浸炭鋼の 10^7 回時間強度に及ぼす硬さ, 欠陥寸法 および残留オーステナイトの影響[†]

山 辺 純一郎* 松 井 利 治**

Influences of Hardness, Defect Size and Retained Austenite on Fatigue Strength at $N = 10^7$ for Carburized Steels

by

Junichiro YAMABE* and Toshiharu MATSUI**

The fatigue strength at $N = 10^7$ for carburized steels, which indicates the fatigue strength for specimens whose fatigue origins are not at inner defects but at as-carburized surfaces in this study, is affected by a softened structure, oxidized intergranular, which is considered to be mechanically equivalent to a defect, retained austenite and residual stress. Therefore, the influence of each factor should be separately considered for evaluating the fatigue strength at $N = 10^7$ quantitatively. From this viewpoint, this study aims to clarify the influences of hardness, which exceeds the range to which the $\sqrt{\text{area}}$ parameter model is applicable, defect size and retained austenite on fatigue strength at $N = 10^7$. To clarify these influences, carburized SCM420s and quenched-tempered SUJ2s were applied, and rotating bending fatigue tests were conducted using specimens with an artificial defect. Tension-compression fatigue tests were also performed by specimens with a single edge notch in order to observe crack closure behavior. The fatigue strength at $N = 10^7$ was influenced by not only the hardness and defect size, but also the retained austenite; the fatigue strength at $N = 10^7$ of the specimens, for which the volume of the retained austenite contained in the microstructure was about 20%, was approximately 1.5 times higher than that estimated by the $\sqrt{\text{area}}$ parameter model. It is considered that the improvement of the fatigue strength is due to developed crack closure in the threshold stress intensity factor range and the development is mainly caused by the strain-induced transformation of the retained austenite generated during a fatigue test. Based on these results, a new prediction equation as a substitute for the conventional one was proposed by considering the influence of the retained austenite.

Key words : Carburized steel, Fatigue strength, Hardness, Defect size, Retained austenite, The $\sqrt{\text{area}}$ parameter model

1 緒 言

近年,トラック・バスの高強度化や長寿命化が進み,従来想定していた応力以下の負荷応力で破壊が起こることも少なくない. よって, 現在では評価法の見直しを含め部材の信頼性を向上させることが最も重要であり, 特に疲労強度を精度良く予測する必要がある. しかし, 部材によっては疲労強度を定量的に評価することが困難であり, 経験的に得られた値を用いて設計している場合もある. 例えば, ギヤなどに広く用いられている浸炭鋼では表面異常層¹⁾が存在し, 粒界酸化や硬度低下が認められる. 浸炭鋼の疲労強度(表面異常層などの表面欠陥が起点となる場合を対象とし, 以下, 10^7 回時間強度 σ_w と呼ぶ)は, これらの影響に加えて変態による残留応力, さらには残留オーステナイト γ_R の影響を考慮しなければならず, σ_w の定量的評価は困難と考えられてきた.

ところで, 最近では高強度鋼や表面硬化鋼の $N > 10^7$ において, 内部欠陥を起点とした破壊が生じ, $N = 1 \times 10^7$ で定義した疲労強度, すなわち疲労限度が消滅するという報告がなされている.^{2), 3)} 浸炭材も例外でなく, 内部欠

陥を起点とした破壊が報告されている.³⁾ このように, 浸炭材の疲労強度に対する問題は 10^7 回時間強度 σ_w だけでなく, $N = 10^7$ を超える超長寿命領域での破壊も重要である. しかし, 現状では焼入れによって生じる組織や粒界酸化のばらつきが大きく, 片当たりなどの原因を含めて表面異常層を起点とした破壊が問題となるケースが多いことから, 本研究では σ_w に着目する.

浸炭材の σ_w の評価に関しては, σ_w が必ずしも硬さと良い相関関係にないという問題⁴⁾や表層部の粒界酸化や硬度低下の取り扱い, さらには疲労強度に及ぼす γ_R の影響などの問題^{4)~6)}がある. 特に, γ_R の影響については, 浸炭材だけでなく多くの材料で研究がなされており, 有益・有害の両方の説⁷⁾が報告されている.

このように, 浸炭材では σ_w に及ぼす個々の因子の影響も未だ明確でないことから, σ_w の定量的評価のためには, まず各々の因子の影響について明確にしておく必要がある. そこで, 本研究では以下の点を解明することを目指す.

- $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデル⁸⁾の適用範囲を超える領域

† 原稿受理 平成 18 年 7 月 21 日 Received July 21, 2006 ©2007 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 三菱ふそうトラック・バス(株) 〒211-8522 川崎市中原区大倉町, Mitsubishi Fuso Truck & Bus Corp., Nakahara-ku, Kawasaki, 211-8522

** 三菱ふそうトラック・バス(株) 〒211-8522 川崎市中原区大倉町, Mitsubishi Fuso Truck & Bus Corp., Nakahara-ku, Kawasaki, 211-8522

($HV > 720$) の 10^7 回時間強度 σ_w と硬さ HV 、欠陥寸法 $\sqrt{area}$ の関係。

- 10^7 回時間強度 σ_w に及ぼす残留オーステナイト γ_R の影響

これらの影響を明らかにするため、SCM420 浸炭焼入れ材と SUJ2 焼入れ焼もどし材を使用し、人工欠陥を導入した平滑試験片による回転曲げ疲労試験を実施した。さらに、SCM420 浸炭材を用い、切欠きを導入した板状試験片による引張圧縮疲労試験を実施した。そして、除荷弾性コンプライアンス法⁹⁾によりき裂の開口挙動を観察し、 10^7 回時間強度に及ぼす硬さ HV 、欠陥寸法 $\sqrt{area}$ および残留オーステナイト γ_R の影響について調査した。

2 使用材料、試験片および実験方法

2・1 使用材料

使用した材料は、トランスミッションギヤなどに広く使用されている SCM420 および軸受鋼の SUJ2 である。Table 1 に化学成分、Fig. 1 に熱処理条件を示す。本研究では硬さと残留オーステナイト量を変化させる目的で 3 種類 (SCM-H- γ , SCM-H, SCM-M) の SCM420 および 2 種類 (SUJ2-H, SUJ2-L) の SUJ2 を用いた。また、SUJ2-L のみ静的な引張試験を実施しており、0.2% 耐力 1750MPa、引張強さ 2240MPa、伸び 1.4% および絞り 5% であった。

2・2 試験片および実験方法

2・2・1 回転曲げ疲労試験 Fig. 2 (a) に回転曲げ疲労試験片を示す。試験片は、最初に削り代を 0.2mm 残した状態で Fig. 2 (a) の形状に切削し、熱処理を実施し

Fig. 2 Shape and dimensions of specimens.

Table 1 Chemical composition of materials used for tests [%].

Materials	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
SCM-H- γ	0.24	0.21	1.09	0.009	0.014	1.34	0.11
SCM-H	0.21	0.31	0.78	0.014	0.017	1.13	0.17
SCM-M	0.21	0.31	0.78	0.014	0.017	1.13	0.17
SUJ2-H	1.01	0.26	0.33	0.010	0.005	1.48	—
SUJ2-L	1.00	0.18	0.37	0.011	0.003	1.57	—

Fig. 1 Heat treat condition of materials used for fatigue tests.

た。その後、砥石研削して所定の形状に仕上げ、試験部を直径あたり 0.5mm 程度電解研磨した。電解研磨後、試験部中央に Fig. 2 (b) のようなビッカース圧痕もしくはドリル穴を導入した。

試験は、停留き裂が観察される応力範囲が非常に狭いと考えられることから、応力ステップを 10MPa 程度として、まずは 10^4 回レベルで破壊するように高応力振幅で実施した。その後、新たな試験片を用いて 10MPa 程度低い応力振幅で試験を行い、破断した場合は新たな試験片を用いてさらに 10MPa 程度低い応力振幅で試験した。このような試験を $N = 3 \times 10^7$ にて非破断になるまで繰り返し実施した。疲労寿命が前試験片 (10MPa 程度高い応力振幅で試験した試験片) より 10 倍程度低くなった場合は、再度、新たな試験片を用いて同応力振幅で試験した。また、別途、レプリカを採取してドリル穴から発生したき裂が進展する状況を $N = 1 \times 10^8$ まで観察した。

2・2・2 片側切欠き試験片による引張圧縮疲労試験 Fig. 2 (c) に引張圧縮疲労試験片を示す。試験は SCM-M のみ行った。試験片は所定の形状に仕上げた後、片側に機械加工にて深さ $t = 0.25\text{mm}$ (切欠き半径 $\rho = 0.1\text{mm}$) の切欠きを導入した。なお、疲労試験に際して予き裂は導入していない。

疲労試験は、応力比 $R = -1$ 、繰返し速度 5Hz で最大 3×10^6 回まで実施した。き裂開口荷重は背面にひずみゲージを貼付し、除荷弾性コンプライアンス法により計測した。コンプライアンス曲線は、き裂発生前後のものを繰返し速度 2Hz で 150 周期分取り込んだ。そして、同位相成分を平均化したき裂発生後のコンプライアンス曲線をき裂発生前のものから引くことにより得られた荷重-引算変位からき裂開口点を決定した。⁹⁾ き裂長さは、別途作成したコンプライアンス曲線の傾きとき裂長さの

校正線から求めた。また、応力拡大係数幅 ΔK は FEM を使用し、西谷らによる第ゼロ節点法¹⁰⁾にて求めた。

2・3 残留応力と残留オーステナイト

残留応力と残留オーステナイトは、X 線残留応力装置を用いて測定した。これらの測定は $\phi 1\text{mm}$ のコリメータを用いて行い、残留応力は $2\phi\text{-sin}^2\phi$ 線図、残留オーステナイトは回折プロファイルの積分強度から求めた。

3 実験結果および考察

3・1 硬さ、残留オーステナイトおよび残留応力

Table 2 に回転曲げおよび引張圧縮疲労試験片の表面硬さ HV 、欠陥寸法 $\sqrt{\text{area}}$ 、試験片表面での残留オーステナイト量 γ_R および残留応力 σ_R を示す。表中の n は測定数、 $\pm$ は 90% 信頼区間である。測定は 3 ~ 12 本の試験片を用いて、 HV は 1 試験片あたり 1 点、 γ_R および σ_R は 1 試験片あたり 3 点とした。

Table 2 から、硬さについては $HV = 700$ 程度の供試材から $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルの適用範囲 ($HV = 70 \sim 720$) を上回るものまでである。

試験片表面での残留オーステナイト量 γ_R は、おおよそ 0 ~ 30% の範囲で認められ、SCM-H- γ の γ_R 量が最も多い。また、表面残留応力 σ_R は、SCM 材で圧縮、SUJ2 材でほぼゼロであったが、全体的にばらつきが大きい。

3・2 ミクロ組織

Fig. 3 にミクロ組織の例を示す。Fig. 3 (a) は SCM-H、(b) は SCM-M (TC：引張圧縮疲労試験用) であり、共にマルテンサイトを主体とする組織となっている。Fig. 3 (a) と (b) を比較すると、Fig. 3 (b) の方が若干粗い組織である。他の SCM 材も同様な組織であり、供試材ごとにラスマルテンサイトの大きさや残留オーステナイトの分布状況は異なるが、基本的には γ_R を含むマルテンサイト組織である。

Fig. 3 (c) は SUJ2-L のミクロ組織であり、マルテンサイト組織中に粒状の炭化物が認められる。SUJ2-L では、針状に観察されるマルテンサイト組織はほとんどなく、Fig. 3 (a) や (b) とは異なる様相である。SUJ2-H の組織も Fig. 3 (c) と同様である。

Fig. 4 に Fig. 3 (a) のミクロ組織を SEM にて観察した写真を示す。図中には、粒界およびパケットと思われる部分をそれぞれ太い点線と細い点線で示している。Fig. 4

Table 2 Some properties of materials used for fatigue tests.

Materials	HV	$\sqrt{\text{area}} [\mu\text{m}]^2$	$\gamma_R [\%]$	$\sigma_R [\text{MPa}]$	Microstructure ^{*3}
SCM-H- γ	826 ± 7 ($n=6$)	116 (D)	27 ± 11 ($n=18$)	-121 ± 59 ($n=18$)	M + γ_R
SCM-H	808 ± 9 ($n=5$)	57 (V)	22 ± 5 ($n=15$)	-100 ± 44 ($n=15$)	M + γ_R
SCM-M	764 ± 6 ($n=12$)	60 (V) 116 (D)	18 ± 3 ($n=36$)	-92 ± 51 ($n=36$)	M + γ_R
SCM-M (TC) ^{*1}	760 ± 9 ($n=5$)	790 (N)	25 ± 6 ($n=15$)	-128 ± 75 ($n=15$)	M + γ_R
SUJ2-H	832 ± 8 ($n=8$)	116 (D)	12 ± 3 ($n=24$)	1 ± 32 ($n=24$)	M + γ_R
SUJ2-L	707 ± 0 ($n=3$)	116 (D)	≈ 0 ($n=9$)	-4 ± 36 ($n=9$)	M

*1) TC : Specimen for tension-compression fatigue tests

*2) D : Drilled hole, V : Vickers indent, N : Notch

*3) M : Martensite, γ_R : Retained austenite

Fig. 3 Microstructures observed by a laser microscope.

は Fig. 3 (a) で明瞭でなかった γ_R の分布状態を観察するため実施したものであり、写真で平滑に見える部分が γ_R 、腐食して粗雑になっている部分がマルテンサイトに対応する。¹¹⁾ 未変態の γ_R は主として粒界に存在するという報告例¹²⁾があるが、Fig. 4 から γ_R は粒界だけでなくラス境界やパケット境界にも認められる。

3・3 回転曲げ疲労試験

3・3・1 S-N 線図 Fig. 5 に人工欠陥材の回転曲げ疲労試験結果を示す。SCM-H- γ で内部欠陥を起点とする破壊が認められたが、それ以外の供試材では全て人工欠陥を起点として破壊していた。しかし、 10^7 回時間強度付近の応力振幅では疲労寿命のばらつきが大きく、

Fig. 4 Observation of retained austenite by SEM (SCM-H).

Fig. 5 S-N data of specimens with an artificial defect obtained from rotating bending fatigue tests.

SUJ-H では疲労起点がドリル穴であるにもかかわらず $N_f > 1 \times 10^7$ で破壊した試験片が認められた。また、ビッカース圧痕を導入した SCM-H でも $N_f = 9 \times 10^6$ と $N = 1 \times 10^7$ に近い繰返し数で破壊が生じていた。

このような表面を起点とした $N_f > 1 \times 10^7$ での破壊は、政木ら¹³⁾によるオーステンパ球状黒鉛鋳鉄を用いた回転曲げ疲労試験でも報告されており、 γ_R の相変態誘起き裂閉口との関連が指摘されている。本研究でも次節の3・4節で検討するように、S-N線図がほぼ水平となる領域での疲労寿命のばらつきは、 γ_R の加工誘起変態によって生じた相変態誘起き裂閉口によるものと推測される。

3・3・2 人工欠陥から発生したき裂の観察 Fig. 6に、SCM-Mのドリル穴から発生したき裂をレプリカを採取し、 $N = 1 \times 10^8$ まで観察したものを示す。

Fig. 6から、き裂は $N = 1 \times 10^5$ ですでに発生しており (Fig. 6 (b))、その後、試験を打ち切った $N = 1 \times 10^8$ まで進展はほとんど認められず (Fig. 6 (c), (d))、 $N > 1 \times 10^5$ においてき裂は停留している状態である。このとき、停留き裂長さは $20\mu\text{m}$ 程度であった。このようなき裂は、Fig. 6に示した SCM-Mに加えて、 $N \approx 3 \times 10^7$ で非破断であった SCM-M と SUJ2-H、そして $N_f = 1 \times 10^7$ にて内部破壊した SCM-H- γ でも観察された。ここで、前述した Fig. 5のドリル穴を起点として $N = 1.3 \times 10^7$ で破壊した試験片の結果から、 γ_R を有する材料の表面欠陥に対する疲労強度を $N = 3 \times 10^7$ の試験で決定することは必ずしも十分でないと思われる。すなわち、 $N = 3 \times 10^7$ で非破断の試験片でも、その後の繰返しで破壊する可能性が十分に考えられる。しかし、ドリル穴を導入した SCM-M および SUJ2-H では $N = 3 \times 10^7$ で非破断の試験片において停留き裂が認められたことから、この応力振幅を 10^7 回時間強度 σ_w とした。

SCM-H- γ については、 $N_f \approx 1 \times 10^7$ で内部破壊した試験片においてドリル穴から発生した停留き裂が認められたので、この応力振幅を σ_w とした。

一方、ビッカース圧痕を導入した SCM-H と SCM-M では、 $N = 3 \times 10^7$ の試験片表面において明瞭なき裂は観察できなかった。これは、ビッカース圧痕では最大応力拡大係数 $K_{\max}$ の発生位置が試験片表面でないため¹⁴⁾である。深さ方向の詳細な観察は実施していないが、試験

Fig. 6 Non-propagating crack emanating from a drilled hole observed by a laser microscope.

応力は後述する式 (1)と比べてもはるかに高く、き裂が発生している可能性は高い。また、き裂が停留せずにある程度進展していれば表面でも観察できるはずであり、観察できないということはき裂が小さく停留しているためと思われる。この観点から、これらの供試材の σ_w は $N = 3 \times 10^7$ で非破断であった試験片の応力振幅とした。

SUJ2-Lについては、 γ_R がほぼゼロであることから、 $N > 1 \times 10^7$ で表面破壊する可能性は非常に低いと考えて、 σ_w は $N = 1 \times 10^7$ にて非破断の試験片の応力振幅から決定した。

3・3・3 $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルを用いた 10^7 回時間強度 σ_w の予測 Fig. 7に Fig. 5の σ_a を式 (1)で表される 10^7 回時間強度の予測値 σ'_w で割り、S-N線図風にまとめた修正 S-N線図を示す。

$$\sigma'_w \equiv \frac{1.43(HV + 120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}} \cdot \left(\frac{1-R}{2}\right)^\alpha \quad (1)$$

ここで、 σ'_w : MPa, HV : kgf/mm², $\sqrt{\text{area}}$: μm , R : 応力比, $\alpha = 0.226 + HV \times 10^{-4}$ である。疲労過程中的の HV や σ_R の変化が懸念されるため、 σ_w に対応する試験片 (Fig. 6中の*で示した試験片)についてこれらの値を測定した。しかし、試験前後でこれらの値はほとんど変化しておらず、 σ_w の予測には試験前の HV と σ_R を用いた。ここで、 HV は押込み荷重 $P = 10\text{kg}$ (圧痕の対角線の長さ $150 \sim 160\mu\text{m}$ 程度)、 σ_R は $\phi 1\text{mm}$ のコリメータを用いて測定している。これに対して、き裂先端の繰返し塑性域寸法¹⁴⁾は式 (2)によって表される。

$$\omega_p = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_y} \right)^2 \quad (2)$$

ここで、 ΔK : 応力拡大係数幅 MPa $\sqrt{\text{m}}$, σ_y : 降伏点 MPa である。 ΔK として次式を用いた。¹⁵⁾

$$\Delta K = 0.65 \Delta \sigma \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}}} \quad (3)$$

また、便宜上、 $\sigma_y \equiv \sigma_{0.2}$ として $\sigma_{0.2}$ を SUJ2-Lの硬さ HV^{SUJ2} と0.2%耐力 $\sigma_{0.2}^{\text{SUJ2}}$ から $\sigma_{0.2} = (HV/HV^{\text{SUJ2}}) \times \sigma_{0.2}^{\text{SUJ2}}$ のように求めると、各供試材の繰返し塑性域寸法はいずれも $10\mu\text{m}$ 程度となる。これより、 HV と σ_R の測定はき裂先

端の繰返し塑性域に対して巨視的な領域を対象としてい
ると考えられる。

Fig. 7 から, γ_R 量がほぼゼロである SUJ2-L は破断し
た試験片で $\sigma_a/\sigma'_w > 1$, 10^7 回時間強度に対する試験片で
 $\sigma_w/\sigma'_w \approx 1$ であり, 式(1)が有用である. 一方, 他の供試材
では $\sigma_w/\sigma'_w > 1.0 + 0.1$ となっており, 式(1)ではこれら供
試材の σ_w を精度良く予測できていない. SUJ2-L 以外の
供試材では硬さ HV が式(1)の適用範囲 ($HV = 70 \sim 720$)
を超えており, これが原因の一つと考えることもできる.
しかし, 式(1)に対する σ_w の誤差は硬さ HV が適用範囲
を外れるほど大きくなる訳ではなく, むしろ γ_R 量に依存
している. すべての供試材において $[(1-R)/2]^{\alpha} \approx 1.0$ であ
ることから応力比 R の影響は無視すると, Fig. 5 の ∇ と
 $\triangle$ のデータの比較から, HV と γ_R が同じであれば, $\sqrt{\text{area}}$
の大きい供試材の方が σ_w は低い. また, Fig. 5 の $\circ$ と
 $\triangle$ のデータの比較から, γ_R と $\sqrt{\text{area}}$ がほぼ同じであれば,
 HV の大きい供試材の方が σ_w は高い. これより, 硬さ HV
が式(1)の適用範囲を超えていても, σ_w は硬さ HV の上昇
および欠陥寸法 $\sqrt{\text{area}}$ の低下に伴い向上しており, 式(1)
と同様な傾向を示している. 本研究で得られた σ_w が式
(1)を逸脱して大きくなったのは, 式(1)の適用範囲の問題
ではなく, 使用した供試材が組織中に γ_R を含んでいた
ためと考えられる.

**3・3・4 SEM による疲労破面の観察およびレーザー
顕微鏡による破面粗さの定量化** Fig. 8 に, σ_w より若干
高い応力振幅で破壊したいくつかの試験片の SEM 写真
を示す. これらの写真は, 疲労起点周辺の領域を観察し
たものであり, いずれもラス, パケットおよび粒界を単
位とした破面となっている. 山崎ら⁵⁾は, γ_R 量を変化さ
せた SCM420 の疲労破面と γ_R 量の関係について調査し
ており, $\gamma_R \approx 10\%$ では粒内破壊と粒界破壊の混合状態, $\gamma_R =$
 $13 \sim 23\%$ では粒内破壊, $\gamma_R \approx 25\%$ では粒界破面になると
報告している. しかし, Fig. 8 (a)~(d)を見る限り, 本
研究ではそのような明瞭な破面の違いは認められない.

また, マルテンサイト中に γ_R が疎に存在することで破
面に微小な凹凸が形成され, 結果として破面誘起裂閉
口が期待できるという報告例⁶⁾がある. この内容につい

Fig. 7 Modified S-N data of specimens with an artificial defect obtained from rotating bending fatigue tests.

Fig. 8 SEM images of fatigue fracture surfaces.

て確認するため, レーザー顕微鏡を用いて疲労起点近傍
の破面粗さを測定した.

Table 3 に破面粗さの測定結果を示す. これらの値は,
人工欠陥の縁から測定した長さ $100\mu\text{m}$ の粗さ曲線から
得られている. Table 3 から, 破面粗さは大差なく γ_R
による微小な凹凸の形成は明らかでない. このように, 本
研究の範囲内では γ_R 量の違いによって破面粗さはほとんど
変化せず, 破面粗さ誘起裂閉口に及ぼす γ_R の影響の
違いは小さいと思われる.

3・4 片側切欠き試験片の引張圧縮疲労試験

3・4・1 切欠き底から発生したき裂の応力拡大係数

本研究では, 予き裂を導入せず切欠きのままの状態での疲
労試験を実施している. よって, 切欠き長ささと切欠き底
から発生したき裂長さの和で表される等価き裂長さによ
る評価では, き裂が切欠きに対して微小な場合, 応力拡
大係数 K を過大評価してしまう. このため, FEM を使用
し西谷らによる第ゼロ節点法にて, 切欠き底から発生
したき裂の K を計算した. なお, 解析には FEM はん用
ソフト ABAQUS Ver.6.4 を用いた.

Fig. 9 にメッシュの例を示す. FEM 解析は 4 節点
四角形要素 (最小の要素サイズ $e_{\min} = 1/243\text{mm}$) を用
い, 平面応力状態で実施した.

Table 4 および 5 に半無限板の 60°V ノッチから発生し
たき裂 (Fig. 10 (a)) および有限板から発生した中央き裂
(Fig. 10 (b)) の無次元化応力拡大係数 F を FEM による第
ゼロ節点法にて計算して, 西谷らの BFM の解析結果^{10), 16)}

Table 3 Roughness of fracture surfaces measured by a laser microscope.

Materials	$Ra [\mu\text{m}]$	$Rz [\mu\text{m}]$	$RSm [\mu\text{m}]$
SCM-H- γ (Drilled hole) $\sigma_a = 924\text{MPa}$, $N_f = 3.2 \times 10^5$	0.47	2.96	14.12
SCM-H (Vickers indent) $\sigma_a = 1140\text{MPa}$, $N_f = 3.0 \times 10^4$	0.50	3.23	10.58
SUJ2-H (Drilled hole) $\sigma_a = 741\text{MPa}$, $N_f = 3.9 \times 10^6$	0.50	3.15	8.41
SUJ2-L (Drilled hole) $\sigma_a = 554\text{MPa}$, $N_f = 1.2 \times 10^5$	0.55	3.09	8.72

* Length of measured lines is 0.1mm .

と比較したものを示す。第ゼロ節点法により得られた F は、BFM の解析結果と最大でも 0.3% 程度の誤差であり、西谷らの報告どおり高い精度で F を評価できている。本研究で用いた試験片は Fig. 10 (a) と (b) を組み合わせた Fig. 10 (c) の形状であり、精度的には問題なく F を計算できると考えられる。

Table 4 の灰色部に本研究で用いた試験片の F を示す。各き裂長さに対する F は、Table 4 の F と c/a の関係をスプライン関数で近似し、内挿して求めた。

3・4・2 除荷弾性コンプライアンス法によるき裂開口挙動の観察 Fig. 11 に 10^4 , 10^5 回レベルで破壊した試験片および非破断の試験片のき裂進展速度 dt/dN ($t = a + c$) と応力拡大係数幅 ΔK 、そして dt/dN と有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} の関係を示す。ここで、 ΔK は圧縮応力側を含めた範囲である。

き裂発生直後の低 ΔK では、き裂開口の未発達および

切欠きによる応力集中の影響のため dt/dN は大きい、き裂の進展と共に小さくなっていく。そして、非破断の試験片ではき裂はそのまま停留するが、破断した試験片では再びき裂進展速度が大きくなり破断に至っていた。

非破断の試験片では、Fig. 6 のドリル穴から発生したき裂と同様に、き裂は $N > 1 \times 10^5$ でほぼ停留しており、発生したき裂が停留するかどうかは繰返しの早い段階で決まるようである。また、破断した $N_f \approx 10^4$ の試験片では、き裂の進展に伴う dt/dN の低下がほとんど認められなかったのに対して、 $N_f \approx 10^5$ の試験片では比較的長い間、 dt/dN が極小値付近に留まっており、 dt/dN が大きくなるのにかなりの繰返し数を要していた。しかし、これらのデータを ΔK_{eff} にて整理すれば $\Delta K_{eff,th}$ 付近で多少のばらつきは認められるもののほぼ一本の曲線で整理でき、 dt/dN - ΔK で認められた実験データの差異は ΔK_{eff} を用いてほぼ説明可能である。

下限界有効応力拡大係数幅については $\Delta K_{eff,th} \approx 1.5 \text{ MPa}\sqrt{m}$ であり、測定精度を考慮すれば、一般的な鉄鋼材料の $\Delta K_{eff,th} (\approx 2 \sim 4 \text{ MPa}\sqrt{m}^{17})$ と大差ない。これより、本研究で用いた SCM-M の σ_w が式 (1) の予測値と比

Fig. 9 Schematic representation of FEM model.

Table 4 Dimensionless stress intensity factors emanating from a 60°V-shaped notch in a semi-infinite or finite plate.

ρ/a			c/a								
			0.01	0.02	0.05	0.1	0.2	0.4	0.6	0.8	1.0
60° V – shaped notch with a crack in a semi-infinite plate	0.04	FEM	0.947	1.051	1.109	1.120	1.121	1.121	1.121	1.121	1.121
		BFM ^(2b)	0.9472	1.0544	1.111	1.1212	1.1227	1.1217	1.121	1.1212	1.1212
		Error [%]	-0.07	-0.29	-0.19	-0.14	-0.12	-0.11	-0.06	0.02	-0.04
	0.5	FEM	0.429	0.579	0.815	0.980	1.083	1.119	1.121	1.121	1.121
		BFM ^(2b)	0.4283	0.5803	0.8163	0.9806	1.0845	1.1195	1.1222	1.1218	1.1214
		Error [%]	0.15	-0.27	-0.16	-0.10	-0.09	-0.07	-0.07	-0.04	-0.03
	1.0	FEM	0.335	0.461	0.679	0.862	1.018	1.102	1.118	1.122	1.122
		BFM ^(2b)	0.3350	0.4620	0.6800	0.8631	1.018	1.1022	1.1186	1.1218	1.1214
		Error [%]	0.15	-0.28	-0.15	-0.11	0.00	-0.01	-0.01	-0.01	0.02
60° V – shaped notch with cracks in a finite plate, ($a/W = 0.125$, $\rho/a = 0.4$)			0.466	0.623	0.861	1.013	1.098	1.123	1.124	1.125	1.126

$$F = K_I / \{\sigma_\infty \sqrt{\pi(a+c)}\}$$

Table 5 Dimensionless stress intensity factors of a center crack in a finite plate.

a [mm]	a/W	FEM	BFM ^(1b)	Error [%]
2	0.25	1.038	1.0392	-0.07
	0.5	1.186	1.1866	-0.02
6	0.25	1.039	1.0392	0.03
	0.5	1.187	1.1866	0.00

$$F = K_I / (\sigma_\infty \sqrt{\pi a})$$

Fig. 10 Models used for calculating stress intensity factors.

べて高かったのは、き裂閉口が一般的な鉄鋼材料と比べて発達していたためと考えられる。この発達したき裂閉口についてさらに検討するため、Fig. 11 の試験片のき裂閉口比 $U(\Delta K_{eff}/\Delta K)$ を調査した。

Fig. 12 に Fig. 11 の試験片のき裂閉口応力拡大係数 ΔK_{op} と ΔK の関係を示す。一般的に鉄鋼材料のき裂閉口比 $U(\Delta K_{eff}/\Delta K)$ は広い ΔK の範囲であり変化せず、応力比 $R=0$ のとき $U \approx 0.8$ 、また応力比が負の場合は応力振幅の引張側の寄与のみ考えれば $U \approx 0.8$ に相当近くと報告されている。¹⁸⁾ 本研究の応力比は $R = -1$ なので、 $\Delta K_{eff}/\Delta K_{max} = 2\Delta K_{eff}/\Delta K \approx 0.8$ とすれば、き裂閉口比は $U = \Delta K_{eff}/\Delta K \approx 0.4$ となる。図中には、このき裂閉口比に対応する直線を破線で示している。また、 $\Delta K_{eff,th} = 1.5 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ として、その範囲を網掛けで示している。

破断した試験片の U は、 ΔK に対してほぼ一定であり一般的な鉄鋼材料と同様な傾向を示している。しかし、その値は $U=0.13$ であり前述の $U \approx 0.4$ と比べて3倍程度低い。ここで、き裂閉口比 U が小さいということは、同じ ΔK において K_{op} が高く、き裂の進展に有効な ΔK_{eff} が小さいということである。すなわち、同じ応力振幅で疲労試験を実施したとき、き裂の進展が遅くなることを意味する。これより、 γ_R を含む SCM-M の 10^7 回時間強度 σ_w が式 (1) と比べて高くなったのは、き裂閉口が γ_R をほとんど含まない一般的な鉄鋼材料と比べて発達していたためといえる。

続いて、Fig. 13 に引張圧縮疲労試験を実施した SCM-M

Fig. 11 Relationship between da/dN and ΔK or ΔK_{eff} of SCM-M for tension compression fatigue tests.

Fig. 12 Relationship between K_{op} and ΔK of SCM-M for tension compression fatigue tests.

Fig. 13 Microstructures of SCM-H after a fatigue test observed by SEM.

の繰返し塑性域の内側と外側のミクロ組織を示す。観察はSEMを用いて実施した。Fig. 13 (a)と(b)は同じ倍率の写真である。

図中にて黒く見えるのが γ_R であり、き裂近傍の繰返し塑性域内と外では明らかに γ_R 量が異なっている。画像処理システムを用いて測定した黒色の部分の面積率は、繰返し塑性域内で8%、繰返し塑性域外で26%であった。この繰返し塑性域内における γ_R 量の低下は、き裂先端の応力特異場の影響によって生じた γ_R の加工誘起変態によるものと考えられる。

これらの結果に加えて3・3・4項の破面粗さの影響を考慮し総合的に判断すると、 γ_R を含む SCM-M の K_{op} の向上は、主として γ_R の相変態誘起き裂閉口の影響によるものといえる。相変態誘起き裂閉口は、き裂先端付近での体積膨張（結果として塑性誘起き裂閉口と同様な機構となる）および体積膨張部が周囲の弾性領域に拘束されることによって生じる圧縮残留応力の影響が重畳して形成され、Fig. 12のき裂閉口比 U の結果からも明らかに K_{op} に及ぼす影響は大きい。

以上の結果から、 γ_R を含む SCM-M などの高い 10^7 回時間強度 σ_w は γ_R の加工誘起変態によって生じた K_{op} の上昇のためといえる。また、 σ_w より若干高い応力振幅での疲労試験では、この発達したき裂閉口のため、比較的長い期間、 ΔK_{eff} が $\Delta K_{eff,th}$ 付近に停滞するようになり、結果として表面欠陥起点であってもFig. 5のように $N_f > 1 \times 10^7$ で破壊する場合もあると考えられる。

4 10^7 回時間強度の予測式

3・4節から、 γ_R を含む SCM-M などでは γ_R の存在によって K_{op} が上昇し、結果として K_{th} 、すなわち 10^7 回時間強度 σ_w が $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルによる予測値よりも高くなることが分かった。本章では、 $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルに γ_R の影響を加えて予測式を修正する。

Fig. 14 に各供試材の σ_w を式 (1) の予測値 σ'_w で割った σ_w/σ'_w と γ_R の関係を示す。 σ_w/σ'_w は $\gamma_R \approx 20\%$ で極大値を持ち、多少のばらつきは認められるものの、式 (4) のように γ_R の関数で整理できている。

$$\frac{\sigma_w}{\sigma'_w} \equiv \begin{cases} f(\gamma_R) = \sum_{i=0}^2 a_i \gamma_R^i = -0.0037 \gamma_R^2 \\ \quad + 0.1632 \gamma_R - 0.3076, & \gamma_R = 12 \sim 27\% \\ 1, & \gamma_R < 12\% \end{cases} \quad (4)$$

ここで、 $f(\gamma_R)$: γ_R を考慮した補正係数、 a_i : 回帰係数で

あり, $HV=707 \sim 832$, $\sqrt{area} \approx 50 \sim 120 \mu m$ で適用可能である。

Fig. 14 から, 10^7 回時間強度 σ_w に及ぼす残留オーステナイト γ_R の影響は大きく, γ_R 量が多くなると σ_w は硬さ HV , 欠陥寸法 $\sqrt{area}$ および応力比 R だけでは整理できなくなり, 式 (4) のように γ_R を考慮して補正する必要がある。

5 結 言

本研究では, 人工欠陥を導入した SCM420 浸炭材および SUJ2 焼入れ焼もどし材による回転曲げ疲労試験および切欠きを導入した SCM420 浸炭材による引張圧縮疲労試験を実施した。そして, $\sqrt{area}$ パラメータモデルの適用範囲を超える領域 ($HV > 720$) での 10^7 回時間強度 σ_w と硬さ HV , 欠陥寸法 $\sqrt{area}$ の関係および σ_w に及ぼす残留オーステナイト γ_R の影響について検討した。得られた結果は以下のとおりである。

(1) $\sqrt{area}$ パラメータモデルの硬さの適用範囲を超える SCM 浸炭材 ($HV = 764 \sim 826$) および SUJ2 焼入れ焼もどし材 ($HV = 832$) でも, 10^7 回時間強度 σ_w は $\sqrt{area}$ パラメータモデルの傾向に反することなく, HV の上昇および $\sqrt{area}$ の低下に伴い向上していた。しかし, σ_w に及ぼす γ_R の影響が大きく, γ_R を含むこれら供試材の σ_w は硬さ HV , 欠陥寸法 $\sqrt{area}$ および応力比 R だけでは整理できず γ_R の影響を考慮して評価する必要がある。

(2) 残留オーステナイト γ_R を含む SCM420 浸炭材のき裂開口応力拡大係数 K_{op} は, 一般の鉄鋼材料のそれと比べて大きく, γ_R の相変態誘起き裂開口の影響が示唆された。このため, γ_R を有する SCM420 浸炭材および SUJ2 焼入れ焼もどし材では, 10^7 回時間強度 σ_w が $\sqrt{area}$ パラメータモデルによる予測値よりも高くなった。

(3) γ_R を有する高硬さ材の 10^7 回時間強度 σ_w として, 残留オーステナイト γ_R の影響を考慮し, $\sqrt{area}$ パラメータモデルを修正した予測式を提案した。予測式は γ_R を含むマルテンサイト組織からなる $HV = 707 \sim 832$, $\gamma_R \leq 27\%$ および $\sqrt{area} \approx 50 \sim 120 \mu m$ の材料で適用可能である。

参 考 文 献

- 1) T. Naito, H. Ueda and M. Kikuchi, "Observation of Fatigue Fracture Surface of Carburized Steel", J. Soc. Mater. Sci., Jpn., Vol.32, No.361, pp.1162-1166 (1983).

Fig. 14 Relationship between σ_w/σ'_w and γ_R .

- 2) Y. Ochi and T. Sakai, "Fatigue of Metallic Materials in the Very High Cycle Regime", J. Soc. Mater. Sci., Jpn., Vol.52, No.4, pp.433-439 (2003).
- 3) H. Emura and K. Asami, "Fatigue Strength Characteristics of High Strength Steel", Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A, Vol.55, No.509, pp.45-50 (1989).
- 4) M. Kikuchi, A. Komine, T. Usui and Y. Kibayashi, "Influence of Internal Oxides on the Fatigue Strength of Carburized Steel", Komatsu Technical Report, Vol.35, No.123, pp.15-22 (1989).
- 5) Y. Yamazaki, K. Hasegawa, H. Nakanishi, S. Okazaki, M. Suzuki and H. Nakamura, "Effect of Retained Austenite on Fatigue Strength of Carburized steel", J. Soc. Mater. Sci., Jpn., Vol.31, No.348, pp.915-921 (1982).
- 6) A. Inada, H. Yaguchi, Y. Matsushima, M. Nakamura, T. Inoue and M. Shimizu, "The Effects of Retained Austenite in Carburized Layer on the Fatigue Properties", CAMP-ISIJ Vol.8, pp.536-539 (1995).
- 7) T. Naito, "Practice of Carburizing", pp.164-171 (1986) Nikkan Kogyo Shinbunsha, Japan.
- 8) Y. Murakami, ed., "Metal Fatigue : Effects of small Defects and Nonmetallic Inclusions", pp.54-72 (1993) Yokendo, Japan.
- 9) M. Jono and J. Song, ed., "Fatigue Crack", pp.37-43 (2005) Osaka University Press, Japan.
- 10) H. Nisitani, T. Kawamura, W. Fujisaki and T. Fukuda, "Determination of Highly Accurate Values of Stress Intensity Factor or Stress Concentration Factor of Plate Specimen by FEM", Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A, Vol.65, No.629, pp.26-31 (1999).
- 11) T. Sato, "Microscope images and explanation of steels", p.54 (1985) Maruzen, Japan.
- 12) M. Moriyama, S. Takaki and N. Kawagoishi, "Influence of Aging Condition and Reversion Austenite on Fatigue Property of the 300 Grade 18Ni Maraging Steel", J. Soc. Mater. Sci., Jpn., Vol.49, No.6, pp.631-637 (2000).
- 13) K. Masaki, Y. Ochi, T. Hosoya and T. Matsumura, "Effect of Shot Peening Treatment on High Cycle Fatigue Property in Long Life Regime of Austempered Ductile Cast Iron", Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A, Vol.71, No.711, pp.1488-1493 (2005).
- 14) H. Okamura, "Introduction to Linear Fracture Mechanics", p.78 (1990) Baifukan, Japan.
- 15) Y. Murakami (editor-in-chief), "STRESS INTENSITY FACTORS HANDBOOK Vol.II", pp.822-832 (1987) Premgamon Press.
- 16) H. Nisitani, C. Bao and A. Saimoto, "Stress Intensity Factor of a Crack Emanating from Hole or Notch", Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A, Vol.66, No.642, pp.369-373 (2000).
- 17) Y. Kondo, C. Sakae, M. Kubota and T. Kudou, "The Effect of Mean Stress and Hardness on the Fatigue Limit of Material with Small Defect", Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A, Vol.68, No.672, pp.1185-1191 (2002).
- 18) M. Jono, J. Song, S. Mikami and M. Ohgaki, "Fatigue Crack Growth and Crack Closure Behavior of Structural Materials", J. Soc. Mater. Sci., Jpn., Vol.33, No.367, pp.468-474 (1984).