浸炭表面硬化鋼における疲労強度と硬度分布の関係*

田 中 誠 三** 古 川 徹***

Relationship between Fatigue Strength and Case Hardness Distribution in Casecarburized and Hardened Steel

by

Seizou TANAKA

(Nippon Seiki Co. Ltd., Nagaoka)

and Tōru FURUKAWA

(Faculty of Engineering, Niigata University, Nagaoka)

The rotating bending fatigue tests were performed on the carburized SCM21 steel specimens, and the relation between the fatigue strength and the case hardness distribution was examined on two series of specimens having different hardness distributions. The plain and notched specimens were carburized at 930°C, under 0.9% carbon potential atmosphere for 4 hrs, and oil-quenched from 830°C. Tempering was carried out at 180°C for 2 hrs.

The results obtained are as follows.

(1) In the case of the plain specimen with a gradual stress gradient, fatigue damage seems to progress in a wide field of the carburized layer. So the initiation of fatigue cracks may occur either on the surface or inside of the carburized layer. The present test results show that the fatigue cracks initiate on the surface of the carburized layer, and the specimen having higher case hardness possesses lower fatigue strength than the one of lower case hardness.

(2) In the case of the notched specimen with a steep stress gradient, the progress of fatigue damage is limited to the notch root portion or the crack tip. So the crack initiating stress σ_{w1} and the crack propagating stress σ_{w2} of the specimen seem to be decided by the hardness and the residual stress of the critical portion where the fatigue fracture occurs. The present test results show that the fatigue crack initiating stress of the notched specimens is related to the effective case depth. The fatigue crack propagating stress of the notched specimen is proportional to the hardness of the crack tip, and the stress range between σ_{w1} and σ_{w2} is almost constant for both series of the specimens having different effective case depth.

(Received Sep. 26, 1977)

キー・ワード：浸炭表面硬化鋼，硬度分布，疲労き裂発生強度，疲労き裂進展強度

1 緒 言

浸炭表面硬化処理は耐摩耗性を必要とする機械部品に広く実施されている。この処理は低炭素鋼表面層に炭素を拡散させ、芯部は母材のままとして焼入れ処理を行い、表面層の硬度を上昇させるものであるが、それとともに表面部に圧縮残留応力が発生する。それらによって、耐摩耗性のみならず特に曲げ応力のかかる部品では疲労強度も相当向上することが広く知られており、機械構造部品の疲労強度を高める目的でも実施される。疲労強度が向上する理由は、表面部の圧縮残

留応力と硬度上昇の協同作用とされ、広く研究されている。一般的に浸炭処理材は、その処理後の顕微鏡組織、表面硬度、浸炭層内部の硬度分布および有効浸炭深さなどによりその機械的性質が評価され、被浸炭材、浸炭・熱処理条件などの検討がなされる。しかしながら、それらの項目と疲労特性の間の関係については必ずしも明らかでない。また浸炭・熱処理はその性質上同一材料の部品に同一条件で処理を行っても、バッチが異れば得られる機械的性質にばらつきが生じやすい。そのためにも上記関係の把握が必要である。そこで本研究では、代表的な焼き鋼である SCM21 鋼を用い、平滑試験片と切欠き試験片において二種類の試験片グループに対しバッチを異にして同一条件で浸炭処理を

* 原稿受理 昭和52年9月26日

** 正 会 員 日本精機(株) 長岡市東蔵王

*** 正 会 員 新潟大学工学部 長岡市学校町

行い、二種類の浸炭処理材を準備して上記項目のうち主として硬度分布の疲労特性に対する影響について検討した。

2 実験方法

実験に使用した材料は市販の SCM21 鋼で、その化学成分を Table I に示す。試験片の浸炭・熱処理条件は Fig.1 に示すとおりで、930℃、0.9%カーボンポテンシャルふん囲気中で 4 hr 浸炭後、830℃まで炉冷して 0.5 hr 保持した後油冷した。焼もどしは180℃で 2hr 行った。得られた組織は焼もどしマルテンサイトである。本実験には浸炭処理日時の異なる二種類の試験片を使用した。以下それぞれ ser. A, ser. B とよぶ。二種類とも同一条件で浸炭処理を行ったのであるが、カーボンポテンシャル、温度その他のばらつきなどにより ser. A と ser. B とでは浸炭層の硬度分布が違っている。なお両者の顕微鏡組織の違いはほとんど認められなかった。実験に使用した疲労試験機は容量10 kg・m の小野式回転曲げ疲労試験機で、荷重の繰返し速度は約 3000 rpm である。疲労試験片形状は Fig. 2 に示すような平滑試験片と切欠き試験片である。試験片は所定の寸法に加工後浸炭・熱処理を施し、つかみ部を円筒研削仕上げした。ここで浸炭層の材質を明

らかにするために、Fig.3 に ser. A の平滑試験片平行部（横断面）における浸炭層表面部（約 100 μ の深さ）と芯部におけるランダムな位置 100 箇所測定したマイクロビッカース硬度のばらつきの程度を累積度数分布で示す。平均硬度は浸炭層表面部で H_V 786、芯部で H_V 436 であり、標準偏差はそれぞれ40.7、42.6 であった。ばらつきの程度は平均値に対し、表面部約 5.2%、芯部約9.8%と硬度の高い表面部の方が少ない。浸炭焼入れ状況はほぼ良好と思われる。ser. B の場合もほぼ同様であった。なお、Fig.3 以外のマイクロビッカース硬度の測定は荷重 200 g で行った。

Fig. 3. Cumulative frequency distribution of hardness on transverse cross section of plain specimen. (100 points)

疲労試験後の切欠き底部におけるき裂長さの測定は、切欠き部を高速切断機で十文字に割り、四つの切断面をそれぞれ研磨、腐食後 400 倍のマイクロメータ付き顕微鏡で行った。また本報でいうき裂長さとは切欠き部円周上四箇所の平均値である。測定したき裂長さの最小値は約 20 μ 程度であった。疲労限の決定には、 10^7 回の応力繰返し数、応力階差 0.77 kg/mm² で 3 ～ 5 本の試験片を用いた。

3 実験結果とその考察

3.1 硬度分布

ser. A と ser. B の切欠き部の縦断面における硬度分布を Fig.4 に示す。浸炭硬化の深さは、全般的に ser. A の方が深い。両者とも等硬度線はおおよそ切欠きの形状に沿っており、硬度分布状態は互いにはほぼ相似である。また、ser. A および ser. B の切欠き試験片における切欠き底部と平行部（切欠きの端より 0.4 mm の位置）の横断面の硬度分布を Fig.5 に示す。図中に直径 (D_0) に対する core の径 (D) の比を示してある。なお case と core の境界は H_V 513 とした。ser. A および ser. B とともに平行部に比べ、切欠き底断面の方が浸炭深さが浅い。ser. A と ser. B の硬化状態を比較すると、表面最高硬度は ser. A の方が若干高く、切欠き底断面においては、ser. A

Table I. Chemical Composition (wt. %).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
0.17	0.26	0.72	0.014	0.013	0.02	0.03	1.04	0.18

Fig. 1. Heat treatment.

Fig. 2. Shapes and dimensions of test specimens.

Fig. 4. Comparison of hardness distribution on longitudinal cross section of notch part. (ser. A and ser. B)

Fig. 5. Comparison of hardness distribution on notch root and plain part of notched specimens. (ser. A and ser. B)

Fig. 6. Comparison of hardness distribution of plain specimens. (ser. A and ser. B)

の方が全体にかたく、また有効浸炭硬化深さも ser. A で 1.1 mm (半径に対する硬化深さ比; 20%), ser. B では 0.9 mm (硬化深さ比; 16%) と ser. A の方が深い。平行部断面においては、有効浸炭硬化深さはほぼ同じであるが、ser. A の方が比較的硬度の高い

部分が厚い。さらに、ser. A および ser. B における平滑試験片の横断面の硬度分布を Fig. 6 に示す。有効浸炭硬化深さは ser. A, ser. B それぞれ 1.4 mm, 1.3 mm であり、切欠き試験片平行部に比べ、浸炭深さが浅くなっている。平滑試験片に比べ切欠き試験片平行部においては、切欠き部 V 字形の側面および平行部の両方からの炭素拡散によって浸炭深さが深くなったのであろう。硬度分布は切欠き試験片同様 ser. A の方が全体的にかたい。

3・2 疲労試験

ser. A および ser. B の平滑試験片と切欠き試験片の回転曲げ疲労試験における S-N 線図を Fig. 7 に示す。S-N 曲線の形は、ser. A と ser. B の間で疲労限度以上の応力レベルでは大きな差はみられない。しかし疲労限度は平滑試験片で、ser. A, ser. B それぞれ 56.0 kg/mm², 61.2 kg/mm², 切欠き試験片で、同じく 35.9 kg/mm², 31.7 kg/mm² となった。平滑試験片と切欠き試験片で ser. A と ser. B の疲労限度が逆転しているが、この点については後述する。また、平滑試験片の疲労破面には明確なフィッシュ・アイは認められなかった。

Fig. 7. S-N diagram.

本実験の切欠き試験片の場合、10⁷ 回の応力繰返し数で切欠き底に 停留き 裂が存在し、き裂発生強度 (σ_{w1}) とき裂進展強度 (σ_{w2}) の分離が認められた。そこで σ_{w2} 以下順次応力値を下げて疲労試験を行い、停留き裂長さと疲労き裂進展応力 (公称応力) の関係を求めた。ser. A と ser. B の場合をそれぞれ Fig. 8 に示す。両者の間には一般材の場合と同様に、直線関係が成り立っている。ser. A と ser. B を比較すると、ser. A の方が最大停留き裂長さが長く、かつ両者の直線の傾きが違っている。他方、 σ_{w1} は ser. A では 26.3 kg/mm², ser. B では 21.9 kg/mm² 程度で ser. A の方が高い。

以上の結果をまとめると、Table II のようになる。表中で σ_{w0} は平滑試験片の疲労強度、 $L_{np\text{-}max}$ は

Fig. 8. Relation between non-propagating crack length L_{npc} and the stress amplitude σ of notched specimens. ($N=10^7$)

Table II. Results of fatigue tests.

	Ser. A	Ser. B	A/B
Effective case depth of plain specimen (mm)	1.4	1.3	1.07
Effective case depth of notch root section (mm)	1.1	0.9	1.22
σ_{w0} (kg/mm ²)	56.0	61.2	0.92
σ_{w1} (kg/mm ²)	26.3	21.9	1.20
σ_{w2} (kg/mm ²)	35.9	31.7	—
$\sigma_{w2}-\sigma_{w1}$ (kg/mm ²)	9.6	9.8	—
$L_{npc-max}$ (mm)	0.655	0.310	—
σ_{w2-net} (kg/mm ²)	42.7	34.6	—
H_V ($l=L_{npc-max}$)	650	670	—

σ_{w0} ; Fatigue strength of plain specimens.

σ_{w1} ; Fatigue crack initiating stress of notched specimens.

σ_{w2} ; Fatigue crack propagating stress of notched specimens.

$L_{npc-max}$; Maximum non-propagating crack length. ($N=10^7$)

σ_{w2-net} ; Net fatigue crack propagating stress.

H_V ; Vickers hardness.

最大停留き裂長さ (σ_{w2} の場合), σ_{w2-net} はき裂による試験片の断面積の減少を考慮した正味き裂進展強度 ($\sigma_{w2-net} = \sigma_{w2} \cdot 2a / (2a - 3L_{npc-max})$, a ; 試験片半径), H_V ($l=L_{npc-max}$) は最大停留き裂長さの点におけるビッカース硬度をそれぞれ表す。

3.3 検討

(1) き裂発生強度 (σ_{w0} , σ_{w1}) について, 平滑試験

*1 試験片の圧縮側はき裂が入っても応力を負担すると考えて, 断面係数を近似的に次のように修正する。 (l , き裂長さ, d , 試験片直径)

$$\text{修正率} = \frac{\frac{\pi}{32} d^3}{\frac{1}{2} \left\{ \frac{\pi}{32} d^3 + \frac{\pi}{32} (d-2l)^3 \right\}} \sim \frac{d}{d-3l} = \frac{2a}{2a-3l}$$

片においては, 切欠き試験片とは逆に ser. B の方が ser. A より疲労限が高い。この理由としては次のことが考えられる。平滑試験片の場合, 切欠き試験片に比べ応力こう配がゆるいため, 初期き裂の発生は表面硬度および浸炭層内部の硬度分布と残留応力分布の関連から, 表面または浸炭層内部で起る可能性がある。本材の場合, 破面にフィッシュ・アイがほとんど認められなかったため, 初期き裂の発生は表面部である。また, H_V 600 以上の高硬度材では硬度が上昇するほどマトリックスの構造敏感性が高くなるため, 欠陥や組織の不均一性に影響されて, 疲労限がやや下降することが報告されている。本材の場合, ser. A と ser. B で有効浸炭深さがそれほど差がないため, おそらく浸炭表面部の残留応力値は A, B 両材ではあまり差がないと思われる。ゆえに浸炭表面部の硬度の高い ser. A の方が ser. B より疲労限が低くなったのであろう。

一方切欠き試験片の場合は, ser. A と ser. B において表面部の硬度および顕微鏡組織はほぼ同様であるにもかかわらず, σ_{w1} の A, B 両材の比は 1.20 となった。この理由として, 浸炭材においては, 硬質材であることおよび残留応力発生の原因が表面層と芯部の炭素含有率の違いによるマルテンサイトの比容積の差に起因する部分が多いことなどにより, 疲労過程において硬化層の圧縮残留応力値がそれほど変化しないこと, およびき裂発生が引張り形であるため疲労強度が応力振幅および平均応力依存性を示すことなどにより, き裂発生強度に対する残留応力の効果が考えられる。つまり ser. A の方が ser. B より切欠き底に発生している残留応力値が高いため上記の結果となったのであろう。また有効浸炭深さの A, B 両材の比が σ_{w1} の A, B 両材の比とほぼ同じく 1.22 となった。このことから有効浸炭深さと表面部の残留応力値の間には相関性があることも考えられる。一方残留応力は疲労き裂発生強度に影響しないという報告がある⁴⁾⁵⁾。しかしそれらはいずれも比較的軟質材であるため, 疲労過程における表面層の残留応力の減衰が考えられるし, またき裂発生がすべりを伴うせん断形であるから疲労強度が応力振幅依存性を示すことなどにより残留応力がき裂発生強度に影響しなかったのであろう。以上のように考えるならば, 平均応力および残留応力のある場合に, 疲労き裂発生強度が次式で表される。

$$\sigma_c = \sigma_0 - m(\sigma_m + \sigma_{rs}) \quad (1)$$

ここで σ_c ; 疲労き裂発生強度

σ_0 ; 平均応力および残留応力のないときの疲労き裂発生強度

σ_m ; 平均応力

σ_{rs} ; 表面残留応力 (疲労後の安定値)

m ; 材料定数 (浸炭材では約 0.6)

今の場合, ser. A と ser. B で σ_c の差は約 4.4 kg/mm² であり, σ_0 は A, B 両材ではほぼ同じであるとすれば, σ_{rs} の A, B 両材の差は約 7 kg/mm² 程度ということになる。

(2) き裂進展強度 (σ_{w2}) について, Fig. 8 のデータについて停留き裂長さに相当する深さにおける硬度とき裂進展強度 (正味応力; $\sigma_{w2, net} = \sigma_{w2} \cdot 2a / (2a - 3L_{npe})$) の関係に整理しなおしたものを Fig. 9 に示す。Fig. 8 において, ser. A と ser. B で最大停留き裂長さがそれぞれ 0.655 mm, 0.310 mm と大きな差があり, かつ直線の傾きも違っていたが, Fig. 9 のように整理すると両材のデータはほぼ平行となり, かつ最大停留き裂長さにおける硬度もほぼ一致している。す

Fig. 9. Relation between the Vickers hardness on crack tip H_V and the net crack propagating stress σ_{net} of notched specimens. ($N=107$)

なわち表面から硬度 H_V 660 程度の深さまでの浸炭層内部においては, き裂進展強度 (正味応力) と硬度分布の間には相関関係があり, さらに浸炭深さの異なる材料において, 両材のき裂進展強度の差が $\sigma_{w1} \sim \sigma_{w2}$ の応力範囲にわたって約 6.4 kg/mm² とほぼ一定であった。また, σ_{w1} と σ_{w2} の差が ser. A と ser. B においてほぼ等しく約 9.7 kg/mm² 程度であった。以上のことから, SCM21 浸炭材の場合, H_V 660 程度の硬度の表面からの深さによって最大停留き裂長さが決まっているともみえる。さらに浸炭材では, 表面層に残留オーステナイト (γ) が存在するため, 表面近傍の残留応力値が浸炭層内部に比べて低下する⁸⁾。そのため残留応力分布形は内部に極値をもつ谷形となる⁸⁾⁽¹¹⁾ことが知られている。そこでこの残留応力の谷形の分布形によってかなり長い停留き裂が存在することが考えられる。すなわち実験結果の $L_{npe-max}$ が, 浸炭深さの違い A, B 両材において H_V 660 の深さの位置となっていることは, その位置が有効浸炭深さの浅深に関係なく残留応力分布形の極値の位置となんらかの関連性があることを推定させる。また, き裂進展強度の挙動

が浸炭深さの違いにかかわらず, Fig. 9 のように硬度分布を基に一定の傾向に整理されることは, き裂進展強度の挙動に影響している残留応力分布と硬度分布が良く対応していることを示していると思われる。さらに, σ_{w1} と σ_{w2} の間の応力範囲が有効浸炭深さの影響を受けていない理由として, A, B 両材において, 残留応力の分布形に影響する表面部の残留 γ 量とその生成機構から考えて両材でそれほど差がないため, 残留応力の分布形が両者ではほぼ相似であることなどが考えられる。

4 結 言

浸炭焼入れ材を用いて回転曲げ疲労試験を行い, 浸炭層内部の硬度分布と疲労強度の関係について検討した。得られた結論は以下のとおりである。

(1) 平滑試験片の場合, 初期き裂の発生が応力こう配, 硬度および残留応力分布の関連から表面部で起る場合と浸炭層内部で起る場合があるが, 本実験では, き裂はいずれも表面から発生していた。そして疲労強度は従来の報告と同じく表面部の硬度の低い方が高かった。

(2) 切欠き試験片の疲労き裂発生強度は, き裂発生が切欠き底表面で起るため, 表面部の材質が同じ場合, 切欠き底部の残留応力値の影響をうけると思われる。本実験では, 表面残留応力値に影響すると思われる有効浸炭深さとき裂発生強度には相関性が認められた。

(3) 切欠き試験片の疲労き裂進展強度は, 疲労損傷をうける部分がき裂先端部に限定されているため, き裂先端部の硬度および残留応力値によって決まると思われる。本実験によれば, 有効浸炭深さの違う材料で, 正味疲労き裂進展強度とき裂先端部の硬度は比例した。そして σ_{w1} と σ_{w2} の間の応力範囲は有効浸炭深さの影響をうけていない。

(昭和52年7月22日 日本材料学会第14回材料強度に関するシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) たとえば, 小林英男, 中沢 一, 日本機械学会論文集, **35**, 1856 (1969).
- 2) Fuchs, H. O., Trans. ASME, Ser. D, **87-2**, 333 (1965).
- 3) 早山 徹, 日本機械学会論文集, **41**, 721 (1975).
- 4) 西岡邦夫, 平川賢爾, 森田喜保, 小松英雄, 日本機械学会講演論文集, No. 720-9, 113 (1972).
- 5) 寺沢正男, 吉岡靖夫, 浅見克敏, 日本機械学会論文集, **38**, 1142 (1972).
- 6) 鮎谷清司, 野田文好, 材料, **17**, 1124 (1968).
- 7) 中西英介, 植田秀夫, 梶浦重二, 材料, **26**, 68 (1977).
- 8) たとえば, Koistinen, D. P., Trans. ASM, **50**, 227 (1958).
- 9) 古川 徹, 田中誠三, 材料, **25**, 283 (1976).
- 10) たとえば, 大内田久, 安藤司文, 日本機械学会論文集, **34**, 199 (1968).
- 11) 梶谷 幸, 小村淳輔, 栗津重男, 日本機械学会論文集, **38**, 1961 (1972).