であり、試験片の長手方向に平行なモードIIIき裂が発生・伝播した後、き裂がモードIに遷移し静的最終破壊を起こしている。モードI破壊の遷移部は硬化層部であり、100%粒界割れである。また、Fig. 3(d)は遷移部から約5 mm離れた硬化層の伝播部の破面写真であるが、やはり部分的に粒界割れを呈している。

次に、Fig. 4は、上記の材料を、 τ_a が1100 MPaで破断した試験片の破面である。起点は表面であり、試験片の長手方向にモードIIIき裂が発生し、深さ約1 mm伝播した後、モードIに遷移し静的最終破壊を起こしている。モードI破壊の遷移部はやはり硬化層部の粒界割れであり、遷移部から約5 mm離れた硬化層の伝播部(Fig. 4(d))でも粒界割れを呈している。高応力-低サイクルで表面起点破壊を起こす試験片でこのタイプの破面が認められる。

ここで、西谷ら⁵⁾はS45Cの焼入れ焼戻し材(焼戻し温度: 873 K)について振り疲労におけるき裂の伝播挙動を調査し、平滑材の疲労き裂はモードIIIに始まり、途中でモードIに遷移することを報告している。また、Ritchieら⁶⁾は低合金鋼の焼入れ焼戻し材(焼戻し温度: 923 K)に

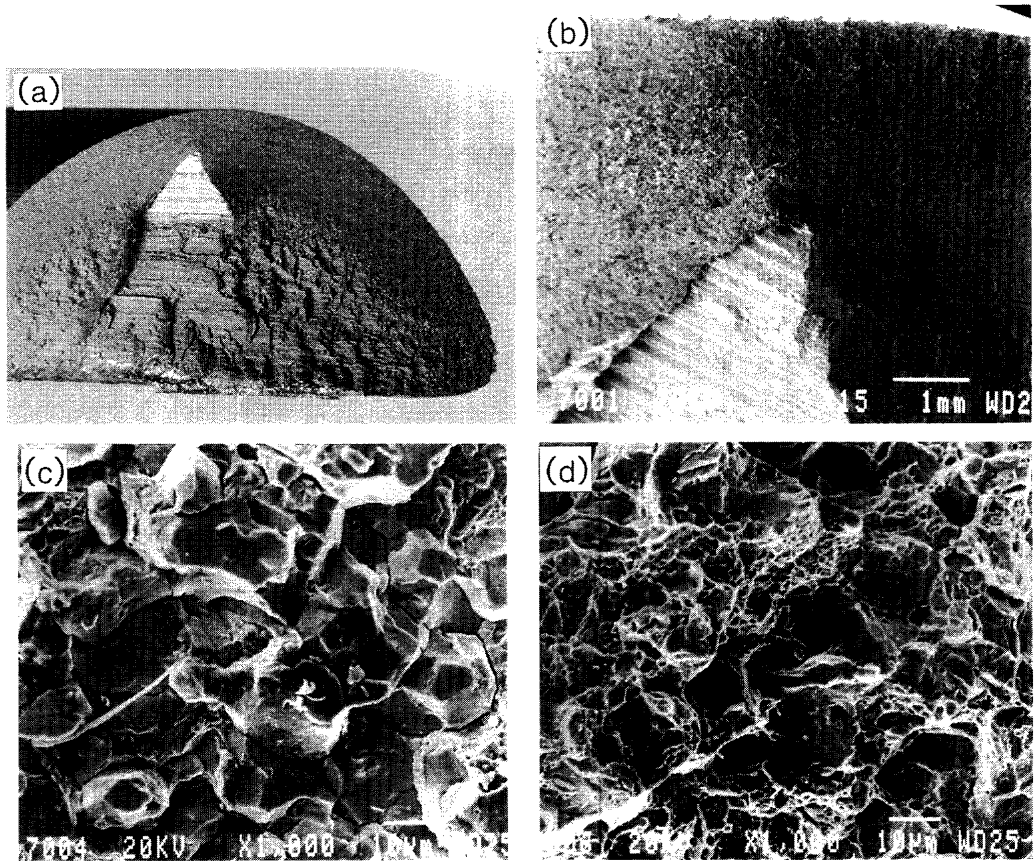


Fig. 3. Fractographs of the specimen of steel 0.54 C (*t/r*: 0.52) fractured at the stress amplitude of 900 MPa: (a) macroscopic view, (b) around the transition region of mode I fracture, (c) high magnification of the transition region mode I fracture and (d) propagation region of mode I fracture.

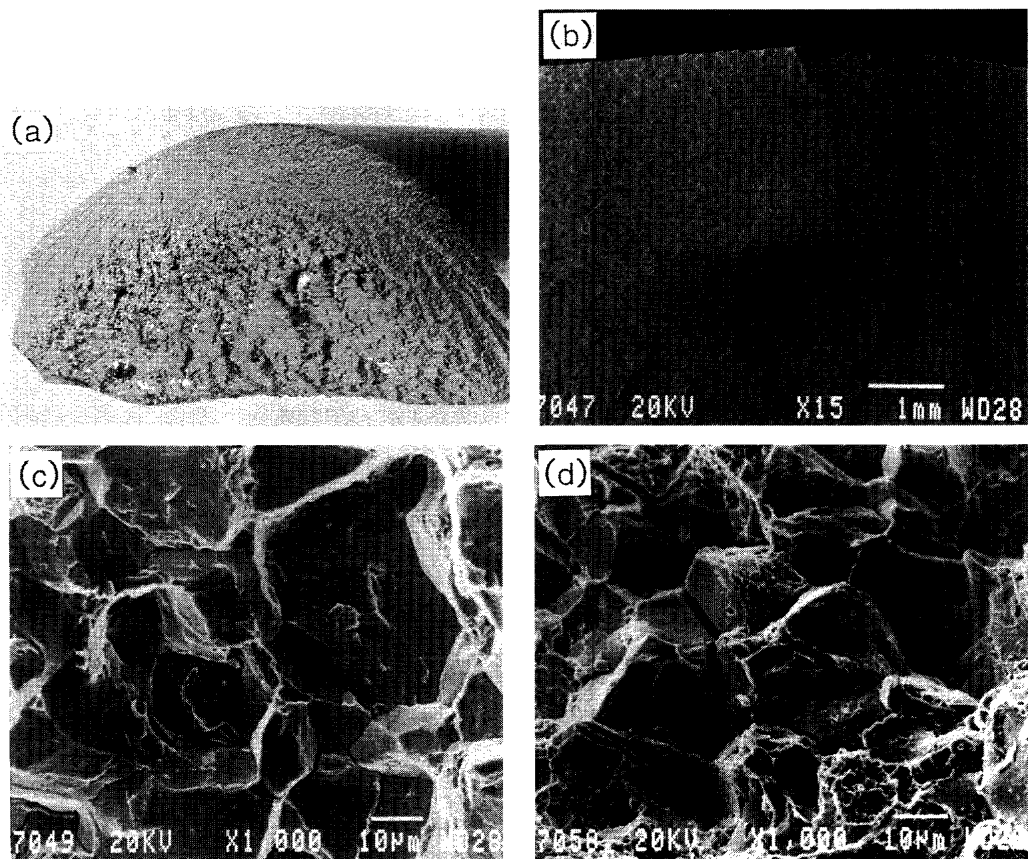


Fig. 4. Fractographs of the specimen of steel 0.54C (*t/r*: 0.52) fractured at the stress amplitude of 1100 MPa: (a) macroscopic view, (b) around the transition region of mode I fracture, (c) high magnification of the transition region of mode I fracture and (d) propagation region of mode I fracture.

ついて振り疲労き裂伝播挙動を調査し、モードIIIおよびモードIの疲労き裂を観察している。一方、中炭素鋼の高周波焼入れ材に関して振り疲労き裂の伝播挙動を調査した報告はない。筆者らの高周波焼入れ材の振り疲労強度に関する一連の研究において、ボロン等を添加し粒界強化を図った材料の振り疲労破断直前で試験を停止した試験片（表面起点材）で、西谷らの観察したき裂と同様のモードIIIき裂からモードIき裂へ分岐した疲労き裂を観察している。この場合には、最終破断破面において、モードI破面に半円状の明瞭な段差が認められた。この半円状の段差の大きさは、破断直前に表面で観察されるモードIき裂のサイズと一致することから、このモードI破面で認められた明瞭な段差は、疲労破面と静的最終破面との境界に相当している。本件の詳細は別報で報告する予定である。これに対して、本研究で用いた材料では、振り疲労試験の破断直前で試験を停止した試験片（表面起点材）で、モードIIIき裂は観察されたが、モードIIIからモードIへ分岐した疲労き裂は観察されなかった。また、最終破断破面はFig. 3, 4に示したように、モードI破面に疲労破面と静的最終破面の境界に相当するような明瞭な段差は認められなかった。以上から、本研究で取り上げた材料では、表面または硬化層と芯部の境界部を起点として発生したモードIIIの疲労き裂は、破壊モードがモードIに遷移するとほぼ同時に静的最終破壊を起こすものと推察される。

3.2 疲労き裂の伝播速度と硬さ分布の関係

疲労破壊の伝播寿命を決める因子として、疲労き裂の伝播抵抗と静的最終破断の起こしやすさの2点がある。ここでは、まず疲労き裂の伝播抵抗に及ぼす硬さ分布の影響について検討した。本研究で対象としている高周波焼入れ材の振り疲労き裂の伝播領域は、上記のようにモードIII破面の領域に相当する。本研究では、モードIII破面の領域の面積の平方根を、近似的に疲労き裂長さとし、疲労き裂伝播速度を、次式により平均伝播速度として求めた。

$$\text{疲労き裂の伝播速度} = \sqrt{A/N_p} \dots \dots \dots (1)$$

A: モードIII疲労き裂伝播域の面積

N_p : 伝播寿命 = 全寿命 - 発生寿命

Fig. 5に疲労き裂伝播速度と応力振幅の関係を示す。応力振幅が小さいほど伝播速度は小さい。前報⁴⁾において、低応力-高サイクル域では、き裂の伝播寿命の全寿命に占める割合が大きく、破断寿命に対してき裂の発生特性だけではなく伝播寿命も影響することを明らかにした。これは、低応力-高サイクルの条件では相対的に疲労き裂の伝播速度が小さいためと考えられる。また、炭素量で層別されており、0.54C鋼が0.41C鋼より伝播速度は小さい。そこで、疲労伝播域の硬さ（疲労き裂の深さ方向の中央部に相当する位置での硬さ）で疲労き裂の伝播速度を再整理するとFig. 6のようになり、疲労き裂の伝播域の硬さが硬い程伝

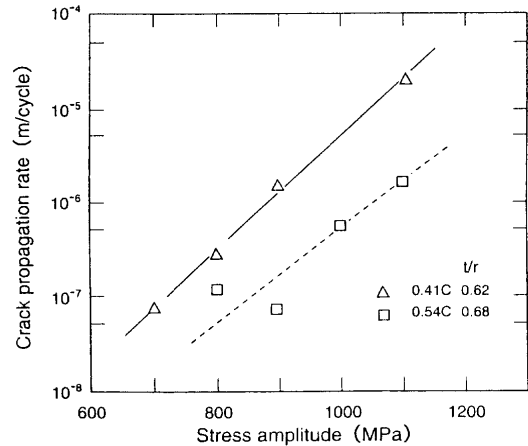


Fig. 5. Relationship between stress amplitude and crack propagation rate.

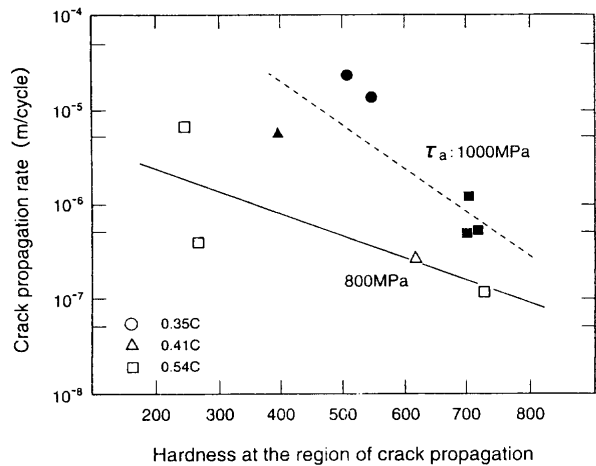


Fig. 6. Relationship between hardness at the region of crack propagation and crack propagation rate.

播抵抗が増大し伝播速度は小さくなることが明らかである。ここで、一般的な引張-圧縮応力を繰り返し受ける状態で疲労き裂が伝播する場合においては、材料が硬いほどき裂が閉口現象を起こしにくくなるため、き裂の伝播速度は速くなる⁷⁾。本研究で得られたモードIIIき裂伝播に及ぼす硬さの影響はモードIでの従来知見と逆の傾向を示している。以上から、モードIIIき裂の伝播抵抗増加の視点からは、伝播寿命の向上には硬さの増加は有効であると言える。

3.3 疲労き裂伝播から静的最終破壊への遷移条件

疲労き裂の伝播寿命を決めるもう一つの因子である疲労き裂伝播から静的最終破壊への遷移条件と、その条件に及ぼす硬さの影響について検討した。静的最終破壊はいつでもモードIで起きるため、疲労き裂伝播から静的最終破壊への遷移は、疲労き裂の主応力方向の*K*値が疲労破壊靱性 K_{II} を越えた時に起きると考えられる。疲労破壊靱性 K_{II} は静的最終破壊直前の疲労き裂の寸法から*K*値を求めることにより導出が可能である。本研究では、モードIIIからモードIへの遷移とほぼ同時に静的最終破壊を起こしてい

Table 4. Residual stress at surface after fatigue test.

Case Hardening Depth/radius		0.35C			0.41C			0.54C			
		0.21	0.34	0.48	0.25	0.42	0.62	0.37	0.52	0.68	
After	τ_s	1100		-36	-60	-134	-100	-59	-170	-80	-161
		1000		-28	-132	-66	-115	-54	-265	-287	-208
Fatigue	MPa	900	-133	-79	-64	-267	-295	-182	-204	-257	-281
		800	-155	-107	-177	-198	-276	-328	-293	-392	-335
Test		700	-290	-211	-266	-243	-320	-352	-318	-363	

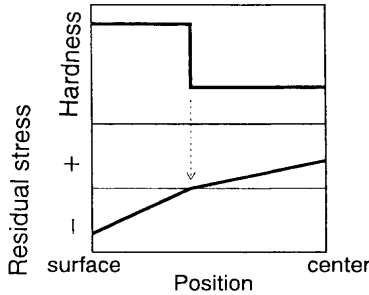


Fig. 7. Schematic illustration showing the relationship between hardness distribution and residual stress distribution.

と考えられるため、モード III 破面の領域を静的最終破壊直前の疲労き裂とした。そして村上の式⁸⁾を用い、応力分布と残留応力を考慮した次式により疲労破壊靱性 K_{If} を求めた。

$$\text{表面起点: } K_{If} = 0.65 \{ \sigma_a(1-d/r) + \sigma_R(d) \} \times \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}}} \dots (2)$$

$$\text{内部起点: } K_{If} = 0.5 \{ \sigma_a(1-d/r) + \sigma_R(d) \} \times \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}}} \dots (3)$$

σ_a : 応力振幅, d : 疲労き裂面の中央位置の表面からの深さ, r : 半径, area : 主応力に垂直な面に投影した疲労き裂の面積, $\sigma_R(d)$: 深さ d での残留応力

村上の式は一様応力が作用する無限体中にき裂が存在する場合の式であるのに対して、本研究では丸棒に振り応力を与えた場合で応力勾配を有する点が異なっているが、上式のようにき裂が存在する位置での応力を用いれば、適用が可能と考えられる。ここで、残留応力は振り疲労過程で減衰するため、破断試験片について、残された試験片平行部の中央位置の表面で残留応力を測定した。その結果を Table 4 に示す。内部の深さ d での残留応力は、表面における残留応力の実測値から次の方法で推定した。残留応力分布としては、Fig. 7 に示した単純化した残留応力分布を用いた。内部の最大引張残留応力は、表層の圧縮残留応力と内部の引張残留応力の持つ弾性エネルギーが等しいとして求めた。以上の前提条件から、Table 4 に示した表面での残留応力の実測値を用いて、深さ d での残留応力を次式で推定した。

$$d \leq t \quad \sigma_R(d) = \sigma_R(s)(t-d)/t \dots (4)$$

$$d > t \quad \sigma_R(d) = \sigma_R(s)t(t-d)/(r-t)^2 \dots (5)$$

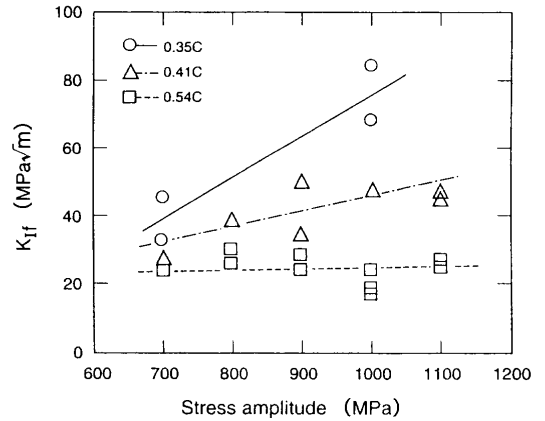


Fig. 8. Relationship between stress amplitude and K_{If} .

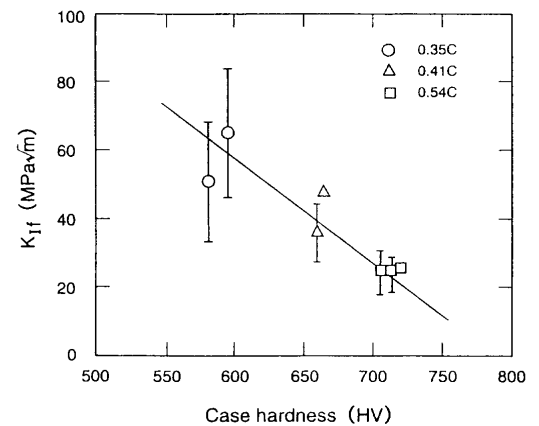


Fig. 9. Relationship between case hardness and K_{If} .

t : 硬化層深さ $\sigma_R(s)$: 表面での残留応力 r : 半径

疲労破壊靱性 K_{If} を (2)(3) 式で計算し、応力振幅で整理すると Fig. 8 のようになる。0.35C 鋼、0.41C 鋼では低応力ほど K_{If} は小さくなる傾向を示す。ここで、0.35C 鋼、0.41C 鋼の低応力破断材では、モード III 破面の延長線上で縦割れが存在する。つまりモード III 破面の一部が破面上に顔を出していない。この隠れたモード III 破面の面積を推定することは困難であるため、今回の K_{If} の計算では隠れたモード III 破面の面積は考慮していない。Fig. 8 で 0.35C 鋼、0.41C 鋼では低応力ほど K_{If} が小さくなる傾向を示すのは、上記のようにモード III 破面の一部が破面上に現れないため、 K_{If} の計算に用いた疲労き裂面積が過小評価になったためと考えられる。

次に、Fig. 8 から、 K_{If} は鋼種間で層別され、高炭素鋼ほど K_{If} は小さい。 K_{If} は硬さに依存すると考えられる。静的最終破壊はいずれも硬化層で起こっているため、 K_{If} を硬化層硬さで整理すると Fig. 9 のようになる。ここで、筆者らは既報⁹⁾において、0.8% C 鋼の焼戻し温度を変化させた材料を用いて CT 試験片により疲労破壊靱性を測定し、Table 5 のような結果を得ている。今回得られた Fig. 9 の K_{If} の結果は既報の結果とおおむね一致する。以上から、本研究における高周波焼入れ材の振り疲労においても、疲労き

Table 5. Relationship between hardness and K_{II} after our previous paper⁹⁾.

Hardness HV	K_{II} MPa \sqrt{m}
598	27.0
775	17.0

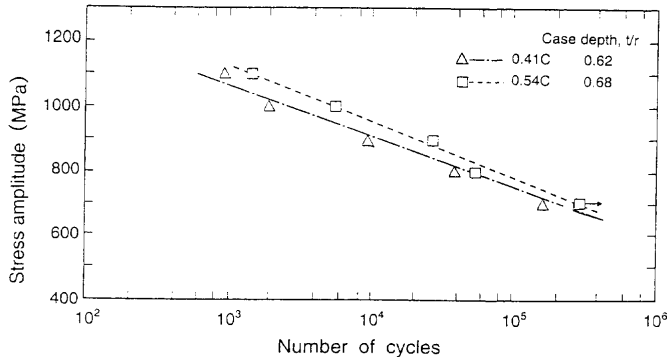


Fig. 10. Effect of carbon content on torsional fatigue strength.

裂伝播から静的最終破壊への遷移は、疲労き裂の主応力方向の K 値が疲労破壊靱性 K_{II} を越えた時に起きていることが明らかである。また、Fig. 9から K_{II} は硬さと良い相関があり、硬さの増加により低下する。このことは、硬化層硬さが高いほど、疲労破壊から静的最終破壊への遷移が起こりやすくなることを示しており、その意味では硬さの増加は伝播寿命を劣化させる方向に作用すると言える。前節で、疲労き裂の伝播抵抗増加の視点からは硬さの増加は有効であることを明らかにしたが、静的最終破壊への遷移の視点からは、硬さの増加は逆に悪影響を及ぼすことになる。伝播寿命に対する硬さの影響は、これらの両者の影響が重畳したものである。

3.4 振り疲労強度に及ぼす炭素量の影響について

Fig.10は、0.41C鋼と0.54C鋼について、振り疲労強度に及ぼす炭素量の影響を示したものである。 10^3 サイクル付近の高応力-低サイクル域では高炭素化により時間強度は有効に向上する。一方、 10^5 サイクル付近の低応力-高サイクル域では高炭素化による時間強度向上効果は小さい。次に、Fig.11は、0.41C鋼と0.54C鋼について、き裂の発生寿命に及ぼす炭素量の影響を示したものである。低～高サイクルの全域で高炭素化により発生寿命は向上する。この傾向は、Fig.10に示した破断寿命が高炭素化により低サイクル域のみで向上するのは異なっている。これから、高炭素化により発生特性は向上するが、伝播特性は逆に劣化している可能性が示唆される。

Fig.12に0.41C鋼と0.54C鋼の応力振幅900MPaにおける疲労き裂の伝播挙動を示す。勾配は(1)式で求めた疲労き裂の平均伝播速度に相当する。Fig.12から、高炭素化による硬さの増加により、き裂の発生寿命は向上し、疲労き裂の伝播速度も遅くなるが、疲労破壊靱性 K_{II} が低下し静的最終破壊を起こしやすくなる。高炭素化による疲労破壊

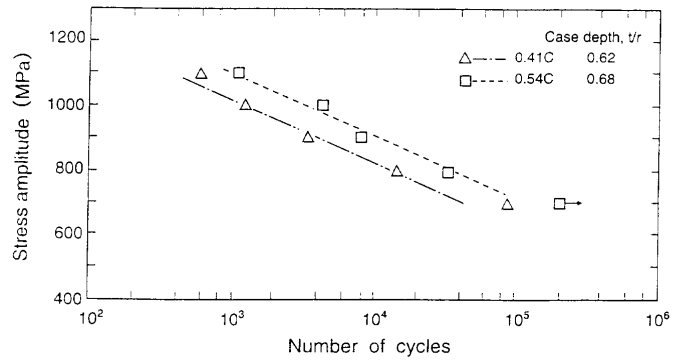


Fig. 11. Effect of carbon content on the crack initiation life.

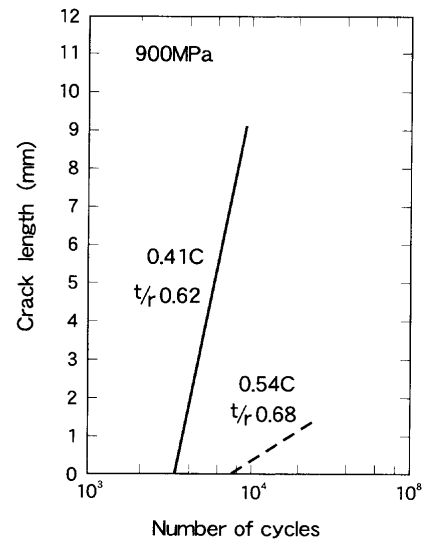


Fig. 12. Effect of carbon content on the crack propagation behavior at the stress amplitude of 900 MPa.

靱性低下の悪影響は、き裂の伝播速度低減の効果をほぼ帳消しにするほど大きい。

前報⁴⁾で述べたように、本研究で取り上げている高周波焼入れ材の振り疲労においては、低サイクル域では疲労き裂の発生寿命が支配的であるが、高サイクル域ではき裂の発生寿命は全寿命のおおむね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思われる。そのため、高サイクル域では、高炭素化に伴う疲労破壊靱性低下の悪影響が顕在化し、高炭素化による破断寿命向上効果が小さくなったものと推察される。ここで、回転曲げ疲労試験では、一般的には高サイクル域では、疲労き裂の発生特性が重要であり、高寿命化には硬さの増加が有効であるとされている。振り疲労試験に関して今回得られた結果は、これまでの一般的な回転曲げ疲労試験の知見とは異なっている。一方、古川ら¹⁰⁾は、浸炭材の回転曲げ疲労強度に及ぼす浸炭硬化層の炭素量の影響を調査し、炭素量が高く表面硬さが硬いほど低サイクル域では寿命が長くなるが、 10^6 回では炭素量の影響は小さく、それ以上の高サイクル域では効果が逆転し、炭素量が高いほどかえって寿命が短くなることを明らかにしている。本研究で得ら

れた結果は、古川らの回転曲げ疲労試験の結果と傾向が類似している。振り疲労と回転曲げ疲労では応力状態が異なり、また古川らの回転曲げ疲労では疲労き裂の伝播モードがモードI主体であるのに対して、本研究ではモードIIIであるなど、疲労破壊モードが両者で異なっているが、古川らの知見を考慮すると、低サイクル域から高サイクル域の疲労特性に及ぼす硬さの影響に関して本研究で得られた結果は、高強度表面硬化鋼に特有の現象の可能性が示唆される。

4. 結論

高周波焼入れ材の振り疲労破壊の現象を発生と伝播に分離し、振り疲労き裂の伝播挙動に及ぼす硬さ分布の影響について調べ、次の各点を明らかにした。

(1) 振り疲労破壊は、次の素過程で起きる。表面または硬化層と芯部の境界部を起点としてモードIIIのき裂が発生・伝播し、硬化層部で破壊モードがモードIに遷移し、モードIへの遷移とほぼ同時に静的最終破壊を起こす。静的最終破壊部の遷移部は旧オーステナイトの粒界割れである。

(2) モードIIIき裂の平均伝播速度は、き裂の伝播域の硬さが高いほど小さい。一方、硬化層の硬さが高いほど、つまり炭素量が多いほど、モードIIIの疲労き裂伝播領域は小さく、疲労き裂の面積から求められる疲労破壊靱性

K_{II} が減少する。このことは、硬化層硬さが高いほど、疲労破壊から静的最終破壊への遷移が起こりやすくなることを示している。

(3) 高炭素化による硬さの増加により振り疲労寿命は向上するものの、高サイクル域でその効果は小さい。これは、高サイクル域では、全寿命に占める伝播寿命の割合が大きく、上記の疲労破壊靱性低下の影響が顕在化したためと考えられる。

文 献

- 1) T.Naitoh, K.Hanai, H.Ueda and M.Kikuchi: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **32** (1983), 1132.
- 2) Y.Okada, H.Tahara and Y.Ohkoshi: *1985 JSAE Spring Convention Proceedings*, **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), 898.
- 5) H.Nishitani and T.Fukuda: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **59A** (1993), 1806.
- 6) R.O.Ritchie, F.A.McClintock, H.Nayeb-Hashemi and M.A.Ritter: *Metall. Trans. A*, **13A** (1982), 101.
- 7) I.Soya and Y.Tanaka: *Preprints of the National Meeting of JWS*, **37** (1985), 334.
- 8) 村上敬宜: 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂, 東京, (1993), 17.
- 9) Y.Tanaka, T.Ochi and I.Soya: *CAMP-ISIJ*, **2** (1989), 1982.
- 10) T.Furukawa, S.Konuma and S.Nishiwaki: *Tetsu-to-Hagané*, **67** (1981), 596.