

高周波焼入れシャフト材の振り疲労破壊の 起点位置と硬さ分布の関係

越智 達朗*・蟹澤 秀雄*・渡邊 忠雄*²

Relationship between Fracture Origin in Torsional Fatigue and Hardness Distribution of Induction Hardened Steels for Automotive Shafts

Tatsuro OCHI, Hideo KANISAWA and Tadao WATANABE

Synopsis : Torsional fatigue strength of induction hardened steels has been affected by fracture origin. The purpose of this study is to clarify a relationship between fracture origin site in torsional fatigue test and hardness distribution of induction hardened steels.

In the test-pieces of a shallow case hardening depth, fracture tended to occur on internal origin. When case hardening depth increased and exceeded a certain level, the fracture origin changed from internal to surface. A new indicator, "projected core hardness", defined as a core hardness projected from internal fracture origin site to surface along stress distribution, was proposed. The site of fracture origin was dependent on the ratio of projected core hardness and case hardness. That ratio of 1 corresponded to the critical condition which fracture occurred on internal or surface origin.

In addition, the site of fracture origin was dependent on stress amplitude, too. The fracture tended to occur on surface origin with the test condition of high stress amplitude. This was because the compressive residual stress at surface decreased with increasing stress amplitude. Torsional fatigue mode maps, shown as a function of the ratio of projected core hardness, case hardness and stress amplitude, were newly proposed. These maps enable to predict the fracture origin site in torsional fatigue test.

Key words: medium-carbon shaft steel; induction hardening; torsional fatigue fracture; fracture mode; fracture origin; hardness distribution; case hardness; core hardness; stress amplitude; residual stress.

1. 緒言

近年、自動車の軽量化等を狙いとして、自動車用シャフト部品の高強度化が強く指向されている。自動車用シャフト部品は中炭素鋼を高周波焼入れする工程で製造され、その所要特性は静的振り強度および振り疲労強度である。高周波焼入れ材の静的振り強度については、筆者らが既報¹⁾においてその向上法を明らかにしているが、振り疲労強度の向上法に関しては従来の研究は少なく²⁻⁴⁾、必ずしも明確ではない。内藤ら²⁾は、振り疲労強度は硬さ分布の影響を受け、その挙動は、疲労破壊の起点位置と密接に関係していることを明らかにしている。つまり、振り疲労特性の向上手法を検討する上で、疲労破壊の起点位置を把握することは極めて重要である。但し、内藤らの研究は単一鋼種を用いて硬化層深さの影響のみを調べたものであり、任意の硬さ分布の鋼材について、破壊起点の位置を明示した例はない。本研究では、炭素量を変化させた材料を用い、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、高周波焼入れ材の振り疲労破壊の起点位置に及ぼす硬さ分布の影響を調査し、破壊起点が表面になるか内部になるかの一般化した臨界条件について検討した。

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。

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

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 (Muran 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)

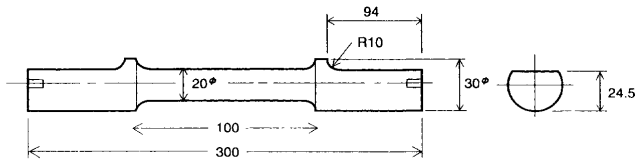


Fig. 1. Design of specimen for torsional fatigue test.

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									
Case Hardness H_{case} (HV)	591	583	595	657	664	659	712	707	719
Core Hardness H_{core} (HV)	168	257	290	190	269	344	217	246	391
Residual Stress at Surface (MPa)	-586	-647	-580	-510	-541	-581	-633	-577	-582
Static Torsional Strength (MPa)	1257	1538	1611	1415	1685	1769	1477	1853	1985

これらの素材から Fig. 1 に示す振り疲労試験片を作製した。但し、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。各鋼種について、最高加熱温度を 1293K~1551K に変化させることにより、同一材料において硬化層深さを 3 水準に変化させた。つまり、3 鋼種について 3 水準の熱処理を行うことにより、合計 9 水準の硬さ分布の材料を試験に供した。高周波焼入れ後、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-TD5 kNm-140L (最大トルク; 5 kN-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。

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 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、X線回折ピークの半価幅の測定は、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。残留応力の測定および X線回折ピークの半価幅の測定はともにフェライトの(211)面を用いた。

3. 実験結果および考察

3.1 振り疲労破壊の起点と硬さ分布の関係

各熱処理材の硬さ、表面残留応力、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

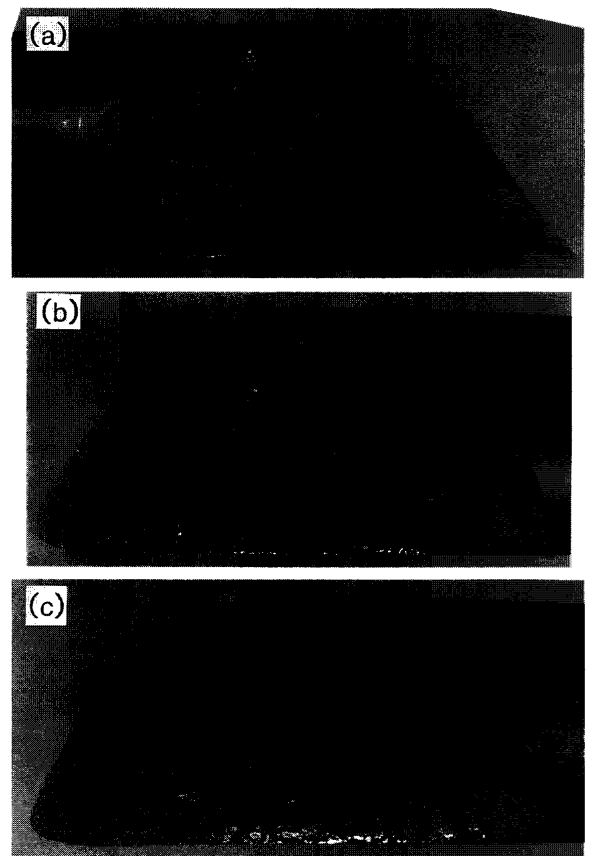


Fig. 2. Effect of case hardening depth on fractographs of specimen of steel 0.54C fractured at the stress amplitude of 800 MPa: (a) $t/r=0.37$, (b) $t/r=0.52$ and (c) $t/r=0.68$.

て、硬化層深さ t を半径 r で規格化した値 t/r を用いた。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。Fig. 2 は 0.54C 鋼の硬化層深さ t/r が 0.37~0.68 の各材料を、応力振幅 τ_a が 800 MPa で破壊した試験片の破面である。Fig. 3 は Fig. 2 の破面写真をイラストで図解したものである。硬化層深さ t/r が 0.37 および 0.52 の材料では、内部に三角形の領域が試験片の長手方向と平行に存在する。この三角形の領域は剪断応力最大の面であり、剪断応力によりき裂が伝播した、いわゆるモード III 疲労破面である。 t/r が 0.37 の材料において、小さなモード III 破面が、ちょうど硬化層と芯部の境界付近に認められることから、モード III 破壊の起点は硬化層と芯部の境界と考えられる。モード III 破面は、硬化層の境界から表面に向かっては三角形の形状を呈し、また内部へ向かっては概ね矩形の形状で広がっている。これは、起点部である硬化層の境界から表面に向かっては硬くなるため、き裂伝播が困難になるためであり、一方、内部へ向かっては軟らかくなるため、き裂伝播が容易になるためと考えられる。硬化層深さ t/r が 0.68 の材料では、起点は表面であり、モード III 破面がやはり試験片と平行に認められる。このように、同じ応力振幅で破壊した

材料で比較すると、硬化層深さを深くしていくことにより、モードIII破壊の起点が内部から表面に移行する。

本実験で得られた、表面起点および内部起点となる硬化層深さと応力振幅の関係を Fig. 4 に示す。硬化層深さが浅い材料、および低応力-高サイクルの条件において内部起点となり、逆に硬化層深さが深い材料、および高応力-低サイクルの条件において表面起点になる。炭素量の異なる材料について比較すると、硬化層深さ t/r が 0.5 以上では、硬化層硬さの硬い 0.54C 鋼の方が内部起点を起こしやすい傾向を示す。

3.2 表面起点、内部起点の臨界条件を与える硬さ因子

高周波焼入れ材では、表面から内部へ硬さ分布を有するが、一般的に疲労強度は硬さと相関があると考えられることから、疲労強度も硬さ分布に対応して、表面から内部へ分布していると考えられる。Fig. 5 は、応力分布と疲労強度分布、破壊起点の関係を検討するために、疲労強度分布の代わりに硬さ分布に置換えて、応力分布と硬さ分布の関係を表示したものである。ここで、高周波焼入れ材は表面

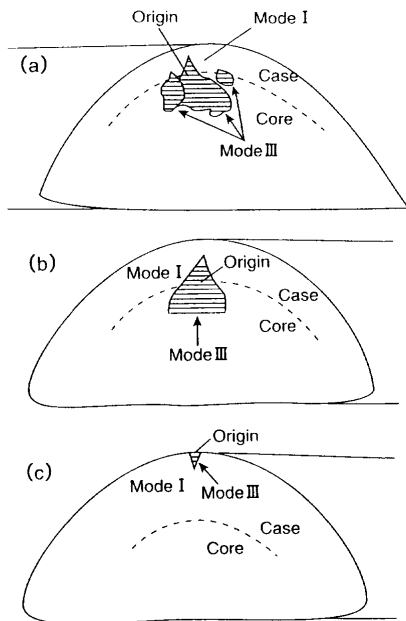


Fig. 3. Schematic illustration of fractographs shown in Fig. 2: (a) $t/r=0.37$, (b) $t/r=0.52$ and (c) $t/r=0.68$.

で大きな圧縮残留応力が存在するために⁵⁾、本来ならば応力分布として残留応力の影響を付加すべきであるが、残留応力の影響は別途考察することとして、その影響を無視している。また、表面起点に比較して内部起点の方が微視的変形に対する拘束条件が高いので、内部起点破壊は起こりにくいと考えられるが、その影響についても別途考察することとし、ここではまず現象を単純化して考察するために、硬さ分布の影響についてのみ検討した。

Fig. 5 において、硬化層深さが t_a の材料を疲労試験した場合、応力分布に対して最弱部位である A_1 点において、内部起点になると考えられる。次に、硬化層深さを t_b に深くした材料では、 B_1 点もしくは B_s 点のいずれかが起点になり、この硬さ分布は破壊起点が内部になるか表面になるかの臨界的な条件と推察される。さらに硬化層深さを t_c まで深くした材料では、表面が破壊起点となりもはや内部起点は起こり得なくなると考えられる。

ここで、硬化層深さが t_a の材料では、起点位置の A_1 点の硬さは芯部硬さ H_{core} であるが、これを破線に沿って表面に投影すると、 A_s 点に投影される。次に、硬化層深さを t_b に深くした材料について、同様に起点位置の B_1 点の硬さである H_{core} を実線に沿って表面に投影すると、 B_s 点に投影される。 A_s 点や B_s 点のように、内部起点位置での硬さを中心点から表面に投影して得られる硬さの指標を、本研究では「投影芯部硬さ H_{p-core} 」と定義する。投影芯部硬さは次式で表される。

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

H_{core} : 内部起点位置の硬さ = 芯部硬さ
 t : 内部起点位置の深さ = 硬化層深さ (表面からの距離), r : 半径

Fig. 5 に示したように、硬化層深さを t_a から t_b へ深くすることにより、投影芯部硬さは $H_{p-core,a}$ から $H_{p-core,b}$ へ増加する。上記のように、硬化層深さが t_b の硬さ分布は、破壊起点が内部になるか表面になるかの臨界的な条件であり、この時 $H_{p-core,b} = H_{case}$ である。これは、一般化していうと、「内部起点位置の硬さを表面に投影して求めた H_{p-core} 」と「表面起点位置の硬さ H_{case} 」が等しい時に、破壊起点が内

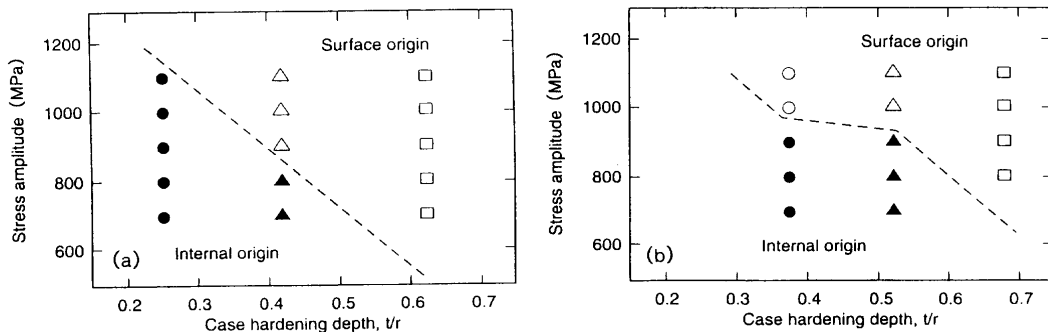


Fig. 4. Effect of case hardening depth and stress amplitude on the position of fracture origin : (a) steel 0.41C and (b) steel 0.54C.

部になるか表面になるかの臨界条件となることを意味している。逆にいうと、内部起点位置の硬さから求められた H_{p-core} と H_{case} の比が1を超えれば表面起点になり、1未満なら内部起点になると考えられる。

3.3 表面起点、内部起点の臨界条件に及ぼす残留応力の影響

Fig. 5においては残留応力の影響を無視しているが、上記のように高周波焼入れ材は表面で大きな圧縮残留応力が存在するために、本来は応力分布として残留応力の影響を

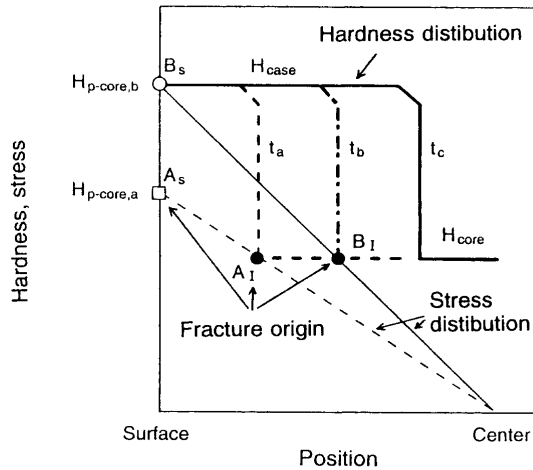


Fig. 5. Schematic illustration showing relationship between hardness distribution and fracture origin. Open mark: surface origin, solid mark: internal origin. $H_{p-core,a}$ and $H_{p-core,b}$ are new indicators, "projected core hardness", obtained from hardness distribution of t_a and t_b , respectively.

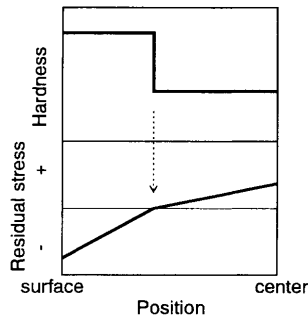
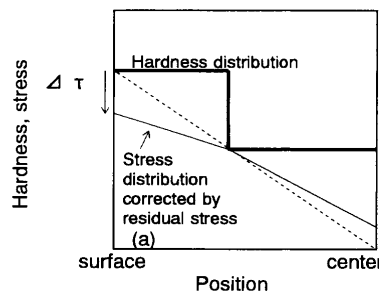


Fig. 6. Schematic illustration showing the relationship between hardness distribution and residual stress distribution.



付加すべきである。高周波焼入れ材の残留応力は、Fig. 6に示したように、硬化層では圧縮応力であり、硬化層の切れ目で引張応力に転じる⁵⁾。したがって、Fig. 5において、応力分布に残留応力分布の影響を付加するとFig. 7(a)のようになる。Fig. 7ではFig. 5と同様に、疲労強度分布は硬さ分布と相関があると考えられることから、応力分布と疲労強度分布の関係を検討するに際して、疲労強度分布の代わりに硬さ分布を用いて表示している。Fig. 7(a)に示すように、残留応力分布を考慮することにより、付加応力の分布は点線から細実線のようになり、表面の正味の応力は $\Delta\tau$ 低下する。このような残留応力の効果は、Fig. 7(b)に示したように表面の疲労強度、つまり表面の硬さが見かけ上 ΔH 増加した効果に置換えることができる。

疲労強度に及ぼす残留応力の影響は、平均応力の影響として取り扱うことができ、本研究のような、繰返し振り応力に静的圧縮応力が組み合わせ応力として作用する場合にも、静的圧縮応力により繰返し振り強度は向上することが知られている⁶⁾。平均応力が与えられれば、振り疲労限度は(2)式により求めることができる。

$$\tau_w = -(\tau_{w0}/\sigma_T)\sigma_m + \tau_{w0} \dots \dots \dots (2)$$

τ_w : 平均応力が σ_m の場合の振り疲労限度

τ_{w0} : 平均応力が0の場合の振り疲労限度

σ_T : 真破断応力 σ_m : 平均応力

圧縮残留応力が存在する場合の振り疲労限度は、(2)式において平均応力 σ_m に残留応力 σ_R を代入することによって求めることができる。ここで、振り疲労限度は振り疲労き裂の発生に対する強度に相当すると仮定すると、本研究において、Fig. 7(b)に示した圧縮残留応力により見かけ上、向上した表面の疲労強度 (Fig. 7(b)では硬さで表示) は、(2)式で求めることができる。本研究では、表面圧縮残留応力により見かけ上、向上した表面硬さの値を $H_{case,net}$ と呼ぶことにし、次の手順により求めた。

金材技研のデータシート集⁷⁾に記載されている(3)、(4)式を用いて、表面の τ_{w0} , σ_T を表面硬さ H_{case} から換算した。

$$\tau_{w0} = 1.128H + 0.1 \dots \dots \dots (3)$$

$$\sigma_T = 3.261H + 695.3 \quad H: \text{硬さ(HV)} \dots \dots \dots (4)$$

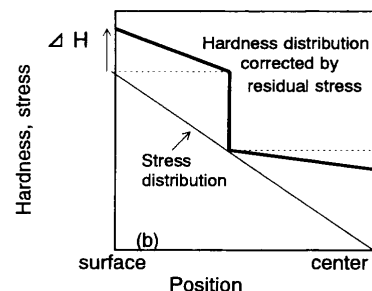
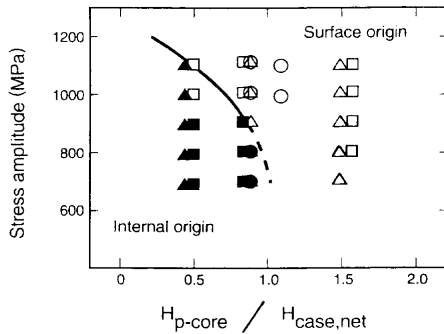


Fig. 7. Effect of residual stress on relationship between hardness distribution and stress distribution. $\Delta\tau$: Amount of reduction of applied stress at surface due to residual stress. ΔH : Increment in case hardness due to residual stress.

Table 4. Corrected torsional fatigue strength at surface and corrected case hardness for residual stress.

t/r	0.35C			0.41C			0.54C		
	0.21	0.34	0.48	0.25	0.42	0.62	0.37	0.52	0.68
H_{case} (HV)	591	583	595	657	664	659	712	707	719
σ_R (MPa)	-586	-647	-580	-510	-541	-581	-633	-577	-582
τ_w (MPa)	816	822	819	874	891	895	972	951	966
$H_{case, net}$ (HV)	723	728	830	775	790	793	861	843	857
$H_{case, net} / H_{case}$	1.22	1.25	1.39	1.18	1.19	1.20	1.21	1.19	1.19

Fig. 8. A fracture mode map for the torsional fatigue of induction hardened steel shown as a function of stress amplitude and hardness factors ($H_{p-core} / H_{case, net}$).

(2)式で、平均応力 σ_m に残留応力 σ_R を代入することによって、圧縮残留応力が存在する場合の表面の振り疲労限度 τ_w を求めた。

(3)式の振り強度と硬さの関係から、圧縮残留応力が存在する場合の表面の振り疲労限度 τ_w を硬さに換算し、表面圧縮残留応力により向上した見かけ上の表面硬さ $H_{case, net}$ を求めた。

上記の方法で、見かけ上の表面硬さ $H_{case, net}$ を求めた結果をTable 4に示す。表面圧縮残留応力の効果を表面硬さの増加の効果に置換えると、表面硬さは見かけ上約1.2倍に増加することになる。

Fig. 8は、破壊起点、応力振幅と $H_{p-core} / H_{case, net}$ の関係を、Fig. 9は、破壊起点、繰返し数と $H_{p-core} / H_{case, net}$ の関係を示したものである。白マークが表面起点、黒マークが内部起点である。このように、 $H_{p-core} / H_{case, net}$ という新しい指標を用いることにより、振り疲労破壊モードは明瞭に峻別することができる。低応力、高サイクルの条件では、 $H_{p-core} / H_{case, net}$ が概ね1において、内部起点と表面起点の境界条件となる。ここで、上記のように、表面起点に比較して内部起点の方が微視的変形に対する拘束条件が高いため、相対的に内部起点破壊は起こりにくいと考えられるが、Fig. 8, 9ではその影響については考慮されていない。それにもかかわらず、低応力、高サイクルの条件では、 $H_{p-core} / H_{case, net}$ が概ね1において、内部起点と表面起点の境界条件となるということは、逆にいうと、低応力、高サイクルの条件では、内部起点における塑性拘束の影響が小さいものと推察される。

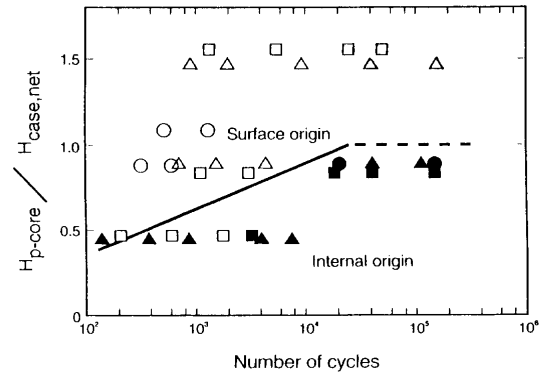
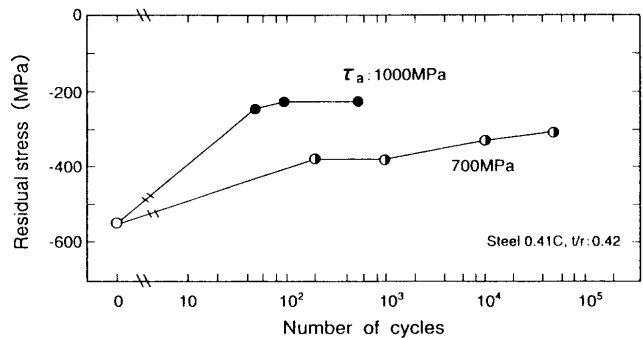
Fig. 9. A fracture mode map for the torsional fatigue of induction hardened steel shown as a function of number of cycles and hardness factors ($H_{p-core} / H_{case, net}$).

Fig. 10. Change in residual stress at surface in torsional fatigue test.

このような、 $H_{p-core} / H_{case, net}$ を用いた疲労破壊モードの整理は、材料設計時の疲労破壊起点の予測のために非常に有用である。本研究においては、Fig. 8, 9のような整理を振り疲労破壊モードマップと呼ぶ。

3.4 表面起点、内部起点の臨界条件に及ぼす応力振幅の影響

内部起点か表面起点かの臨界条件は応力振幅と繰返し数の影響を受け、高応力、低サイクルの条件では、内部起点と表面起点の境界となる $H_{p-core} / H_{case, net}$ の値は小さくなる。このような現象は、本研究で初めて明らかにされた新しい知見である。高周波焼入れ材の硬化層のような極めて硬さの硬い材料では疲労過程で繰返し軟化現象が起き、一方高周波焼入れ材の芯部のような軟質な材料では疲労過程で繰返し硬化現象が起きるとされている⁸⁾。また、表面の圧縮残留応力は疲労試験の過程で減衰することが知られている⁵⁾。高応力で表面起点となりやすいのは、硬化層の繰返し軟化現象とこれにともなう表層の圧縮残留応力の解放による可能性がある。そこで、これを調べるために、表面の圧縮残留応力、および焼入れ鋼の転位密度と良い相関があるとされているX線回折ピークの半幅幅⁹⁾が疲労過程でどのように変化するかを調査した。Fig.10, 11に、0.41C鋼で硬化層深さ t/r が0.42の材料を、応力振幅700 MPa, 1000 MPaで振り疲労試験を行った場合の、試験片表面に

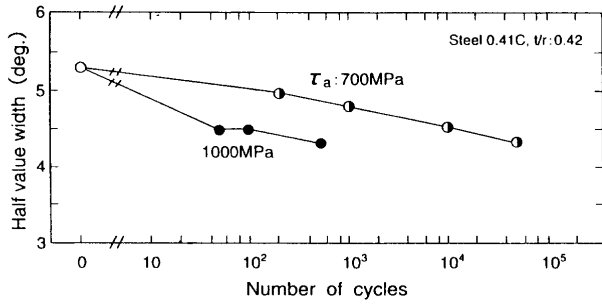


Fig. 11. Change in half value width of X-ray diffraction peak of α (211) at surface in torsional fatigue test.

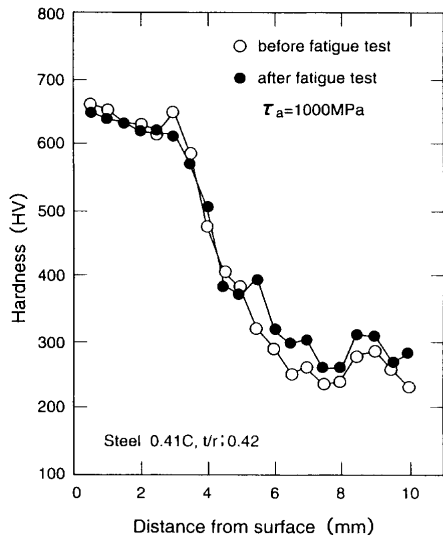


Fig. 12. Change in hardness distribution in torsional fatigue test.

おける残留応力およびX線回折ピークの半価幅の、繰返し過程での変化挙動を示す。表面の圧縮残留応力は繰返し過程で減少する。この現象は繰返しの初期から単調に連続的に起こっている。また、圧縮残留応力の減少は応力振幅が大きいほど顕著である。次に、X線半価幅は繰返し過程で減少する。これは、マルテンサイトの転位密度が繰返し過程で減少することを意味している。応力振幅の依存性は、表面圧縮残留応力の減衰と同様の傾向を示す。このような、振り疲労過程での圧縮残留応力の減衰、X線回折ピークの半価幅の減少は、振り疲労過程で、その初期からミクロな塑性変形が繰返し起こっていることを示唆している。

Fig.12は疲労試験破断材の破面直下の硬さ分布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、硬化層は約HV20軟化する。この結果はFig.11のX線半価幅が疲労過程で減少する結果と一致している。以上から、振り疲労過程で硬化層の材質劣化が起きていることが明らかである。

Fig. 5, 7では、上記のような繰返し過程での材質劣化を考慮しないで、単純化して外力、残留応力と強度の関係を示している。しかしながら実際には上記のように振り疲労

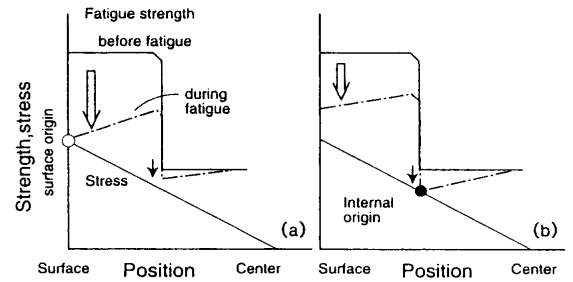


Fig. 13. Schematic illustration showing the effect of stress amplitude on fracture origin: (a) high stress-low cycles and (b) low stress-high cycles. Arrows show the behavior of deterioration of fatigue strength during fatigue test from solid line to chain line.

過程で表面圧縮残留応力が減衰し、また硬化層では半価幅の減少、つまり転位密度の減少と硬さの低下が起きる。Fig.13は、このような硬化層の正味の疲労強度の振り疲労過程での劣化を考慮し、破壊起点位置に及ぼす応力振幅の影響を示した模式図である。硬化層深さが浅い場合、低応力、高サイクルの条件では、Fig.13(b)に示したように硬化層の切れ目において内部起点になる。これに対して、高応力、低サイクルの条件では、Fig.13(a)に示したように、硬化層の正味の疲労強度が、疲労過程で実線から一点鎖線へ大きく劣化するため、硬化層深さが浅い場合でも表面起点になると推察される。

4. 結論

高周波焼入れ材の振り疲労強度は、疲労破壊の起点位置が表面であるか内部であるかによって大きく影響を受けると考えられる。本研究では、炭素量を変化させた材料を用い、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、高周波焼入れ材の振り疲労破壊の起点位置に及ぼす硬さ分布の影響を調査し、破壊起点が表面になるか内部になるかの一般化した条件について検討した。その結果、次の各点を明らかにした。

(1) 硬化層深さが浅い材料において内部起点、硬化層深さが深い材料、あるいは高応力-低サイクルの条件において表面起点になる。

(2) 破壊起点が表面になるか内部になるかは、基本的には、内部起点位置の硬さを応力勾配に沿って表面に投影して求められる新指標「投影芯部硬さ」と表面起点位置の硬さの大小によって決まる。低応力-高サイクルの条件では、投影芯部硬さと残留応力の影響を補正した表面硬さの比が1を超えると概ね表面起点、1未満で概ね内部起点になる。

(3) 硬化層深さが浅い場合でも、高応力-低サイクルで表面起点となる。これは、高応力ほど疲労過程での表面圧縮残留応力の減衰等の材質劣化が顕著なためである。以上

から、投影芯部硬さと残留応力の影響を補正した表面硬さの比と応力振幅又は繰返し数により振り疲労破壊の破壊モードを予測することができる「振り疲労破壊モードマップ」を新たに導入した。

文 献

- 1) T.Ochi and Y.Koyasu: *SAE Tech. Pap. Ser.*, #940786, (1994).
- 2) T.Naitoh, K.Hanai, H.Ueda and M.Kikuchi: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **32** (1983), 1132.
- 3) 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.
- 4) M.Nakamura, H.Takeshita, T.Hasegawa, T.Kawasaki and T.Suwa: *CAMP-ISIJ*, **7** (1994), 771.
- 5) S.Yonetani and S.Isoda: *Tetsu-to-Hagané*, **75** (1989), 1362.
- 6) 金属の疲労, 日本材料学会編, 丸善, 東京, (1964), 285.
- 7) JIS機械構造用鋼の基準的疲労特性, 金材技研疲労データシート資料5, 金属材料技術研究所, つくば, (1989), 77, 82.
- 8) M.Klesnil and P.Lukas 著, 荒木 透, 堀部 進訳: 金属疲労の力学と組織学, 養賢堂, 東京, (1984), 31.
- 9) M.Kurita and I.Ihara: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **34** (1985), 449.