

論文

高周波表面硬化した S45C 鋼の回転曲げ疲れ
限度に及ぼす心部硬さ及び切欠形状の影響

© 1986 ISIJ

古川 徹*・小沼 静代*²・細貝 和史*³Effect of Core Hardness and Notch Shape on the Rotating Bending
Fatigue Limit of Induction Surface Hardened S45C Steel

Tôru FURUKAWA, Shizuyo ONUMA and Kazufumi HOSOGAI

Synopsis :

This report revealed the effects of preheat treatment, core hardness and notch shape on the rotating bending fatigue limit of induction surface hardened S45C steel. In addition, the effect of fracture mode on it was discussed. The results obtained are as follows;

1) Fatigue limit of test specimens with gentle notch (stress concentration factor $\alpha=1.46$) is higher than that of smooth. This reason will be that, the crack initiation of the notch specimen is at specimen surface, but that of the smooth specimen is at fish eye. Therefore, in the case of the fracture starting from fish eye in smooth specimens, the fatigue limit can be increased by the method of making a gentle notch on the smooth specimen.

2) In the case of the effective depth of about 1.1 mm and 1.5 mm (diameter of the test specimen : 8 mm), the fracture mode starting from surface occurred when the core hardness was more than about HV 260, but the fracture mode starting from fish eye occurred when the core hardness was less than about HV 260. The fatigue limit decreased with the decrease of the core hardness.

1. 緒 言

高周波表面硬化した鋼の疲労特性については古くから研究¹⁾されており、林ら^{2)~5)}は疲れ限度に及ぼす硬化深さ、残留応力及びX線回折結果などの影響について報告している。一方、高硬さ鋼の疲労特性に及ぼす組織、硬さ、応力振幅などに関する研究結果^{6)~10)}から、高硬さ鋼の疲れ限度は上記の要因のほか、破壊様式によつても影響されることが報告されている。

高周波表面硬化した鋼は表面からある深さ範囲は高硬さであり、内部は比較的軟かい。そのため、疲れ限度は表面硬化条件(組織、表面硬さ、芯部硬さ、硬化深さ、表面から芯部への硬さの変化状態、硬化層の残留応力など)及び表面条件(表面粗さ、黒皮及び表面不完全焼入層の有無など)などによつて影響されるほか、これらの要因の影響によつて破壊様式が変わり、破壊様式の変化によつてもまた影響されることが考えられる。したがつて、高周波表面硬化した鋼の疲れ限度に及ぼす表面硬化条件の影響を考察する場合は、破壊様式をも併せて考察しないと明確にし得ない。フィッシュ・アイ (FE) を起点として破壊する場合の疲れ限度や FE の生成について

も研究されているが^{11)~13)}、FE の生成と疲れ限度の関係については十分に明らかにされているとは言い難いように思われる。

筆者らは浸炭表面硬化した鋼の疲労特性について系統的に一連の研究^{14)~18)}を進めてきたが、これらの研究成果を参考にして、高周波表面硬化鋼の疲労特性に及ぼす前処理、芯部硬さ、硬化深さ及び切り欠きなどの諸要因の影響を破壊様式も併せて考察する目的で本研究を進めてきた。本報では、主として、疲れ限度に及ぼす前処理、芯部硬さ及び切欠形状の影響について研究し、併せて破壊様式の影響について検討した結果を報告する。

2. 試料及び実験方法

2.1 試料の化学組成、熱処理及び試験片の形状

2.1.1 試料の化学組成及び熱処理

本実験の試料として市販の S45C の直径 19 mm 丸棒を用いた。化学分析値を Table 1 に示す。

3.1, 3.2 及び 3.3 において主として述べる高周波表面硬化処理後の疲れ限度に及ぼす表面硬化処理前の組織の影響及び疲れ限度に及ぼす切欠形状の影響をみるための試料は、高周波表面硬化処理前の前処理として焼なら

昭和 56 年 12 月本会北陸支部講演会にて発表 昭和 60 年 1 月 14 日受付 (Received Jan. 14, 1985)

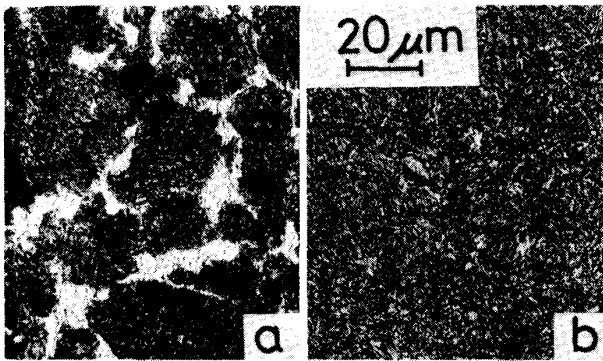
* 新潟大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Niigata University, 8050 Igarashi Ni-no-cho Niigata 950-21)

*² 新潟大学工学部 (Faculty of Engineering, Niigata University)

*³ (株)長岡歯車製作所 (Nagaoka Haguruma Seisakusho Ltd.)

Table 1. Chemical composition of steel used (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
S45C	0.48	0.22	0.77	0.017	0.017	0.01	0.01	0.01



a : specimen N, 830°C×20min・AC, HV=230.
b : specimen R, 830°C×20min・WQ and 650°C×1h・AC, HV=260.

Photo. 1. Micrograph of specimen N and R.

Table 2. Mechanical properties of specimen N and R.

Specimen	σ_Y kgf/mm ²	σ_B kgf/mm ²	δ %	ϕ %	HV	CIV kgf·m/cm ²	σ_{W0} kgf/mm ²
N	45.3	75.9	24.4	48.2	230	6.5	26
R	76.1	85.0	17.0	53.1	260	12.4	42

Note; specimen N: 830°C・20 min・AC.
" R: 830°C・20 min・WQ+650°C・1 h・AC.
CIV: U notch charpy impact value (JIS No.3 test piece).

し (830°C・20 min・AC) 及び構造用鋼の強靱化処理として一般に行われている焼入れ・焼もどし (830°C・20 min・WQ+650°C・1 h・AC) を行つた。以後前処理として焼ならしを行つたものをN材, 上記の焼入れ・焼もどしを行つたものをR材と表す。

3.4 で報告する疲れ限度に及ぼす心部硬さの影響を調べ, 併せて破壊様式の影響を検討するための試験片は前処理として 830°C・20 min・WQ 後焼もどし温度を 500~720°C に変えて試料の硬さを HV 230~310 にした。

N材及びR材の顕微鏡組織 (丸棒の横断面について観察したが, 全断面ほとんど均一であつた。半径のほぼ 1/2 付近における組織を示す。) を Photo. 1 に示し, 機械的性質を Table 2 に示す。なお, 引張試験片は JIS Z 2201 の 4号試験片, シャルピー衝撃曲げ試験片は JIS Z 2203 の 3号試験片によつた。N材はフェライトと層状パーライトの二相組織を示し, R材は試験片全体がフェライト地に細かい粒状セメントライトが均一に分散したソルバイト組織で, 硬さも同様であつた。なお, 焼入れ時は芯部までほぼ一様に焼きが入つており, 試験片の各部の硬さはほぼ同様であつた。

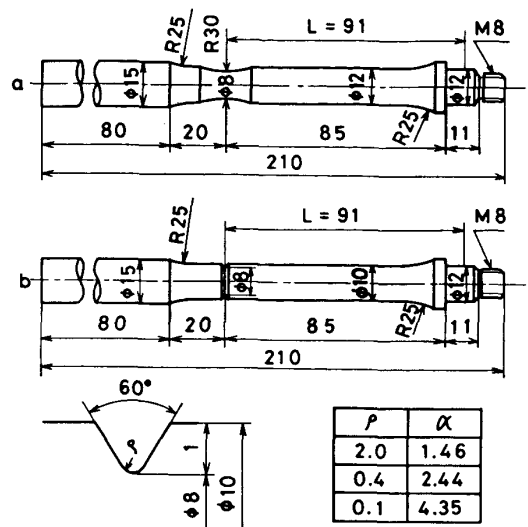


Fig. 1. Shapes and dimensions of rotating bending fatigue test pieces (Dimension are in mm and α denotes the stress concentration factor.).

2.1.2 高周波表面硬化

高周波表面硬化は, 3.2 で用いる平滑試験片は表面部硬さ約 HV 700, 有効硬化層深さ約 1.1 mm を目標とし, 3.3 の切欠試験片は切り欠き底付近の硬さ約 HV 700, 切り欠き底部における有効硬化層深さ約 1.1 mm, そして3.4で使用する平滑試験片は表面部の硬さ約 HV 700, 有効硬化層深さ約 1.0 mm と約 1.5 mm を目標とし, 数本の試験片について予備実験を行つて高周波表面硬化条件をきめた。

微小硬さ試験時の荷重はすべて 0.2 kgf とした。

2.1.3 試験片の形状と寸法

回転曲げ疲れ試験片の形状及び寸法を Fig. 1 に示す。平滑試験片は最大応力部の曲率半径が 30 mm, 最小直径 8 mm のつづみ形で, NEUBER の三角則¹⁹⁾によつて応力集中係数 (α) を計算すると 1.03 で, これを平滑試験片とみなした。なお, 荷重中心と最小直径部の距離は 91 mm である。切欠試験片は, 切り欠き底部の直径 8 mm, 切り欠き深さ 1 mm で開き角 60° の環状V字形切り欠きを持ち, 切り欠き底の曲率半径 (ρ) は 0.1 mm, 0.4 mm 及び 2 mm とした。図中の α の値はNEUBER の三角則によつて求めた値である。本実験で ρ の値として 0.1 mm, 0.4 mm 及び 2 mm を採用した理由は停留き裂の存否に及ぼす ρ の影響をみるとともに, 停留き裂が生ずる場合は疲労き裂発生強さ (σ_{w1}), 疲労き裂進展強さ (σ_{w2}) 及び停留き裂挙動に及ぼす ρ の影響を調べるためである。

2.2 実験方法

2.1.1 及び 2.1.2 に述べた前処理及び表面硬化処理

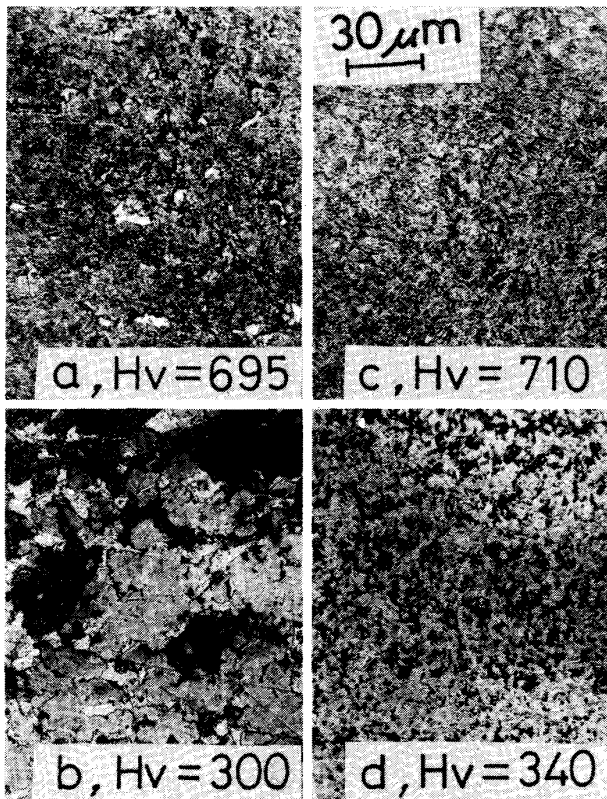
を行つた試験片に対して硬化層及びその付近の顕微鏡組織、硬さ及び残留応力の半径方向における変化、ならびに平滑試験片の回転曲げ疲れ限度 (σ_{w0})、切欠試験片の σ_{w1} , σ_{w2} 及び停留き裂挙動などを調べた。残留応力値、停留き裂長さ (l_{npc}) の測定法、及び σ_{w0} , σ_{w1} , σ_{w2} の決定方法は前報¹⁷⁾¹⁸⁾と同じ方法によつた。

回転曲げ疲れ試験機は島津・小野式回転曲げ疲れ試験機のチャック部を利用して自製した片持式回転曲げ疲れ試験機 (試験片の回転数は約 3000 rpm) で行つた。

3. 実験結果及びその考察

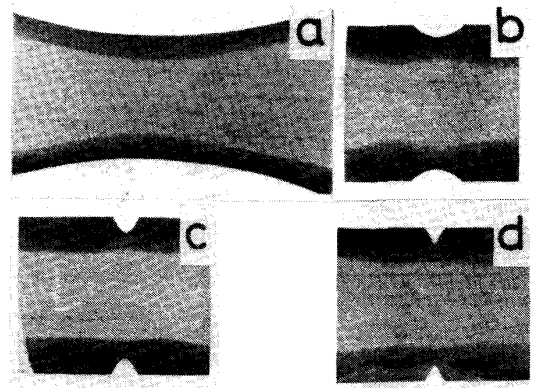
3.1 組織、硬さ及び残留応力

同一条件で高周波表面硬化した N 材及び R 材の硬化層 (a, c) 及び全硬化深さ付近 (b, d) の顕微鏡組織を Photo. 2 に示す。R 材の硬化層が微細で均一なマルテンサイト組織であるのに対して、N 材ではマルテンサイト地に微量ではあるが細かいフェライトが点在しているのが認められる。全硬化深さ付近においては、R 材では写真 d のようにマルテンサイトとフェライトが細かく均一に混在しているのに対し、N 材では写真 b のようにマルテンサイトとフェライトの大きい塊が混在してい



a, b : specimen N, c, d : specimen R, a, c : surface hardened zone, b, d : boundary zone

Photo. 2. Micrographs of surface hardened zone and boundary zone.



specimen R, notch root dia. = 8 mm

a : smooth specimen, b ~ d : notched specimen, b : $\rho = 2.0$ mm, c : $\rho = 0.4$ mm, d : $\rho = 0.1$ mm

Photo. 3. Macrographs near the notch root.

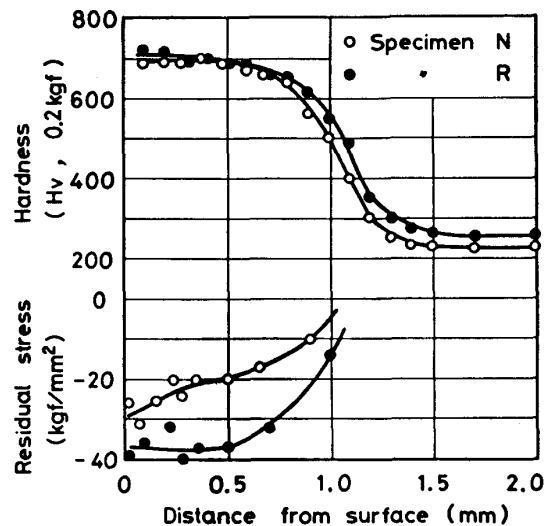


Fig. 2. Distribution of hardness and residual stress in surface hardened zone.

る。これより内部になると N 材と R 材の組織はそれぞれ Photo. 1 の写真 a 及び b のような組織になる。

Photo. 3 に高周波表面硬化した回転曲げ疲れ試験片 (R 材) の縦断面のマクロ組織を示す。いずれの写真の場合も試験片の最小部直径は 8 mm である。写真中黒く見える部分がほぼ全硬化深さ領域である。平滑試験片では表面形状に沿って焼きが入っているが、切欠試験片では切欠形状に関係なく、試験片の軸に平行に焼きが入っていることがわかる。

高周波表面硬化した N 材及び R 材の平滑試験片の最小直径部横断面における硬さと軸方向残留応力の直径方向における変化を Fig. 2 に示す。硬さについては同図上部の線図のように、表面付近では N 材及び R 材とも約 HV 700、芯部では N 材が約 HV 230、R 材が約 HV 260 であるが、表面から深さ方向における硬さの分布状態は両者ともほぼ同様であり、また JIS による有効硬化層

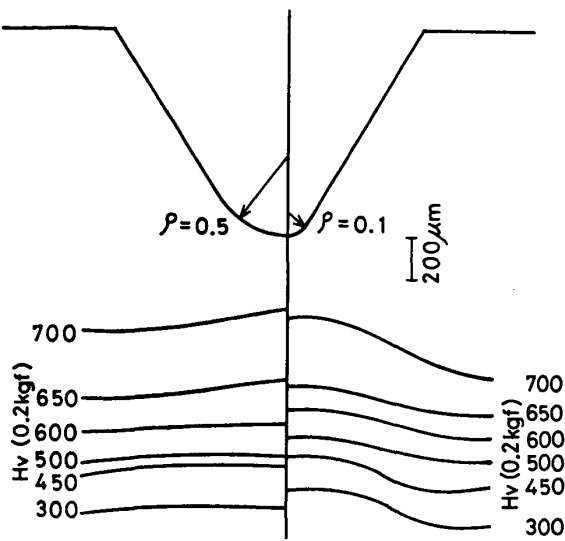


Fig. 3. Distribution of hardness near the notch root (specimen R).

深さはともに約 1.1 mm である。一方、残留応力値及びその分布状態は N 材と R 材では若干異なる。表面部では N 材の残留応力の最高値は圧縮で約 30 kgf/mm², R 材のそれは約 40 kgf/mm² であり、また硬化層全体において N 材の残留応力が R 材の値より小さい。

高周波表面硬化した切欠試験片 (R 材) の切り欠き部付近の硬さ分布の一例を Fig. 3 に示す。切り欠き深さ 1 mm で、切り欠き底曲率半径が 0.5 mm の場合と 0.1 mm の場合の硬さ分布を示した。両者とも切り欠き底付近の硬さは約 HV 700, 切り欠き底部における有効硬化層深さは約 1.1 mm であることが本図からわかる。等硬度線は両図とも試験片の軸にはほぼ平行で、切欠形状には沿わない。他の ρ の場合及び N 材の場合も同様であった。なお、この結果は Photo. 3 の結果とよく対応している。

3.2 平滑試験片の回転曲げ疲れ試験

前処理のままの N 材と R 材、及びそれぞれの前処理後高周波表面硬化処理を施した N 材と R 材の平滑試験片に対する回転曲げ疲れ試験結果を Fig. 4 に示す。前処理のままの試験片に比べて高周波表面硬化したものは著しく疲れ限度が上昇しているが、いずれの場合においても N 材に比べて R 材の疲れ限度が高い。なお、表面硬化した N 材においては応力振幅約 80 kgf/mm² 以下で試験した場合の破断面に FE が認められた。R 材では実験点の脇に記号 f を付けた試験の場合に FE が認められたが、その他の場合には FE は認められなかった。Photo. 4 に N 材で認められた FE の例を示す。なお、Photo. 4 (a) のように、FE が複数個認められた場合も数例認められたが、大多数は写真 b のように FE は 1 個であった。いずれの場合も、表面から各 FE の起点までの深さ

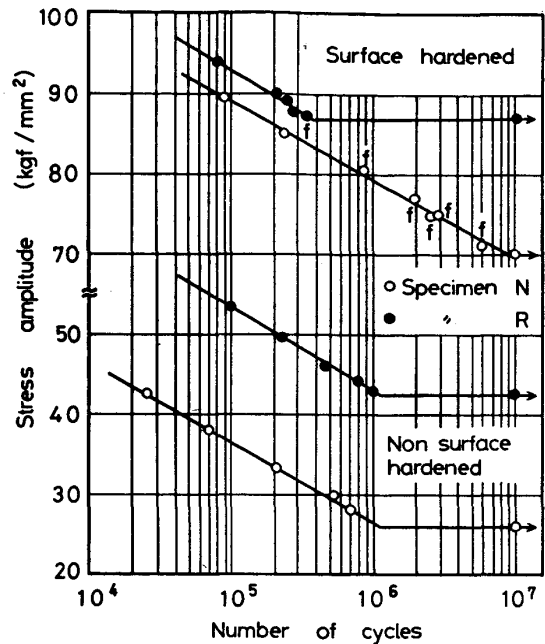
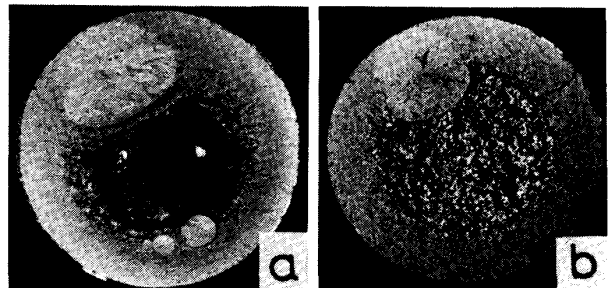


Fig. 4. S-N curves for smooth specimens. (f: F.E. fracture)



a : $\sigma_{amp} = 77.3 \text{ kgf/mm}^2$, $N_f = 1.93 \times 10^6$
 b : $\sigma_{amp} = 75.0 \text{ kgf/mm}^2$, $N_f = 2.98 \times 10^6$

Photo. 4. Fish eye patterns in rotating bending fatigue fractured surface.

はすべて約 1.5 mm 程度であった。この深さはほぼ全硬化深さに相当している。SEM による観察結果によると、FE の起点と推定される付近にはほとんどの場合小さなファセットが認められた。また、N 材では表面から約 1.5 mm 付近までは疲労破面を示し、内部の最終破断面はへき開状破面であったのに対し、R 材では深さ約 1.5 mm 付近までは、N 材の場合と同様に、疲労破面を示したが、内部の最終破断面はディンプル状破面であった。以上の実験結果から、前処理として焼ならしを行つた N 材より焼入れ・焼もどしを行つた R 材の方が高い疲れ限度を示すことがわかる。

3.3 切欠試験片の回転曲げ疲労試験

2.1 に述べたそれぞれの前処理後高周波表面硬化処理を施した N 材と R 材の切欠試験片に対する回転曲げ疲れ試験結果を Fig. 5 に示す。いずれの試験片も表面を起

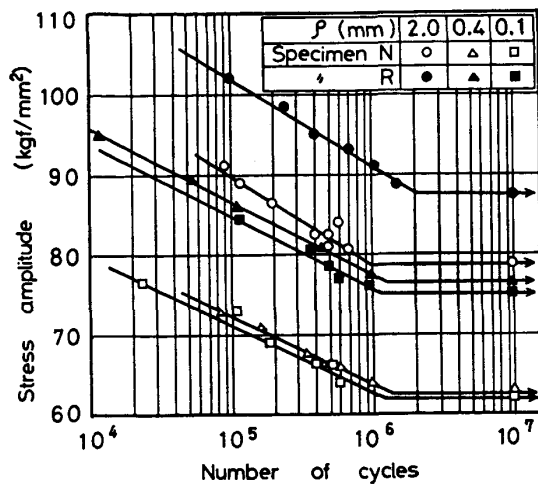
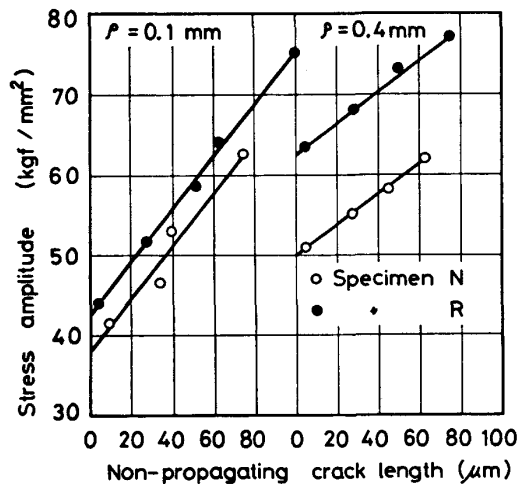


Fig. 5. S-N curves for notched specimens.

Fig. 6. Non-propagating crack length at 10^7 cycles.

点として破断した。本図から、 $\rho=0.1\sim 2.0$ mmの切欠試験片においてはN材に比べてR材の疲れ限度は約9~15 kgf/mm²高いことがわかる。疲れ限度の応力で 10^7 回の疲れ試験によつて破断しなかつた試験片の切り欠き底部について停留き裂の有無を調べた。 $\rho=2.0$ mmの切欠試験片においてはN材及びR材とも停留き裂は認められず、 $\rho=0.4$ mm及び0.1 mmの切欠試験片においてはN材及びR材ともに停留き裂が認められた。そこで、それぞれについて数本の試験片を用い、各試験片に疲れ限度の応力以下順次応力を下げて 10^7 回の疲れ試験を行い、それぞれの試験片について停留き裂の有無を調べ、停留き裂が認められたものについてはその長さを測定した。

$\rho=0.1$ mm及び0.4 mmの切欠試験片における応力振幅と停留き裂長さの関係をFig. 6に示す。応力振幅と停留き裂長さはほぼ直線関係にある。

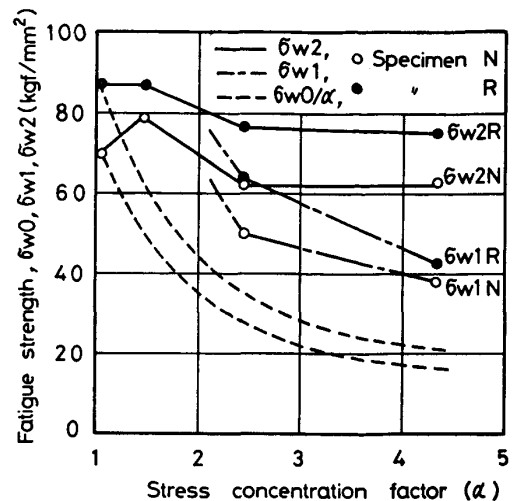


Fig. 7. Relation between fatigue strength and stress concentration factor.

Fig. 5及び6の実験結果を基にし、高周波表面硬化したN材及びR材の σ_{w1} 及び σ_{w2} と α の関係を求めたものをFig. 7に示す。併せて両材の σ_{w0} 及び σ_{w0}/α の値を点線で示した。 σ_{w1} は両材とも α の増加につれて低下しているが、それでも σ_{w0}/α に比べて強さが20~25 kgf/mm²高い。一方、 σ_{w2} は $\alpha=1.46$ の比較的ゆるい切り欠きの場合、N材では平滑試験片($\alpha=1.03$)に比べて約9 kgf/mm²疲れ限度が上昇し、R材ではほぼ同じ値を示した後 α の増加により疲れ限度は約10~15 kgf/mm²低下するが、 α が約2.5以上ではほぼ一定値を示す。N材で $\alpha=1.46$ のゆるい切り欠き試験片の疲れ限度が平滑試験片の疲れ限度より高くなつたことについては、後で述べるように、両試験片の破壊様式の違いによるものと考えられる。すなわち、平滑試験片はFEを起点とする破壊のため、同じ表面硬化条件の試験片で表面を起点として破壊すると仮定した場合より疲れ限度がかなり低下しているのに対し、 $\alpha=1.46$ の切欠試験片では表面を起点として破壊が生ずるため疲れ限度は平滑試験片に比べて高くなり、しかも応力集中係数が小さいため疲れ限度の低下が比較的少ないので、このような結果になつたものと考察する。また、Fig. 7の結果から、本研究の場合分岐点の α の値は約2付近と考えられる。中村¹⁾は、分岐点の α の値は試験片の組織及び硬さなどによつて影響されるが、一般には約1.7~2.5と報告し、夏目⁴⁾は表面硬化層がマルテンサイト一相の場合 $\alpha=3.40$ でも停留き裂は認められなかつたが、残留フェライトが面積比で約5%以上存在する場合は $\alpha=1.92$ であつたと報告している。

3.4 疲れ限度に及ぼす芯部硬さの影響

芯部の硬さをHVで約310, 290, 260及び230にす

るため高周波表面硬化処理前の前処理として 830°C×20 min・水冷後それぞれ 500°C, 570°C, 650°C 及び 720°C で 1h 焼もどし後空冷を行い, これらの前処理後有効硬化深さが約 1mm 及び約 1.5mm になるような条件で高周波表面硬化処理を施し, その後 180°C で 1h 焼もどしを行つた. 芯部硬さ HV 310 のものを記号 1, HV 290 のものを記号 2, HV 260 のものを記号 3, そして HV 230 のものを記号 4 と表し, また有効硬化層深さが約 1mm のものを記号 A, 約 1.5mm のものを記号 B とした. したがって, たとえば芯部硬さが HV 310 で有効硬化層深さが約 1mm の試験片は記号 1A, 芯部硬さが HV 230 で有効硬化層深さが約 1.5mm の試験片は記号 4B として表される.

記号 1A~4A の試験片の表面硬化層及びその付近の硬さ分布及び残留応力分布の一例を Fig. 8 に示す. 表面部付近の硬さは全試験片ともほぼ等しく, HV 700~720 程度である. 芯部の硬さについては, 記号 A 及び記号 B とも焼もどし温度が同じグループはほぼ同じ硬さであり, また記号 1 の試験片では約 HV 310 程度, 記号 2 の試験片では約 HV 290 程度, 記号 3 では約 HV 260 程度, 記号 4 では約 HV 230 程度で, ほぼ始めの目標値の硬さであった. なお, A グループは, Fig. 8 のように, 有効硬化層深さは 1.0~1.1mm であり, B グループの有効硬化層深さは 1.4~1.5mm の範囲にあり, これらの値も目標値にほぼ近い値であった. 残留応力は表面から約 30 μ m 程度の深さのところまで最大値(圧縮)を示した後深さが増すにつれて減少している. 最大残留圧縮応力値は, 本実験の範囲では, 芯部の硬さが高

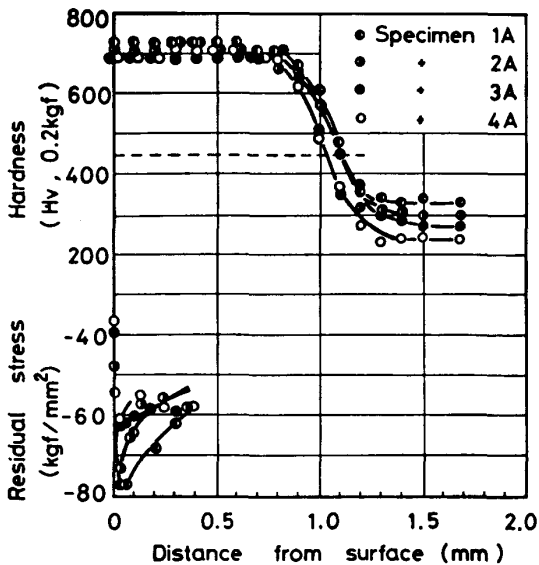
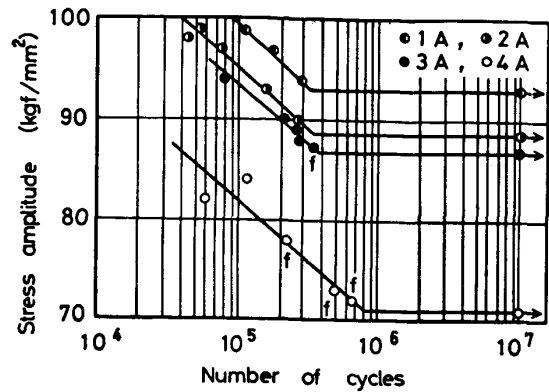
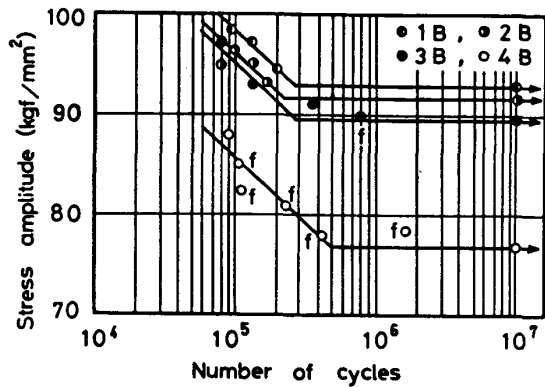


Fig. 8. Distribution of hardness and residual stress in surface hardened zone (Specimen 1A~4A).



(effective case depth=1.1mm, core hardness, HV: 1A=310, 2A=290, 3A=260, 4A=230)

Fig. 9. S-N curves for smooth specimens.



(effective case depth=1.5mm, core hardness, HV: 1B=310, 2B=290, 3B=260, 4B=230)

Fig. 10. S-N curves for smooth specimens.

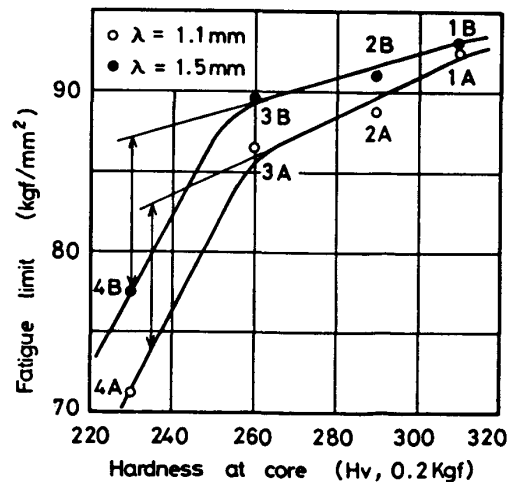


Fig. 11. Relation between core hardness and fatigue limit (λ : effective case depth).

いほど大きい. 試験片 1B~4B の場合も同様の結果であった.

試験片 1A~4A 及び 1B~4B の回転曲げ疲れ試験結果を Fig. 9 及び Fig. 10 に示す. 両図において, 実験点の脇に記号 f と示してあるのは疲労破断面に FE が

認められたことを示す。

Fig. 9 及び Fig. 10 の結果をそれぞれ疲れ限度と芯部硬さの関係に纏めたものを Fig. 11 に示す。Fig. 9 及び Fig. 10 の結果に基づいて Fig. 11 を考察すると、1 A, 2 A, 3 A の実験点を結んだ線及び 1 B, 2 B, 3 B の実験点を結んだ線は試験片の表面を起点とする破壊様式を示す表面硬化条件の場合の疲れ限度を表し、3 A と 4 A を結ぶ線及び 3 B と 4 B を結ぶ線は FE を起点とする破壊様式を示す表面硬化条件の場合の疲れ限度を表すものと考えることができる。表面硬化した鋼では、表面硬さ、残留応力及び有効硬化層深さがほぼ同じ場合は芯部硬さがある値以上では表面を起点とする破壊を生じ、ある値以下になると FE を起点とする破壊になることはよく知られていることであるが、本実験の場合（表面部硬さ約 HV 700、有効硬化層深さ約 1.1 mm 及び 1.5 mm、直径 8 mm）は芯部硬さが約 HV 260 以上では表面を起点とする破壊を示し、芯部硬さがそれ以下では FE を起点とする破壊となり、芯部硬さの低下につれて疲れ限度は低下することがわかる。また、1 A-3 A 線の延長線上の値及び 1 B-3 B 線の延長線上の値は、上記のような表面硬化条件の場合、芯部硬さが約 HV 260 以下の試験片において破壊が表面を起点として生ずると仮定した場合の疲れ限度と考えることができるので、これらの延長線と 3 A-4 A 線及び 3 B-4 B 線の間の差は表面を起点として破壊すると仮定した場合の疲れ限度と FE を起点として破壊する実際の場合の疲れ限度の差と考えることができる。したがって、FE を起点として破壊する場合は、その試験片が表面を起点として破壊すると仮定した場合より疲れ限度は低く、その低下量は芯部硬さが低いほど大きいことがわかる。上記の考察から、平滑試験片において FE を起点として破壊する場合は応力集中係数の小さい、ゆるい切り欠きを付けて表面を起点として破壊するようにしてやると、Fig. 7 の結果のように、疲れ限度を高くすることができる。この点については下記のように考える。

Fig. 12 は表面硬化した試験片横断面における疲れ限度の分布及び曲げモーメントが作用した場合の平滑試験片と切欠試験片の横断面における応力分布を模式的に示したものである。平滑試験片では、(a)のように、応力は表面が最大で、半径方向に直線的に減少する。切欠試験片では、切欠形状によつて定まる集中応力が切り欠き底部に局部的に生じ、(b)のように、公称応力より大きい応力が切り欠き底に作用し、内部では応力はその点の公称応力より小さくなる。本図のような表面硬化状態の場合は、平滑試験片では FE を起点として破壊し、疲

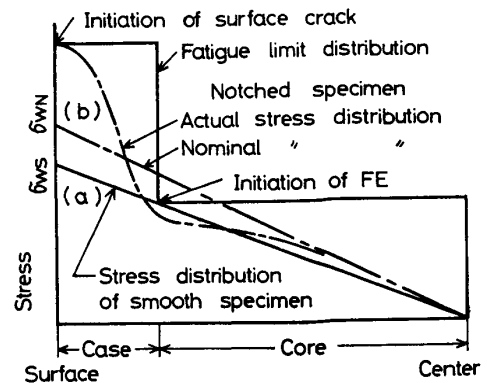


Fig. 12. Schematic illustration of the influence of notch on the fracture pattern of surface hardened specimen (σ_{ws} : fatigue limit of smooth specimen, σ_{wN} : nominal fatigue limit of notched specimen.).

れ限度は σ_{ws} である。適当な切り欠きを設けると応力分布は(b)のようになり、同じ表面硬化状態でも表面を起点とする破壊に変化し、公称疲れ限度は σ_{wN} になり、疲れ限度は平滑試験片に比べて ($\sigma_{wN} - \sigma_{ws}$) だけ上昇する。

また、Fig. 9 及び Fig. 11 の 4 A の実験結果を見ると表面部硬さ約 HV 700、芯部硬さ約 HV 230、有効硬化層深さ約 1.1 mm で疲れ限度は約 71 kgf/mm² である。この値と Fig. 2 及び Fig. 4 の高周波表面硬化した N 材の値（表面部硬さ約 HV 700、芯部硬さ約 HV 230、有効硬化層深さ約 1.1 mm、疲れ限度約 70 kgf/mm²）を比べると、両者の疲れ限度はほとんど同じであることがわかる。前者は焼入れ・焼もどし材、後者は焼ならし材であるが、表面部硬さ、芯部硬さ、有効硬化層深さなどがほぼ同じであれば前処理の条件に関係なく、疲れ限度はほぼ同じ値を示すことがわかる。

さらに、Fig. 4 で N 材（芯部硬さ HV 230）の破断面に FE が多く認められ、R 材（芯部硬さ HV 260）ではほとんど認められなかつたことについては、N 材では Fig. 11 から芯部硬さが FE 破壊範囲にあり、また Photo. 2 (b) のように全硬化深さと芯部の境界付近にマツプのフェライトがあり、これらが繰返応力によつて繰返しすべり変形し、ついに微小き裂となり^{7)~9)11)}、これが核となつて FE を形成するのに対し、R 材では芯部硬さが FE 生成範囲と表面き裂生成範囲の境界にあり、かつ組織が微細・均一でマツプのフェライトが無いため FE を形成しにくいことによるためと考える。

4. 結 言

高周波表面硬化した S45C 鋼の疲れ限度に及ぼす前処理、芯部硬さ及び切り欠きの影響について研究し、さら

に破壊様式の影響についても検討した。得られた結果を要約すると下記のごとくである。

1. 前処理時の硬さ（ほぼ芯部硬さ）が同じ場合は、試験片の寸法、形状、材質及び表面硬化条件（表面部硬さ、有効硬化層深さ、残留応力など）などが同じであれば、前処理の方法に関係なく高周波表面硬化処理後の疲れ限度はほぼ同じである。

2. 応力集中係数 $\alpha=1.46$ のゆるい切り欠きを持つ試験片の疲れ限度が平滑試験片の疲れ限度より高く現れた。このことは、前者が表面を起点とする破壊であるのに対し、後者が FE を起点とする破壊によるからと考える。したがって、平滑試験片において FE を起点として破壊する場合はゆるい切り欠きを付けて表面を起点として破壊するようにすると、疲れ限度を高くすることができる。

3. 有効硬化層深さ約 1.1 mm 及び約 1.5 mm（直径 8 mm）の場合、芯部硬さが約 HV 260 以上では表面を起点とする破壊様式を示すが、約 HV 260 以下では FE を起点とする破壊様式となり、疲れ限度は芯部硬さの低下につれて低下する。

4. 疲れ限度は有効硬化層深さ、硬化層と芯部の硬さ及び切欠形状などによつて直接影響されるほか、上記諸要因の変化によつて破壊様式が変わり、破壊様式が変わることによつてもまた疲れ限度は変わる。

5. き裂発生強さは α の増加につれて低下するが、き裂進展強さは α の増加による影響は少なく、とくに α が約 2.5 以上ではほぼ一定値を示した。なお、分岐

点の α の値は約 2 であった。

試験片の高周波表面硬化処理は長岡歯車製作所の絶大な御好意によつた。深甚なる謝意を表する。

文 献

- 1) たとえば、中村 宏：高周波焼入れと疲労強度 (1963) [日刊工業新聞社]
- 2) 林 健吉，夏目喜孝：材料，18 (1969)，p. 1100
- 3) 林 健吉，夏目喜孝：材料，19 (1970)，p. 1081
- 4) 夏目喜孝：材料，20 (1971)，p. 1307
- 5) 林 健吉，夏目喜孝：材料，21 (1972)，p. 1118
- 6) 大内田久，安藤司文：日本機械学会論文集，34 (1968)，p. 199
- 7) 木村和夫，山田邦博，清水真佐男，国尾 武：日本機械学会論文集，35 (1969)，p. 2146
- 8) 清水真佐男，矢田誠規，中村 宏，鈴木 恵，山本和平：日本機械学会論文集，36 (1970)，p. 17
- 9) 木村和夫，山田邦博，清水真佐男，国尾 武：日本機械学会論文集，37 (1971)，p. 1475
- 10) P. J. E. FORSYTH: Acta Metall., 11 (1963)，p. 703
- 11) 喜多 清，清重正典，高瀬孝夫，中村康彦：鉄と鋼，59 (1973)，p. 1550
- 12) 青山威恒，小川一義：材料，26 (1977)，p. 62
- 13) 青山威恒，小川一義：第 17 回 X 線材料強度シンポジウム前刷 (1980)，p. 45
- 14) 古川 徹，田中誠三：材料，25 (1976)，p. 283
- 15) 古川 徹，田中誠三：材料，26 (1977)，p. 525
- 16) 古川 徹，小沼静代，酒庭秀康：鉄と鋼，65 (1979)，p. 1204
- 17) 古川 徹，小沼静代，酒庭秀康，春谷 忠：鉄と鋼，66 (1980)，p. 410
- 18) 古川 徹，小沼静代，西脇 覚：鉄と鋼，67 (1981)，p. 596
- 19) H. NEUBER: Kerbspannungslehre (1937) [Springer]