高周波表面焼入れ材における表面疲労き裂進展と き裂開閉口挙動†

菅 田 淳* 城 野 政 弘* 吉 村 哲**

Growth and Closure Behavior of Surface Fatigue Crack in Induction Surface Hardened Materials

by

Atsushi SUGETA*, Masahiro JONO* and Satoshi YOSHIMURA**

Surface fatigue crack growth tests under constant amplitude loading were carried out on three different materials of a medium carbon steel, JIS S38C, namely quenched and tempered material, quenched material and induction surface hardened material. It was found that the crack opening stress at the surface of hardened material was higher than those of the other materials, and the fatigue crack growth resistance in terms of the stress intensity range of surface hardened material was superior to the other materials. These differences resulted from the surface residual stress and there found little difference among three materials in the relationship between fatigue crack resistance and the effective stress intensity range. The higher crack opening stress intensity factor of the surface hardened material, K_{op} , could be well estimated by considering the actual stress ratio at the fatigue crack tip, R' , which is defined as $R' = (K_{min} + K_r) / (K_{max} + K_r)$, where K_{max} and K_{min} are the maximum and minimum applied stress intensity factors and K_r is the stress intensity factor induced by residual stress.

Key words : Fatigue, Small surface crack, Crack closure, Induction surface hardening, Residual stress

1 緒 論

鉄道車軸など表面での疲労損傷が重要な問題となる金属部材においては、表面の疲労強度を向上させることを目的としてショットピーニングや表面圧延のような表面層の冷間加工、および高周波表面焼入れ、浸炭、窒化等による表面硬化熱処理が施されている場合が多い。これら表面処理材では表面層の機械的性質が向上するとともに表面層に圧縮残留応力が生じる。また、後者の熱処理材においては組織の変化も生じる。このように表面から内部に向かって強度レベルや残留応力が変化する表面処理材の疲労強度および疲労き裂発生挙動に関しては、これまでに多くの研究が行われ、強化機構の主な原因は表面層の圧縮残留応力であることが明らかにされてきている。この残留応力の取扱いに関して、疲労強度に対しては平均応力効果として考慮すればよいこと、また、長い疲労き裂に対しては残留応力によって誘起される応力拡大係数と負荷応力拡大係数の重合わせでき裂進展速度を整理できることなどが報告されている。しかしながら、繰返し負荷を受ける表面熱処理部材を使用する上で非常に興味深い表面疲労き裂進展とき裂開閉口挙動に及ぼす残留応力およ

び表面層微視組織の影響については、十分明らかにされているとはいえないようである。

そこで、本研究では表面熱処理法として高周波表面焼入れを選び、中炭素鋼 S38C の高周波表面焼入れ硬化材、およびその比較のため調質材および全断面熱処理硬化材の 3 種の材料を用い、一定振幅荷重疲労試験を行い、表面き裂進展挙動とき裂開閉口挙動を明らかにした。

2 供試材料、試験片および試験方法

供試材料は中炭素鋼 S38C でその化学成分を Table I に示す。試験片としては 860°C 油焼入れ、620°C 焼もどしの調質処理を行った材料を Fig. 1 に示すような形状に加工したものと、それを Table II の最右欄に示す条件で 860°C 水焼入れ、220°C 焼もどしを行い全断面を硬化させたもの、および高周波焼入れにより表面硬化したものの 3 種を用いた。以下これらをそれぞれ

Table I. Chemical composition of material used (%).

C	Si	Mn	P	S	Al
0.38	0.28	0.81	0.014	0.006	0.023

† 原稿受理 平成 5 年 11 月 30 日 Received Nov. 30, 1993

* 正 会 員 大阪大学工学部機械工学科 〒565 吹田市山田丘, Dept. of Mech. Eng., Osaka Univ., Yamadaoka, Suita, 565

** 川崎製鉄(株) 〒280 千葉市中央区川崎町, Kawasaki Steel Co., Chuo-ku, Chiba, 280

Table II. Mechanical properties of material and heat treatment conditions.

	0.2% proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Heat treatment
QT	450	690	32.5	66.0	Quenching 860°C/1 hr Air cooled 620°C/1 hr
AH	1530	1850	9.0	32.0	Quenching 860°C/1 hr Tempering 220°C/1 hr
SH	—	—	—	—	Quenching 860°C/1 hr Tempering 200°C/1 hr

れ QT 材, AH 材, SH 材と表す. 各熱処理材の機械的性質を Table II に示すが, 低温焼もどし処理により静的強度は3倍程度上昇している. SH 材の引張試験は行っていないが, 硬度測定の結果から表面では QT 材と内部では AH 材と同程度の強度レベルであると考えられる. 光学顕微鏡による組織写真を Fig. 2 に示す. 組織はすべてフェライト + Fe₃C であり, AH 材と QT 材は結晶粒径は異なるが全断面にわたり均質であるのに対し, SH 材は微細化された表面層を持ち, 内部は QT 材と同じである. 硬度分布を Fig. 3 に示す. AH 材と QT 材は全断面にわたりほぼ一様な硬度であるが, SH 材では約 1.2 mm 程度の表面硬化層をもっている. X 線応力測定による残留応力を Fig. 4 に示す. AH 材と QT 材では表面のみの測定ではあるが残留応力はほとんど存在しない. これに対して SH 材では試験片により異なるが表面では -200 ~ -300 MPa の圧縮残留応力が存在し, 表面除去法により測定した残留応力分布から試験片内部では引張残留応力

が存在していることがわかる.

熱処理後, 試験片中央部にき裂発生箇所を限定するための表面微小切欠きを放電加工により作製した. 以下文中では, 微小切欠きから発生するき裂の試験片表面でのき裂全長を 2c, 試験片内部方向のき裂深さを a とする. 試験は電気油圧サーボ疲労試験機により応力比 $R = -1$, 繰返し速度 10 ~ 1 Hz で行った. き裂進展挙動の測定は, き裂が放電加工変質域をぬけた後に開始し, SH 材の表面硬化層を十分ぬける 2 mm 程度に達するまで行った. 試験片表面のき裂開口応力の測定はき裂先端前方 150 ~ 400 μm の領域のき裂の延

Fig. 1. Test specimen configuration.

Fig. 3. Vickers hardness distribution of test specimen.

Fig. 2. Microstructure of materials used.

Fig. 4. Residual stress distribution.

Fig. 5. Example of stress-differential strain hysteresis loop.

長線上にひずみゲージを貼り、その応力-ひずみヒステリシスから除荷弾性線を引いて得られる応力-引算ひずみヒステリシスの折れ曲がり点から求めた。Fig. 5にSH材で $c=500\ \mu\text{m}$ の時点で計測された例を示すが、ヒステリシスの折れ曲がり点は非常に明瞭で、図中Aで示される点がき裂開口点と判断される。

3 試験条件および結果

Table IIIに各試験片の負荷応力振幅、初期切欠き寸法および初期表面残留応力を示す。QT材およびAH材の試験は、それぞれ繰返し降伏応力以下の応力振幅に設定した。また、内部でのみ塑性変形が生じる場合があるSH材では表面層の応力 σ_c が表に示す値に一定となるように制御し、試験を行った。

Fig. 6に表面き裂の光学顕微鏡写真を示す。いずれの材料においても微視的には微小な屈曲や分岐を数多く繰返すが、巨視的には荷重軸直角方向にまっすぐ進展しており、き裂進展様相に材料間で特に顕著な差は認められない。

Fig. 7に試験終了後の各材料の疲労破面写真を示す。

Table III. Test condition and residual stress at the surface.

	Stress amplitude σ_a (MPa)	Notch size c/a (μm)	Residual stress at surface (MPa)
QT	140	498/489	≈ 0
AH	400 450	212/203 180/163	≈ 0
SH	450 500 550	222/230 187/205 177/173	-270 -209 -260

Fig. 6. Photographs of surface small fatigue crack.

QT材とAH材では、き裂は発生時から最終き裂長さまで、アスペクト比 $a/c \approx 0.9$ の半円形状となっている。これに対して(c), (d)に示すSH材では、き裂が表面硬化層内(約1 mm)を進展している場合には $a/c \approx 0.9$ の半円形状であるが、硬化層を抜け内部へ進展した後は内部方向へ長く、内部でふくらみを持つき裂形状となりQT材とAH材とは異なる様相を示す。また、試験途中で応力振幅を4割程度に減少してピーチマークを挿入した試験(d)では、図中Area 1および3で示されるピーチマーク挿入時には表面ではき裂は進展せず内部方向にのみ進展している。いずれの材料においてもき裂長さが長くなりき裂進展速度が増加するにつれて破面粗さが増す傾向が認められ、材料間での組織変化による巨視的破面様相の差は認められない。

疲労き裂進展速度の整理は応力拡大係数 K により行ったが、 K はQT材およびAH材においてはNewman-Raju¹⁶⁾の式より $a/c=0.9$ として算出した。SH材ではFig. 8に実線でき裂形状の模式図を示すようにき裂が長くなると内部でふくらみを持つようになるため計算が困難である。そこで、2つの領域にわけて K の計算を行った。き裂発生時からき裂が半円形状でき裂長さ c_0 までは $a/c=0.9$ としてNewman-Rajuの式で算出する。それ以降のき裂に対しては以下に述べるように半円形状の仮想き裂に置き換えて、この仮想き裂のアスペクト比を用いてNewman-Rajuの式により K_c 値を算出した。まず、最終き裂形状(表面き裂長さ $c=c_1$)に対する K_c を有限要素法により算出し、この値と等価な K_c 値を持つ表面き裂長さ c_1 の仮想半円き裂(図中の破線)のアスペクト比 a'_1/c_1 を求める。仮想き裂のアスペクト比はき裂長さに対して線形的に変化するものと仮定し、任意の表面き裂長さ c の仮想半円き裂のアスペクト比は表面き裂長さ $c=c_0$ でのアスペクト比 $a_0/c_0=0.9$ と

(a) Material QT $\sigma_a=140$ MPa (b) Material AH $\sigma_a=450$ MPa (c) Material SH $\sigma_a=550$ MPa (d) Material SH $\sigma_a=500$ MPa

Fig. 7. Photographs of fracture surface.

$a_1'/c_1=0.52$ を c で線形補間して求めた。

Fig. 9 の右側に表面での疲労き裂進展速度 dc/dn と応力拡大係数範囲 ΔK_c 関係を示す。QT 材の dc/dn はき裂発生後、進展に伴う ΔK_c の上昇にもかかわらず減少していき $\Delta K_c=10 \text{ MPa}^{1/2}$ で極小値を示した後、増加しており微小き裂特有の挙動を示している。AH 材の $dc/dn-\Delta K_c$ 関係は試験を行った両応力レベルでほぼ一致しており、 ΔK_c の範囲は異なるが QT

Fig. 8. Schematic illustration of crack shape of surface hardened material.

Fig. 9. $dc/dn-\Delta K_c$, $da/dn-\Delta K_a$ and $dc/dn-\Delta K_{eff}$, C relationships.

材の $dc/dn-\Delta K_c$ 関係の延長上にある。SH 材の $dc/dn-\Delta K_c$ 関係は試験片間でばらつきは見られるものの、全体的には QT 材および AH 材の関係に比べ低進展速度側に位置し、表面硬化処理による ΔK に対するき裂進展抵抗の増加が認められる。ピーチマーク法により求めた SH 材の内部方向のき裂進展速度 da/dn を図中に◇印で示すが、表面に比べ5~10程度高進展速度側にあり、表面と内部とでの進展速度が大きく異なるようである。

Fig. 10 に試験片表面で測定されたき裂開口点 $K_{op,c}$ と最大応力拡大係数値 $K_{max,c}$ の関係を示す。◎印で示す QT 材のき裂開口点はき裂発生直後には圧縮側にありその後き裂進展とともにすばやく上昇するが、き裂進展速度の最小値を示した $K_{max,c}=5 \text{ MPa m}^{1/2}$ ($\Delta K_c=10 \text{ MPa m}^{1/2}$) 以後その傾きは緩やかになっている。AH 材では $K_{op,c}$ は応力レベルによらずほぼ一致し、 $K_{max,c}$ の増加につれ上昇していると同時に QT 材の関係の延長上にあり、組織の影響は見られない。SH 材では最も高いき裂進展速度を示した $\sigma_a=450$

Fig. 10. Relationship between $K_{op,c}$ and $K_{max,c}$.

MPa の試験片で最も低い開口レベルを示し、試験片間で $K_{op,c}$ の差が認められる。全体的には QT 材および AH 材の $K_{op,c}$ に比べ非常に高い値を示しており、表面硬化処理のき裂開閉口挙動に及ぼす影響が現れている。

実測されたき裂開閉口挙動を考慮した有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{eff,c}$ で dc/dn を再整理したものを前出の Fig. 9 の左側に示す。QT 材の $dc/dn-\Delta K_{eff,c}$ 関係は試験範囲全体で一つの帯で表わされており、き裂発生初期にみられたき裂進展速度の特異な挙動はき裂開閉口挙動により説明できるようなのである。また、SH 材の結果を含めてすべての $dc/dn-\Delta K_{eff,c}$ 関係は、ほぼ同じ線上に重なっており、 $\Delta K_{eff,c}$ に対する材料自身のき裂進展抵抗が表面硬化処理により改善されることはないようである。このことから、 $dc/dn-\Delta K_{eff,c}$ 関係で見られた表面硬化処理によるき裂進展抵抗の増大はき裂開閉口挙動によるものであると結論できる。

4 考 察

QT 材と AH 材の結果から、熱処理の違いによる組織および機械的性質の差はき裂進展速度およびき裂開閉口挙動に影響を与えないようである。また $dc/dn-\Delta K_{eff,c}$ 関係が 3 種の材料間で一致しており、高周波表面焼入れ材の進展速度は、実際の開閉口挙動を考慮した有効応力拡大係数範囲により、同種材料の $dc/dn-\Delta K_{eff,c}$ 関係を用いて評価できることが明らかとなった。SH 材においてき裂開口点が他の材料に比べ非常に高くなった原因は、SH 材にのみ測定される表面圧縮残留応力が、試験片表面でき裂先端の真の応力比を下げたためであると考えられる。そこで、残留応力により生じる応力拡大係数 K_r を求め、き裂開口点の推定を試みた。

K_r はき裂面の位置に存在した初期残留応力と等価逆符号の分布力がき裂面に作用した場合の K 値として算出する¹⁴⁾。ここでは、Fig. 11 に示すように残留応力分布を簡単のために 3 本の直線で近似し、この近似残留応力分布を用いて白鳥らの影響関数法により K_r

を算出した。ただし、試験に供した試験片に対しては表面での残留応力を測定したのみで、個々の残留応力分布の測定は行っていないので、図に示す残留応力分布と形状が等しく大きさが表面残留応力値に比例すると仮定した残留応力分布を用いた。Fig. 12 に算出されたき裂表面での K 値 $K_{r,c}$ とき裂最深部での K 値 $K_{r,a}$ のき裂長さにとりなう変化を示す。白印で示す $K_{r,c}$ はき裂長さが長くなるにつれて圧縮側に大きな値になってきており、き裂が進展するにつれて残留応力の影響が大きくなるようである。これに対して黒印で示す $K_{r,a}$ はき裂進展初期には表面と同程度の K_r 値を持ち、き裂進展にともなう圧縮側へ大きくなるが、0.7 mm を越えるあたりから減少しはじめ、2 mm 程度で逆に引張側の値になっている。このように、表面微小き裂への残留応力の影響は表面と内部で非常に異なることがわかる。残留応力場の表面部のき裂先端での真の最大応力拡大係数 $K'_{max,c}$ および真の応力比 R_c' は、外部負荷の最大応力拡大係数 $K_{max,c}$ 、最小応力拡大係数 $K_{min,c}$ と算出される $K_{r,c}$ から、

$$K'_{max,c} = K_{max,c} + K_{r,c}$$

Fig. 11. Residual stress distribution and calculation method of K_r . Fig. 12. Variation of $K_{r,c}$ and $K_{r,a}$ with crack growth.

$$R_c' = \frac{(K_{\min, c} + K_{r, c})}{(K_{\max, c} + K_{r, c})}$$

で与えられる。き裂開口点は一般に最大応力拡大係数と応力比により定まると考えられており、したがって、真のき裂開口点 $K'_{op, c}$ は $K'_{\max, c}$ および R_c' の関数として一般に次式で表わされることになる。

$$K'_{op, c} = f(K'_{\max, c}, R_c')$$

SH 材の R_c' は実験した範囲において $-2 \sim -3$ の値と計算される。しかしながら、そのような応力比に対する実験は行っており、き裂開口点のデータはない。そこで、ここでは圧縮平均応力のき裂開口挙動に及ぼす影響は引張平均応力に比べて小さいことを考え、本研究で行った $R = -1$ で得られた関係を $R_c' = -2 \sim -3$ にまで拡張した。Fig. 10 に示した結果から $K'_{op, c}$ は近似的に

$$K'_{op, c} = 0.08 K'_{\max, c} = 0.08 (K_{\max, c} + K_{r, c})$$

で与えられ、見かけのき裂開口点 $K_{op, c}$ は

$$\begin{aligned} K_{op, c} &= K'_{op, c} - K_{r, c} \\ &= 0.08 K_{\max, c} - 0.02 K_{r, c} \end{aligned}$$

となる。Fig. 13 に推定された $K_{op, c}$ を黒印で実測値（白印）とともに示す。詳細に見ると $K_{\max, c}$ の増加にともなうき裂開口点の挙動や試験片間の差異などにおいて推定値と実測値の間に若干の差が認められるが、 $K_{r, c}$ の算出に用いた初期残留応力分布が実際の試験片個々の分布でないことを考えれば、 $K_{op, c}$ の推定結果はほぼ妥当であると考えてよいようであり、SH 材のき裂開口点の上昇は残留応力によるものであることが定量的に確認される。

Fig. 13 にはあわせてピーチマークを挿入し内部のき裂形状が特定できた試験片（SH 材、 $\sigma_a = 500$ MPa）におけるピーチマーク位置でのき裂最深部の推定き裂開口点を ◆ 印で示している。表面部でのき裂開口点に比べ非常に低く、残留応力の影響を受け表面と内部とでき裂開口挙動が異なることを示している。この推定されたき裂開口点を用いて最深部の有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{eff, a}$ を算出し、内部方向の進展

Fig. 13. Comparison of predicted opening stress intensity with measured opening stress intensity factor.

Fig. 14. $da/dn-\Delta K_a$, $da/dn-\Delta K_{eff, a}$, $dc/dn-\Delta K_c$ and $dc/dn-\Delta K_{eff, c}$ relationships.

速度 da/dn を整理した結果を Fig. 14 に ◆ 印で示す。ピーチマーク挿入中の低振幅荷重に対する Area 1, 3 では $dc/dn-\Delta K_{eff, c}$ 関係によく一致しており、 $da/dn-\Delta K_a$ 関係で認められた表面と比較しての低いき裂進展速度は残留応力によるものであることが明らかとなった。一方、高振幅荷重に対する Area 2 ではき裂開口挙動を考慮してもなお高進展速度側へずれているが、これは内部で繰返し塑性変形が生じ弾塑性状態になったためだと考えられる。

以上の試験結果および考察から、高周波表面焼入れは表面の極浅い表面欠陥に対してはその表面圧縮残留応力のためき裂開口点の上昇を通してき裂進展速度を低下させ、耐疲労き裂進展に対しては有効な手段であることが明らかとなった。しかしながら、内部方向へのき裂進展に対する抵抗は特には上昇せず、き裂長さが長くなると逆に低下する傾向があるため、深い欠陥からき裂発生が起こる場合や表面層のみを高強度化したことによる内部起点き裂発生タイプへの移行が起こるような条件では取扱に注意を要すると思われる。

5 結 論

中炭素鋼 S38C の高周波表面焼入れ硬化材（SH 材）、およびその比較のため調質材（QT 材）および全断面熱処理硬化材（AH 材）の 3 種の材料を用い、一定振幅荷重疲労試験を行い、表面き裂進展挙動とき裂開口挙動を明らかにするとともに、それらに及ぼす組織および残留応力の影響について考察した。得られた主な結果は以下の通りである。

(1) 表面での疲労き裂進展速度 dc/dn と ΔK_c の関係は、QT 材および AH 材では応力レベルによらずほぼ等しくなり組織の影響は認められないが、SH 材の関係は低進展速度側に位置し、表面硬化処理により ΔK に対する進展抵抗が増加する。

(2) SH 材では QT 材および AH 材に比べき裂開口点は高くなった。これは SH 材にのみ存在する表面圧縮残留応力のためであり、この上昇するき裂開口点は残留応力により生じる応力拡大係数を考慮することで定量的に推定できる。

(3) 実測されるき裂開閉口挙動を考慮した $\Delta K_{eff,c}$ で dc/dn を整理すると 3 種の材料でよく一致し、表面硬化熱処理による効果は、材料自身のき裂進展抵抗を増加させるのではなくき裂開口点を上昇させることによるものであることが明らかとなった。

(4) 内部方向へのき裂進展速度は表面に比べ高くなるが、これは表面圧縮、内部引張の残留応力分布の影響によるものであり、き裂開閉口挙動を考慮すれば表面での $dc/dn-\Delta K_{eff,c}$ 関係にはほぼ一致する。

(5) 高周波表面焼入れは表面層に導入される圧縮残留応力の影響により、表面の極浅い表面欠陥の耐疲労き裂進展に対しては有効な手段となる。

本研究の遂行に当たり大阪大学学生林竜彦君の助力を得た。また材料は(株)住友金属工業から提供頂いた。記して謝意を表す。

(平成 5 年 5 月 26 日 日本材料学会第 42 期学術講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) 全体的な概説として例えば, B. Kaiser, *Draht*, **42**, 358 (1991).
- 2) ショットピーニングに関しては, 例えば *Proc. of the Fourth Int. Conf. on Shot Peening* (1990).
- 3) L. Jinkui, Y. Mei and W. Renzhi, *Proc. ICM-6*, **4**, 403 (1991).
- 4) M. Larsson, A. Melander, R. Blom and S. Preston, *Mater. Sci. Technol.*, **7**, 11, 998 (1991).
- 5) S. A. Medvid, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **14**, 5, 515 (1991).
- 6) 小笠原 淳, 杉沢久雄, *材料試験技術*, **36**, 211 (1991).
- 7) C. M. Sonsino, J. Tenzelius and G. Schlieper, *PM* 1990s, **1**, 497 (1990).
- 8) S. W. Oh, C. W. Huh, Y. B. Kim and W. J. Park, *韓国海洋工学会誌*, **5**, 71 (1991).
- 9) J. Pacheco and G. Krauss, *Heat Treat.*, **22**, 82 (1990).
- 10) 並木邦夫, 礎川憲二, *日本金属学会会報*, **29**, 4, 262 (1990).
- 11) 戸梶恵郎, 小川武史, 柴田英明, 神谷征典, *日本機械学会論文集*, **A-57**, 2293 (1991).
- 12) A. P. Parker, *ASTM STP* 776, 13 (1982).
- 13) P. V. Nelson, *ASTM STP* 776, 172 (1982).
- 14) 大路清嗣, 久保司郎, 辻 昌宏, 小川秀樹, 桜田欣也, *日本機械学会論文集*, **A-53**, 1516 (1987).
- 15) 中村春夫, 小林英男, 佐藤祐司, *材料*, **38**, 1145 (1989).
- 16) J. C. Newman Jr. and I. S. Raju, *ASTM STP* 791, 238 (1983).
- 17) 白鳥正樹, 三好俊郎, 谷川克己, *日本機械学会論文集*, **A-52**, 390 (1986).