高周波焼入材の疲労強度に及ぼす硬化深さ， および残留応力の影響*

林 建 吉** 夏 目 喜 孝***

The Effect of Hardened Depth and Residual Stress on Fatigue Strength of Induction Hardened Steel

by

Kenkichi HAYASHI

(Nagoya Institute of Technology, Nagoya)

and Yoshitaka NATSUME

(Nippon Denso Co., Ltd., Kariya)

The 0.45% carbon steel specimens, of which surface layers were perfectly quenched in various depth by induction hardening, were examined in the rotating bending fatigue test machine to ascertain the relation between fatigue endurance limit and residual stress. The result shows that both hardness pattern and residual stress together are not sufficient to be adequate to clarify the interrelations among the endurance limit, hardened depth and residual stress. Some more factors are required for the purpose. Therefore investigations must be made in that line.

(Received Aug. 25, 1969)

1 緒 言

高周波焼入れは大量同一部品の焼入生産方式として有利であるとともに，部品の疲労強度が2～3倍に上昇するため，多く利用されている．この方面の研究結果によれば，高周波表面焼入れによる硬化深さ，および表面残留応力が疲労強度の上昇に大きく影響する事実は多々報告されているにもかかわらず，これらの関係は定量的に明らかにされているとはいえない．そこで，筆者らは S45C 材を用い，種々の高周波焼入条件で焼入れを行なった平滑回転曲げ試験片について，疲労試験を行ない，疲労強度に及ぼす硬化深さ，および残留応力の影響について，実験的に検討を加えた．

2 実 験 条 件

2・1 試料および焼入条件

実験に用いた材料は S45C 材でその化学成分および機械的性質はそれぞれ Table I および Table II に示すとおりである．素材は 16φ 焼準材を使用し，Fig.1

Table I. Chemical composition of specimen.

C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr
0.45	0.21	0.58	0.016	0.012	0.09	0.01

* 原稿受理 昭和44年8月25日

** 正 会 員 名古屋工業大学 名古屋市昭和区御器所町

*** 正 会 員 日本電装(株) 刈谷市昭和町

Table II. Mechanical properties of specimen.

σ_S (kg/mm ²)	σ_B (kg/mm ²)	δ (%)	ϕ (%)	σ_T (kg/mm ²)	σ_w (kg/mm ²)	Hardness (H _v)
33.6	59.4	24	51.8	123.7	22.5	170

Fig. 1. Dimension of specimen.

Table III. Conditions of induction hardening
(Progressive hardening).

Condition Specimen	Frequency (Kc)	Power (kW)	Prog speed (mm/sec)	Quenching medium
Specimen 1	20	120	20	Water
Specimen 2	20	120	17	Water
Specimen 3	20	120	6	Water

に示した形状の回転曲げ疲労試験片に加工した．9 mmφ 平行部は高周波焼入後約2分間電解研摩を行なった．

高周波焼入条件は Table III に示すとおりであり，試料の送り速度を変えることにより，硬化深さを種々変化させた．この条件は後に述べるような表面に残留

フェライトを生じさせないものである。焼入れ後の焼もどしとして恒温槽により、 $180^{\circ}\text{C} \times 1\text{ hr}$ の焼もどし処理を行なった。このような条件で、高周波焼入れした試料の顕微鏡組織は、表面層が針状マルテンサイト組織であり、中心部がフェライトとパーライトより構成された組織である。これは通常、生産品で得られる組織と異なる点はなかった。

なお硬化深さは JIS 規格に準じて、マイクロビッカース硬度計を用い、硬さが $H_{\text{V}} 446$ となるまでの表面からの垂直距離を有効硬化深さとして定義した。

2・2 疲労試験と残留応力測定

疲労試験に使用した試験機は最大容量 10 kg-m の小野式回転曲げ疲労試験機（回転数 1800 r. p. m）で、すべて室温大気中の試験である。

残留応力は Fig. 1 に示した試験片の $9\text{ mm}\phi$ 平行部中央における長軸方向の応力を、X線を用いて $\sin^2\psi$ 法により測定した。測定条件は Table IV に示したとおりである。

Table IV. X-ray conditions.

X-ray target	Cr
X-ray intensity	29 kVp 10 mmA
Gonio scan speed	$1^{\circ}/\text{min}$
Chart speed	5 mm/min
Divergence angle of parallel slit	0.35°
Material (Plain)	Fe(211)
Time constant	16 sec
Projection area	$3 \times 3\text{ mm}^2$

3 実験結果および検討

3・1 焼入条件による破壊開始点の相違

焼入れによって、疲労強度が上昇する原因としては、表面かたさの上昇で代表される組織変化、および残留応力、あるいは、これら以外の要因もありうるであろう。これら3つの要因を別々に取り出して、疲労強度への影響を検討するのが望ましい。そこで表面かたさをほぼ同一にし、かたさ分布、および残留応力分布を種々変えた試料について、残留応力、およびかたさに表われない要因の影響を最初の問題として取り上げた。しかしながら、表面かたさが同一であったとしても表面にフェライトが残留する場合がある。このように明らかに不均一な組織を有する試料の疲労強度は表層部が均一な組織、すなわち完全マルテンサイト組織の試料とは、異なった疲労強度を呈するであろう。さらにつぎに述べるようにかたさ分布が非常に急なこう配をもっている場合は（硬化深さが浅い場合）試料内部からき裂が発生することがある。このような点を確認するために予備的実験として焼入条件によるき裂発生点

の相違、および疲労強度に関する実験を行なった。この予備的実験に用いた試料のかたさ分布を Fig. 2 に、組織を Fig. 3 と 4 に示した。また、疲労試験後の破面を Fig. 5 に示した。これらにみられるように、残留フェライトが存在する試料では、Fig. 5(c)のように表面からき裂が発生する。このことは硬化深さに関係なく認められるものであった。一方マルテンサイト組織で、硬化深さの浅い試料においては、Fig. 5(b)のように内部からき裂が発生するのに対し、硬化深さの深い試料は、Fig. 5(a)のように表面からき裂が生じる。おのおのの試料の $S-N$ 曲線を、Fig. 6 に示したが、時間強度、耐久限はいずれも著しく相違している。これらの現象の検討は興味ある課題である。しかし、内部き裂発生品にあっては、外周面の残留応力値のみならず、残留応力分布を求めて論ずべきものであり、多数試料の統計的な判断が必要と思われる。この点については

Fig. 2. Hardness patterns of specimens.

Fig. 3. Retained ferrite structure (5% Nital etch $\times 400 \times \frac{1}{2}$).

Fig. 4. Martensite structure (5% Nital etch $\times 400 \times \frac{1}{2}$).

Fig. 5. View of fracture surface of various specimens.

Fig. 6. S-N curves of various structures and hardness patterns.

別の機会を得て報告したい。さらに不完全焼入れでフェライトの残留する場合は、真の意味の焼入組織とはいえず、すでに報告があるように、変形抵抗の低いフェライト部から発生したき裂が伝ばするか否かが問題となり別の現象として取り扱うべきものと思われる。

これらを考え、本報では均一なマルテンサイト組織でしかも、き裂発生点か、表面の場合について重点的に検討を加えることにした。

3・2 完全マルテンサイト組織、表面き裂発生材における硬化深さと疲労強度の関係

硬化深さが疲労強度 σ_w に及ぼす影響については、わが国でも多く報告されており、たとえば炭素量0.43%の鋼を用いた実験では、硬化層が深すぎても、また浅すぎても σ_w の焼入れによる上昇率が低下すると報告されている¹⁾。われわれの実験では、前述の Table III の焼入条件により、硬化深さが 2.0 mm, 3.0 mm, および 4.0 mm の3種に変えた試験片を用いた。これらの試験片の代表的なもののかたさ分布を Fig. 7 に示した。硬化深さのまったく同一な試験片を多数得るこ

Fig. 7. Hardness patterns of martensite structure (Surface crack).

とができなかったので、各グループごとに ± 0.1 mm 程度のバラツキを許して整理した。これら試験片の S-N 曲線を Fig. 8 に示す。図には比較のために、 $850^\circ\text{C} \times 20$ min の完全焼なまし材の S-N 曲線も記入してある。硬化深さが深くなるにつれて、疲労強度は増大するが、ある限度以上硬化深さが深くなると、かえって疲労強度は減少する傾向がある。硬化比と疲労強度の関係をまとめてみると、Fig. 9 のようになる。ただし硬化比とは試験片の外径を D_0 とし、かたさが $H_v 446$ 以下になっている未硬化部径を D とし、硬化比 $= D/D_0$ として定義した。なお Fig. 9 には炭素量 0.74% の鋼を用いた寺前-牧野氏の実験結果²⁾ および炭素量 0.43% の鋼を用いた実験結果³⁾ を硬化比で整理して図示してある。これらの実験結果を見てみると、硬

Fig. 8. S-N curves of martensite structure and surface crack specimens.

Fig. 9. Relation between hardened depth and endurance limit.

化比 D/D_0 が 0.4 程度で疲労強度が、最大値を示すことがわかる。なお参考までに完全マルテンサイト組織ではあるが、内部き裂を生じたものの測定結果をも併記した。

3・3 残留応力分布とかたさ分布の関係

上記疲労試験に用いた試料群より、抜きとった試料について得られた疲労試験前の残留応力分布を Fig. 10 に硬度分布とあわせて示した。

Fig. 10 Relation between residual stress patterns and hardness patterns.

Fig. 10 よりわかるように、硬化層に生じている圧縮残留応力は、表面から 1.0~2.5 mm の位置で引張応力に変わることがわかる。また硬化深さによって、最表面における残留応力値は変動し、硬化深さが、深くなるにつれて、圧縮残留応力は減少している。

3・4 疲労過程中的表面残留応力の変化

疲労過程中的の残留応力、および半価幅の変化についても、多くの研究がなされ、種々の報告がある。Fig. 8 で示した試験片の中から代表的なものを抜き出し疲労過程中的の残留応力変化を調べた。この場合、試料の負荷応力 σ_a は耐久限 83 kg/mm² のグループ（硬化深さ 2.0 mm）については $\sigma_a = \sigma_w + 12.2$ kg/mm² = 95.2 kg/mm² および $\sigma_w + 3.0$ kg/mm² = 86 kg/mm² の 2 種類と、耐久限 87 kg/mm²（硬化深さ 3.0 mm）のものについては $\sigma_a = \sigma_w - 3$ kg/mm² = 84 kg/mm² の 1 種類、さらに耐久限 50 kg/mm² のグループ（硬化深さ 4.0 mm）については $\sigma_a = \sigma_w + 1.8$ kg/mm² = 51.8 kg/mm² の 1 種類の計 4 種類である。その結果を Fig. 11 に示す。 σ_w より 3~15.2 kg/mm² 高い応

Fig. 11. Changes in surface residual stresses during fatigue.

力が負荷された試料は、応力繰返し比較的初期において、圧縮残留応力が急激に減少し、さらに繰返し数が増加してもその後、顕著な変化は認められない。しかし、耐久限近くの負荷応力 ($\sigma_a = \sigma_w$ あるいは $\sigma_a = \sigma_w + 1.8$ kg/mm²) のものでは、あまり顕著な変化は認められない。したがって、耐久限を論ずる場合、試験前の残留応力で考えてもよいといえる。この傾向は本山氏らの実験とほぼ一致しているようである。

3・5 耐久限とかたさ分布、残留応力の関係

Fig. 8, 9 に示したように、耐久限は硬化深さによって変化し、ある硬化深さで最大値を示すことは明らかである。Fig. 12 において、前述のように破線で示した部分は内部からき裂が生ずるものであり、表面のみの残留応力で疲労限の関係を論ずるのは早計である。これについては別の機会を得て報告したい。すなわち、ここでは実線で示した部分の硬化深さと耐久限の関係について、考察を進める。実線部について比較するならば、耐久限と圧縮残留応力は、大略比例的な関係を示している。すなわち、圧縮残留応力が低下すれば疲労限も低下している。しかしながら、硬化深さ 2.0 mm（硬化比=0.53）および 3.0 mm（硬化比=0.31）

Fig. 12. Relation among endurance limit, residual stress and D/D_0 .

の結果は圧縮残留応力の減少が耐久限を増加させるという、これとは逆の傾向を示している。

これまで Michlsen らによって報告されているようにかたさ、および残留応力の2つの要因から疲労強度を類推することはよく行なわれている。この考え方によって本実験結果を整理すると、たとえば硬化深さ 2.0 mm の試料については Fig. 13 に示すようになる。Fig. 13 は試料面から内部に向かって、疲労強度の分布がいかなる形になるかを示すものであって、かたさ分布から類推される疲労強度に残留応力分布から類推される疲労強度を加えたものを真の疲労強度と考え、この真の疲労強度と作用応力の交差する点が疲労強度を決めるという考え方に基づくものである。ここにおいて圧縮残留応力 σ_r の疲労強度 σ_w に及ぼす影響は、残留応力のない試料の疲労強度を σ_{w0} とすると、 $\sigma_w = \sigma_{w0} + \sigma_r$ と考えるものである。この試料の場合には表面からき裂がはいのりだから表面の残留応力とかたさが問題となる。それらの値についてこの考え方に従って、真の疲労強度を類推するならば、112 kg/mm² になるものに対し、実際の疲労強度 σ_w は 83 kg/mm² となる。

一方平氏、村上氏の研究によれば、塑性変形により生じた残留応力と疲労強度の関係は残留応力が平均応力として作用すると考え、 σ_T を真破断力とすると、 $\sigma_w = (1 + \sigma_r / \sigma_T) \sigma_{w0}$ なる式を用いている。この考え方によって残留応力の影響を計算すると 82 kg/mm² と

なり、われわれの実験とこの場合は一致する。しかしながら硬化深さ 3.0 mm, 4.0 mm のものについて、これらの考え方をういて残留応力の影響を計算し、実験結果と比較してみると、Table V のようになって一致していない。本実験では表面のかたさは、ほぼ同じに保っているから、残留応力、およびかたさ測定値に表われない要因の影響を考察すればよいと考えられる。

Table V. Comparison of measured and estimated σ_w value.

Handened depth (mm)	σ_w (kg/mm ²)		
	Our test	Cal by Michlsen's formula	Cal by Taira's formula
2.0	83	112	82
3.0	87	102	79
4.0	50	81.5	74.5

Table V で明らかなように残留応力の影響はいずれの考え方においても、実験結果と一致しているとはいえない。したがって残留応力とかたさ測定値以外の要因を検討する必要性を示しているようである。この要因が何であるか現在のところ明らかではないが、一つの試みとして X 線回折半価幅を硬化比 0.6~0 の試料 (Specimen 2, 3. 以外の実験点は本報告以外のもの) について、測定し、これと耐久限度の関係を示すと Fig. 14 のような結果が得られた。ただし半価幅は CrK α 線による試料 (211) 面の回折線により K α_2 線を分離することなく測定したものである。図にみられるように両者の間に直線関係がある。現段階では半価幅についての資料が不足しているために、明確なことはいえないが、将来検討すべき問題を示しているようである。

さらに焼入れによる残留応力の中にはマルテンサイ

Fig. 13. Stress and strength diagram of specimen.

Fig. 14. Relation between endurance limit and half-value breadth.

ト変態が原因と考えられるものと、熱的原因と考えられるものがあるであろう。したがって残留応力の疲労過程における変化が、いずれの原因による残留応力を変化させるものかという点も考慮する必要がある。これらに関するさらに詳細な実験的検討が要求されると考えられる。

4 結 言

S 45 C, 9 mmφ の回転曲げ疲労試験片に高周波焼入れを施し、得られた組織が完全マルテンサイトを呈し、かつ疲労き裂の発生点が表面であるような破壊を生ずる試料について、かたさ分布、残留応力分布と耐久限の関係を検討した結果、つぎの知見を得た。

(1) 硬化深さが増すと残留応力、耐久限はともに増加し、硬化比 0.4 程度で最大値を示す。硬化深さがさらに増加すると残留応力、耐久限は減少する傾向にある。

(2) 残留応力分布で圧縮応力を生じている領域は、有効硬化深さの範囲内である。表面残留応力は耐久限近くの応力振幅による疲労の過程においては、ほとん

ど変化しないようである。

(3) 耐久限は、かたさ分布から推定した疲労強度に、残留応力による影響を従来の考えに従って計算した値とは一致しない部分があり、残留応力とかたさ測定値に表われない要因などを考慮する必要があると考えられる。

(昭和44年7月18日 第8回X線材料強度に関するシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 清水邦博, 国尾 武, 機械学会論文集, **35**, 273, p. 942 (1969).
- 2) 寺前 博, 牧野亘作, 日立評論, **32**, 12, p. 967 (1950).
- 3) 石田制一, 材料試験, **7**, 31, 507 (1959).
- 4) たとえば, 平 修二, 材料, **14**, 924 (1965).
- 5) 本山盛太郎, 榎並豊一郎他, 材料, **15**, 874 (1966).
- 6) Bidviell, J. B., "Fatigue Durabiliby of Carburized Steel", ASTM (1957).
- 7) 平 修二, 村上裕則, 材料試験, **10**, 95 (1961).