

浸炭焼入れした SCM415 鋼の衝撃疲労特性

論文

上井清史*・小林俊郎*²・新家光雄*²・安達修平*³

Impact Fatigue Properties of Carburized SCM415 Steels

Kiyoshi UWAI, Toshiro KOBAYASHI, Mitsuo NIINOMI and Shuhei ADACHI

Synopsis:

Fatigue and impact fatigue tests have been carried out on carburized steels with the case between 0.3 and 0.5 mm.

$S-N_f$ curves in impact fatigue tests show a knee transition point as well as in fatigue tests. The crack initiates from the surface of the specimen in the cycle life region lower than the transition point, while that initiates from the inside of the specimen in the cycle life region higher than the transition point in both fatigue and impact fatigue tests. The fish-eye fracture appears when the crack initiates from the inside of the specimen. The transition on $S-N_f$ curve is attributed to the difference in such a crack initiation site. Striations have been observed in the fish-eye fracture area in both fatigue and impact fatigue tests. The crack growth rate calculated from the space of striations in impact fatigue tests is higher than that in fatigue ones. The cyclic impact loading has been found to accelerate the release of dislocations and damage of grain boundaries comparing with non-impact cyclic loading.

Key words: impact fatigue; carburized steel; $S-N_f$ curve; fish-eye fracture; striation; crack growth rate; grain boundary damage.

1. 緒 言

浸炭処理などの表面硬化処理は、耐疲労性や耐摩耗性を著しく向上させるため、歯車、軸類などの自動車部品に多く利用されている。しかし、このような部品に衝撃的な荷重が作用すると表面硬化層が脆性的に破壊し、疲れ寿命が著しく低下する危険性がある。これを暗示するように、同処理により衝撃値および延性が大幅に低下することが報告¹⁾²⁾されている。しかし、繰返し衝撃荷重下での浸炭焼入鋼の挙動は、衝撃疲労の研究がごく最近になって注目されるようになったこと、さらに衝撃疲労試験を行うに際してさまざまな困難は問題を伴うことなどの理由で、その研究報告例がわずかであるため³⁾⁴⁾、現在のところ不明な点が多い。

一方、多量の残留オーステナイト（以下 γ_R と記す）を有するオーステナイト系ステンレス鋼では加工誘起変態 $\gamma_R \rightarrow \alpha'$ マルテンサイト（以下 α' と記す）を起こすことがよく知られているが⁵⁾⁶⁾、浸炭焼入鋼の表面層に

多量に存在する γ_R も疲労試験中に α' に加工誘起変態するという非常に興味深い指摘もある⁷⁾。しかし、この点についても不明な点が多いのが現状である。

そこで本研究では、これらの諸問題を明らかにすることを目的として、本研究室で新たに開発した回転円盤型衝撃引張疲労試験機を用いて比較的高サイクル域までの衝撃疲労試験を行い、通常疲労試験との比較を試みた。本研究では、浸炭部材の使用状況を想定して、これらの部材が比較的良好に使用されると思われる室温および 353 K にて衝撃疲労および通常疲労試験を行った。また、試験後の破面を走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて巨視的および微視的に観察を行い、通常疲労および衝撃疲労試験での低および高サイクル寿命域における疲労き裂の発生および進展機構について詳細に検討した。加えて、衝撃疲労および通常疲労試験における浸炭部材の劣化現象について、粒界の結合状態を調べるため、粒界腐食法を用いて検討した。

平成元年 4 月本会講演大会にて発表 平成 2 年 4 月 3 日受付 (Received Apr. 3, 1990)

* 豊橋技術科学大学大学院 (Graduate School, Toyohashi University of Technology)

*² 豊橋技術科学大学 工博 (Toyohashi University of Technology, 1-1 Hibarigaoka Tempaku-cho Toyohashi 441)

*³ ヤマハ発動機(株)技術本部 工博 (Res. & Develop. Div., YAMAHA Motor Co., Ltd.)

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材には、市販の SCM415 鋼 (C:0.15, Si:0.23, Mn:0.77, P:0.11, S:0.005, Ni:0.01, Cr:1.00, Mo:0.17, Cu:0.13 (wt%)) を用いた。試験片は、砂時計型 (長さ 116 mm, 最小直径 4 mm, 曲率半径 35 mm) の疲労試験片で、これを静的引張り、通常疲労および衝撃疲労試験に用いた。この寸法、形状に機械加工後、所定の有効硬化深さ (HV で 550 となる表面からの距離) が得られるようにガス浸炭焼入れを施した。本研究では有効硬化深さの影響についても調べるため、有効硬化深さが 0.5 および 0.3 mm となるように浸炭焼入処理を施した。Table 1 にその熱処理を示す。以下それぞれ $E = 0.5$ mm 材および $E = 0.3$ mm 材と記す。この熱処理により表面に最大で約 10 μm の表面異常層を生じる。この表面異常層の影響を避けるため、試験片中央部の表面を約 20 μm 研磨し、最終的に 0.05 μm のアルミナ粉末にて鏡面仕上げした後、各試験に供した。

2.2 衝撃疲労試験

衝撃疲労試験は、従来のホプキンソン棒タイプでは得られない高い荷重繰返し速度を得るために、荷重発生機構を回転円盤型に改良して開発した回転円盤型衝撃引張疲労試験機を用いて行った。試験温度設定には、試験片ホルダー部にシリコンラバーヒーターを取り付け、試験片中央部に押し付けた熱電対により温度制御を行った。なお、この試験機の構造原理については、別報⁸⁾に記載してあるのでここでの記述は割愛する。荷重の測定は、試験機のロードセルにより行い、ひずみの測定は、試験片中央部に貼付したひずみゲージにて測定した。

全負荷時間 T 、すなわち荷重が立ち上がり始めてから再び元に戻るまでに要する時間は約 4 ms であった。なお、応力比 (R) は、試験機の構造上 $R = 0$ とはなり得ず、ほぼ $R = 0.05 \sim 0.1$ となっている。したがって、後述するように通常の疲労試験においては $R = 0.1$ を採用した。

2.3 通常疲労試験

本研究では、衝撃疲労試験との比較を行うため、容量 49 kN の電気油圧式サーボ型疲労試験機を用いて、応力

比 $R = 0.1$ 、荷重繰返し速度 30 c. p. s にて通常疲労試験を行った。また、ひずみの測定は衝撃疲労試験と同様に試験片中央部に貼付したひずみゲージにより測定した。

なお、衝撃疲労試験における応力波形と同様に全負荷時間 T を測定すると約 33 ms であった。

3. 実験結果および考察

3.1 硬さ、残留応力および残留オーステナイト分布

各供試材の硬さ分布を Fig. 1 に示す。これより、最高硬さとその位置は、 $E = 0.5$ mm 材および $E = 0.3$ mm 材両者ともほぼ同じで、おのおの HV で約 770 および表面から約 60 μm 内部であった。また、母材部の硬さもほぼ同じで、HV で約 300 であった。

また、Fig. 2 には各供試材につき X 線回折装置を用いて側傾法⁹⁾によって測定した残留応力の分布を示す。この図より、 $E = 0.5$ および 0.3 mm 材ともに表面より約 60 μm の位置に最大で約 300 MPa の圧縮応力が存在し、内部にいくにしたがって低下し、表面より内部へ 1 mm

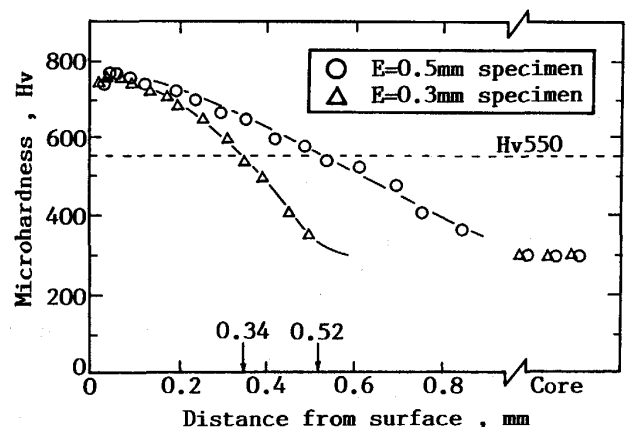


Fig. 1. Microhardness distributions.

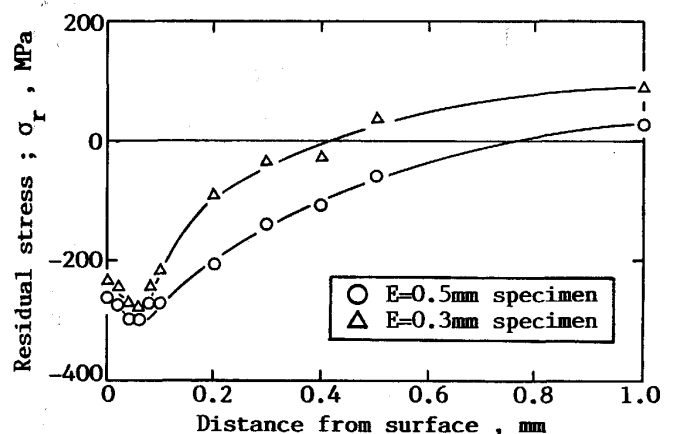


Fig. 2. Residual stress distributions.

Table 1. Heat treatment conditions.

Material	Carburizing treatment	Tempering treatment
$E = 0.5$ mm	(1173 K 1.5 h FC, 1113 K OQ) $\times 2$	453K 1h AC
$E = 0.3$ mm	1173 K 1.5 h FC, 1113 K OQ	453K 1h AC

FC: Furnace Cooling OQ: Oil Quenching AC: Air Cooling

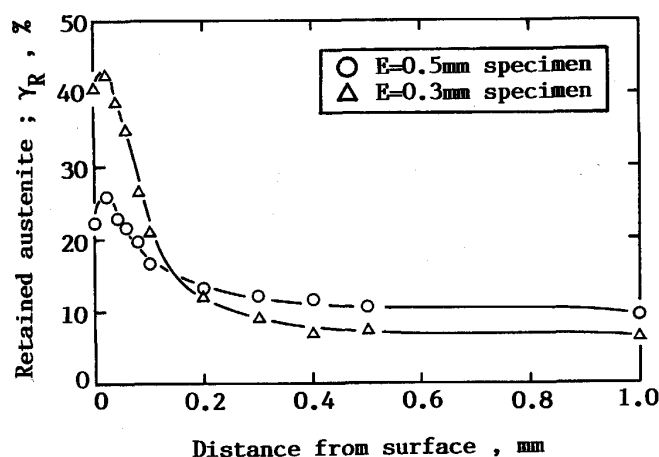


Fig. 3. Retained austenite distributions.

Table 2. Mechanical properties under static tensile tests.

Specimen		0.2%* proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation* δ (%)
E=0.5 mm specimen	288 K	1 209	1 487	1.39
	353 K	1 338	1 339	0.83
E=0.3 mm specimen	288 K	1 092	1 459	1.59
	353 K	1 228	1 343	0.96

* Reference value

の位置で一定の引張残留応力となることがわかる。

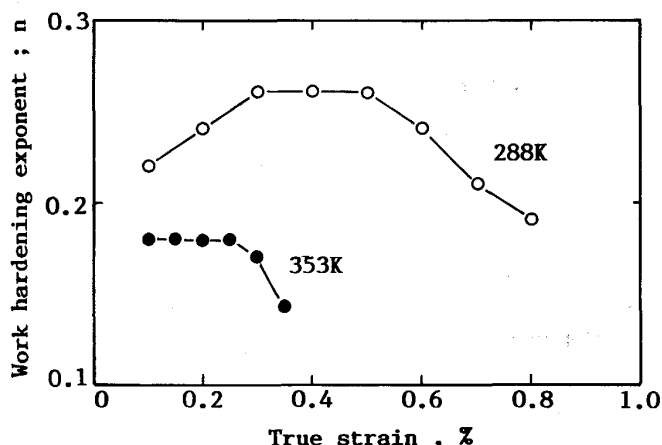
次いで、Fig. 3 に各供試材の深さ方向の残留オーステナイト分布を示す。この測定には X 線回折装置を用い α (200) 面および γ (200) 面について測定した。この図より、表面層では $E=0.5$ mm および 0.3 mm 材でそれぞれ 23% および 43% 存在することがわかる。

3.2 機械的性質

Table 2 に各供試材の室温および 353 K における機械的性質を示す。なお、伸びおよび 0.2% 耐力については、試験片形状が砂時計型で平行部がないため参考値として示す。この表より、試験温度が室温から 353 K に上昇することにより引張強さは約 10%、伸びは約 40% 減少するのが認められる。また、後に Fig. 4 に示すように室温における加工硬化率 (n) も 353 K に比べかなり大きく、真ひずみに対する n 値の増加は、353 K では認められないが 283 K では認められる。したがってこの室温における強度および伸びの増大は、 $\gamma_R \rightarrow \alpha'$ への加工誘起変態に起因すると思われる。この点については後述する。また、有効硬化深さの相違による引張強さの差は、試験温度にかかわらずわずかであるが、0.2% 耐力は有効硬化深さの深い方が試験温度に関わらず高い強さを示すことが認められる。

Table 3. Content of γ_R and Static Tensile Testing (S. T. T.) temperature in $E=0.5$ mm materials.

Specimen	γ_R (%)
Virgin	11.2
S. T. T. 288 K	5.0
S. T. T. 353 K	11.3

Fig. 4. Relationship between work hardening exponent and true strain in carburized steel ($E=0.5$ mm specimen) at each testing temperature.

3.3 静的引張試験における加工誘起変態

Table 3 に $E=0.5$ mm 材につき室温と 353 K で静的引張試験した後の破面近傍 (表面の状態を同じにするため破面を電解研磨により軽く研磨した状態) より得られた γ_R 量と試験前の試料より得られたそれを示す。この表より、室温での試験試料では減少し、353 K では変化がないことが認められる。一般に、加工誘起変態を生じる際には、加工硬化指数が増大することが知られている¹⁰⁾。そこで、各試験温度での真応力-真ひずみ線図を求め、加工硬化指数を求めた。Fig. 4 にその結果を示す。これより、室温における加工硬化指数の増加は明らかで、室温での引張試験で、 $\gamma_R \rightarrow \alpha'$ の加工誘起変態が生じたことは十分に予測される。

3.4 通常疲労および衝撃疲労特性の比較

3.4.1 S-Nf 曲線

Fig. 5 に室温および 353 K における各供試材の通常疲労および衝撃疲労の S-Nf 曲線を示す。ここで、図中の記号 F は Fish-eye 破壊した試験片を示す。これらの図より、通常疲労および衝撃疲労試験の両方で、静的引張試験と同様に有効硬化深さの深い方が高い疲労強度を示すことがわかる。DIESBURG ら³⁾ は、種々の鋼について浸炭することで衝撃疲労強度が改善されるとしているが、浸炭硬化深さの影響については言及していない。荻野⁴⁾ は、SCM20 での低サイクル衝撃疲労試験 ($N=30$

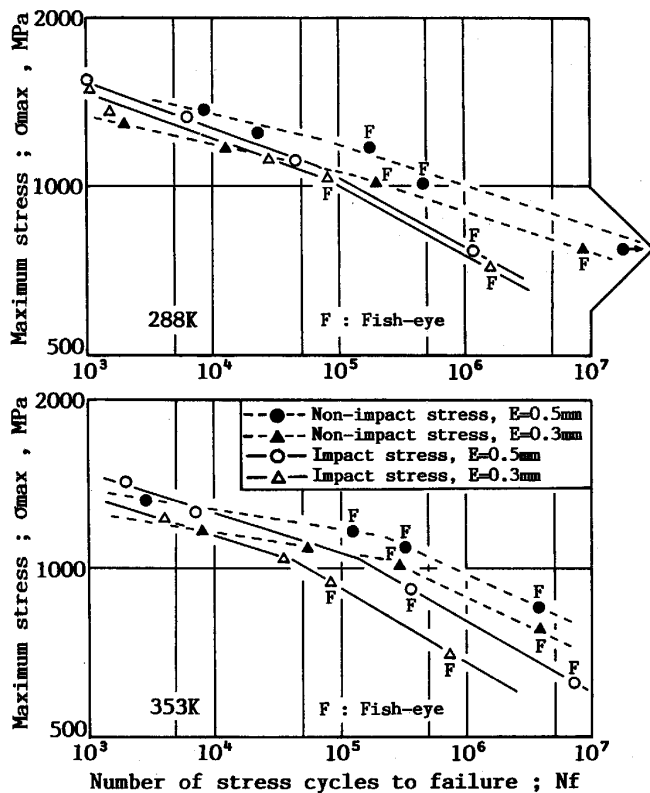


Fig. 5. S - N_f curves in non-impact and impact fatigue tests and effect of effective case depth at each testing temperature.

回まで)では、浸炭硬化深さが大きいほど衝撃疲労強度が低くなるとしており、本研究と逆の傾向を報告している。彼らの結果は、極めて低サイクル側であり、本研究との直接比較はできないが、圧縮残留応力や残留オーステナイト量の状況などが本研究と異なるためと思われる。しかし詳細は不明である。また、衝撃疲労試験の S - N_f 曲線は、従来の通常疲労試験での報告^{11)~13)}と同様に屈折点を有することがわかる。試験片は、この屈折点よりも高応力側(低サイクル寿命域)では表面より破壊し、低応力側(高サイクル寿命域)では Fish-eye 破壊(内部破壊)を呈することが両試験で観察された。 S - N_f 曲線の屈折は、一般に破壊起点の位置の相違および表面異常層の影響とされているが^{11)~13)}、本供試材は試料表面の異常層を研磨、除去してあるため、この影響はほとんどないと考えられる。したがって、破壊起点の位置の相違が本研究での S - N_f 曲線の屈折の主原因と考えられる。破壊起点が推移する原因としては、高、低応力を受けた際の表面層と内部の挙動の相違、さらにその傾向を助長する試料表面の圧縮残留応力 (Fig. 3) の影響が考えられる。すなわち、高応力側では試験片中に塑性ひずみが生じ、それに伴って表面圧縮残留応力が緩

和され表面からき裂が発生しやすくなるのに対し、低応力側では塑性ひずみが生じないため表面圧縮残留応力が有効に働き、内部よりき裂が発生しやすくなるためと考えられる。この見解については、NEWAS¹⁴⁾による報告でも同様のことが述べられている。ただし、本研究では、高応力側と低応力側での疲労試験後あるいは経過中の圧縮残留応力の実測は行っておらず、この点の実証は今後の検討課題である。

さて、Fig. 6 に示すように高サイクル寿命域での通常疲労強度は、衝撃疲労強度をかなり上回っているが、極低サイクル寿命域での両疲労強度は、ほぼ同じとなっている。この極低サイクル寿命域で両疲労強度がほぼ等しくなる主な原因としては、表面の破壊起点の形態が通常疲労および衝撃疲労試験で同様であったことが挙げられる。一方、高サイクル寿命域での両疲労強度の差の原因としては、両試験でき裂進展に伴って生じる塑性域の大きさおよび転位の動きの違いなどが考えられる。これについては後述する。

一般に、金属の衝撃疲労では、破壊寿命 N_f と負荷時間 T との積で表される累積負荷時間 ($N_f \cdot T$) と衝撃疲労強度 σ との関係は、負荷時間 T に依存せず一本の直線でよく近似でき、次式で表される^{15)~17)}。

$$\sigma (N_f \cdot T)^m = D \quad \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 m , D は材料定数であり、 m は衝撃疲労損傷の累積による強度低下の傾向を示す強度劣化指数、 D は材料の強度レベルを決定する強度定数である。

そこで、式(1)が通常疲労および衝撃疲労に関係なく成立するかどうかを調べるため、Fig. 6 の S - N_f 曲線を累積負荷時間 ($N_f \cdot T$) で整理してみたが、通常疲労と衝撃疲労の両者の関係を一本の直線で表すことはできなかった¹⁸⁾。これは、通常疲労と衝撃疲労での特性を一樣に同じ式を用いて表すことができないことを示唆しており、通常疲労特性と衝撃疲労特性との相違の一端を示している。

3.4.2 疲労試験中の加工誘起変態

Table 4 に $E = 0.5$ mm 材の 353 K における通常疲労および衝撃疲労試験後の破面近傍より得られた γ_R 量を

Table 4. Content of γ_R and fatigue testing conditions in $E = 0.5$ mm materials.

Specimen		Condition (353 K)	γ_R (%)
Virgin			11.2
Impact fatigue	Low cycles	$\sigma = 1421$ MPa, $N_f = 2.02 \times 10^3$	0.0
	High cycles	$\sigma = 624$ MPa, $N_f = 7.08 \times 10^6$	11.4
Non-impact fatigue	Low cycles	$\sigma = 1326$ MPa, $N_f = 2.92 \times 10^3$	3.7
	High cycles	$\sigma = 856$ MPa, $N_f = 3.96 \times 10^6$	9.1

示す。この表より、高応力側（低サイクル寿命域）では、衝撃疲労で γ_R はすべて消失し、通常疲労でも試験前の試料に比べ 1/3 以下となっている。このことより、静的引張試験では加工誘起変態を生じなかった温度域（353 K）でも、両疲労試験では加工誘起変態を生ずることが推察される。また、低応力側（高サイクル寿命域）では逆に、通常疲労でごくわずかに変態し、衝撃疲労では全く変態していないことがわかる。これは、負荷応力がかなり低かったことも一因と思われるが、両試験での相違点でもあろう。鋼やチタン合金での加工誘起変態は、疲労特性を向上させることが報告されており⁷⁾¹⁹⁾²⁰⁾、本研究の低サイクル寿命域で γ_R の加工誘起変態量の多い衝撃疲労試験での疲労強度が通常疲労強度を上回るようになることの原因の一つとしても考えられるが詳細はなお検討を要する。

3.5 破面形態

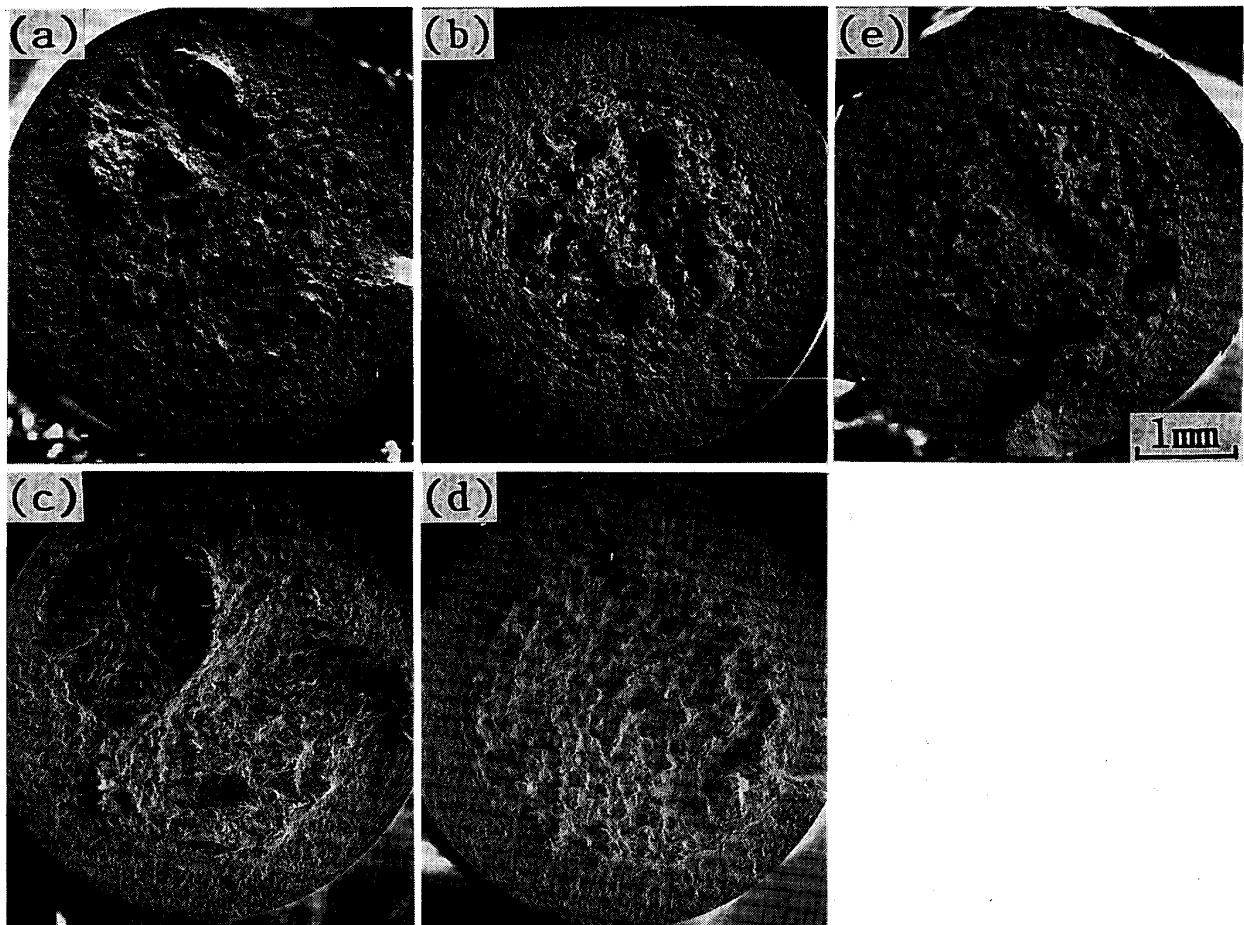
3.5.1 巨視的破面観察

Photo. 1 に静的引張り、通常疲労および衝撃疲労試

験で破壊した試料のマクロ破面を示す。(a) および (b) は通常疲労で、それぞれ高および低サイクル寿命域で破壊した破面、(c) および (d) は衝撃疲労で、それぞれ高および低サイクル寿命域で破壊した破面、(e) は静的引張破面である。これらの写真より、低サイクル寿命域で破壊した試料の破面では通常疲労および衝撃疲労試料の両者とも表面から破壊し、表面近傍は平坦、内部は凹凸が激しいという静的引張試料のマクロ破面と類似した様相が観察される。一方、高サイクル寿命域では通常疲労および衝撃疲労試料の両破面とも Fish-eye 破壊を呈している。この Fish-eye の内部は、通常疲労では凹凸に富んでおり、衝撃疲労では平坦であるのが特徴である。

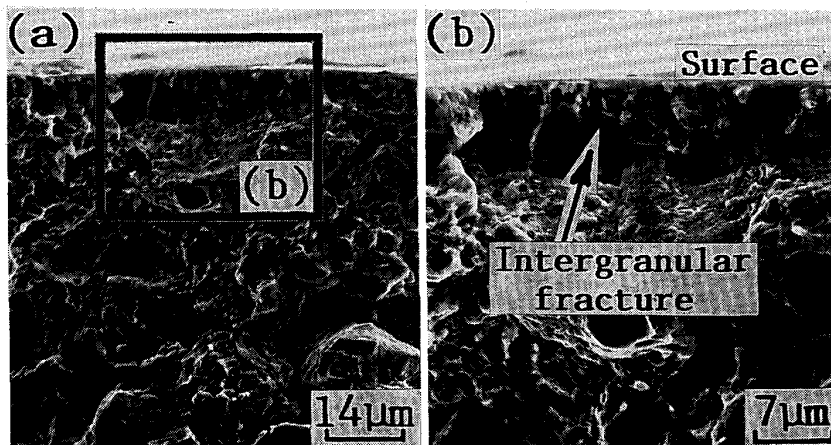
3.5.2 破壊起点の観察

高応力側（低サイクル寿命域）では通常疲労および衝撃疲労の両者で破壊は試料表面から起こり、Photo. 2 に示すように試料表面から 1~2 結晶粒程度の粒界割れ破面に続いて粒内脆性および粒界割れの混合破面となり、急速な破壊に至ることが観察された。この表面破壊



(a) Non-impact fatigue high cycle region (b) Non-impact fatigue low cycle region (c) Impact fatigue high cycle region
(d) Impact fatigue low cycle region (e) Static tensile

Photo. 1. Typical macroscopical views of fracture surfaces.



$$\sigma_{max} = 1326 \text{ MPa} \quad N_f = 2.92 \times 10^3$$

Photo. 2. Typical fracture origin on impact fatigue fracture surface in low cycle region.

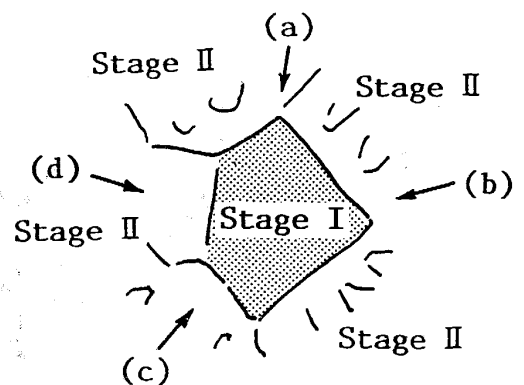
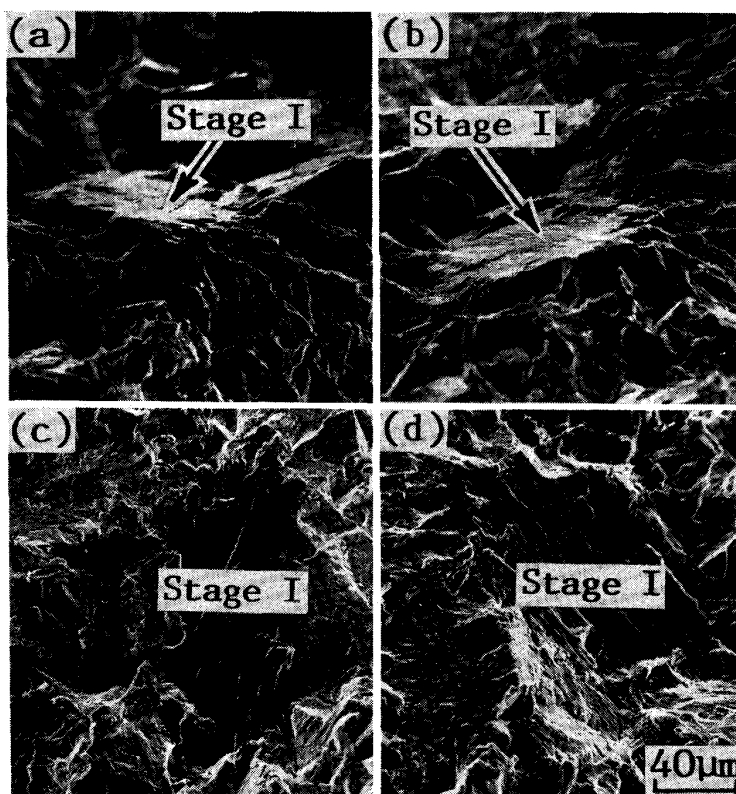


Photo. 3. Typical fracture morphology at fish-eye origin point in impact fatigue test.

の形態は、通常疲労および衝撃疲労で全く同様であった。

これに対し、低応力側（高サイクル寿命域）では Fish-eye 破壊を呈する。Photo. 3 に衝撃疲労破面での Fish-eye 破壊の起点部の詳細な写真を示す。各写真は、破面を引張方向に対して 40° 傾斜させて 4 方向から起点を撮影したものである。これらの写真より、この破壊起点はステージ I き裂²¹⁾ と思われ、引張方向に対してほぼ 45° 傾斜した面より起こり、1 結晶粒を貫通せん断し、その後ステージ II き裂に至るのがわかる。また、Fish-eye の内部には、通常疲労および衝撃疲労の両者でスト

ライエーションが観察された。一方、Fish-eye 境界では、硬化層側および試料中心側の両方で破面形態が粒界およびディンプルに一気に変化し、急速な破壊に至るのが観察された。したがって、Fish-eye 破壊の場合、疲労寿命は Fish-eye の形成寿命に主に支配されると考えられる。なお、通常疲労試験における破面形態は、巨視的には Fish-eye 内部が凹凸に富んでいることおよび試料表面から Fish-eye 境界までの距離がわずかに浅いことを除いて、衝撃疲労と同様であった。

3.5.3 Fish-eye 破壊における da/dN - ΔK 曲線

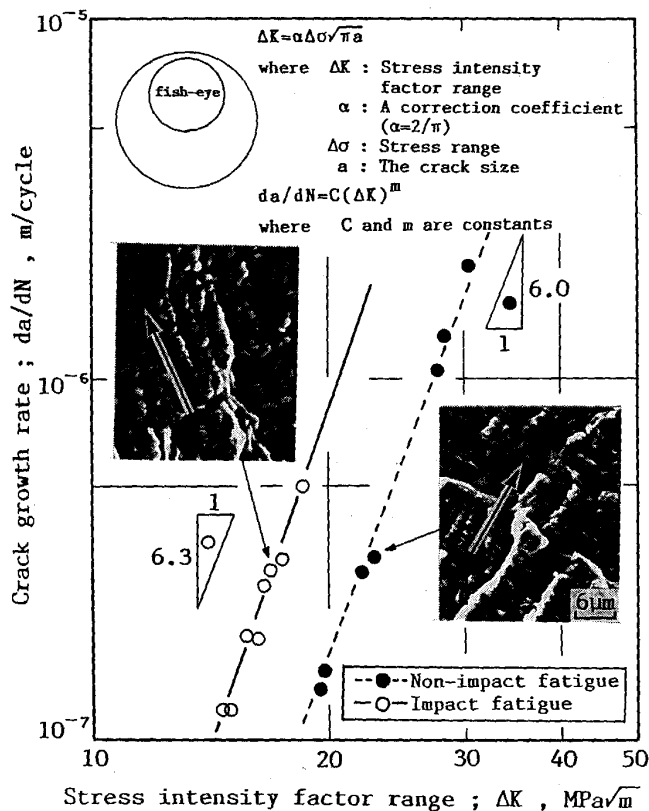


Fig. 6. Relationship between da/dN and ΔK at fish-eye in non-impact and impact fatigue tests.

Fish-eye 内部に残された起点より円形に広がるストライエーションから、き裂伝播速度 da/dN は概略的に算出できる。Fig. 6 に観察されたストライエーションと、き裂伝播速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK との関係を示す。 ΔK は円盤状き裂が一樣な垂直応力を受け円形に広がったと仮定して、次式により求めた。

$$\Delta K = 2/\pi \cdot \Delta \sigma \sqrt{(\pi a)} \quad (2)$$

ここで、 $\Delta \sigma$ は応力振幅であり、 a はき裂長さで、起点中央からの距離として測定し、その位置の ΔK を求めた。一般に、ステージ II の da/dN には下記のパリズ則が成立する。

$$da/dN = C (\Delta K)^m \quad (3)$$

そこで、最小二乗法によりそれぞれの直線の傾きを求めたところ、通常疲労で $C = 2.2 \times 10^{-15}$ 、 $m = 6.0$ 、また衝撃疲労で $C = 5 \times 10^{-15}$ 、 $m = 6.3$ を得た。これより、ステージ II でのき裂伝播速度は衝撃疲労で大きいことがわかる。このき裂伝播速度の相違の原因の一つとして、田中、Z. Jin らは、き裂進展の際に生ずる塑性域の大きさの相違を挙げている²²⁾²³⁾。すなわち、衝撃疲労ではき裂の先端極近傍においてのみ塑性域が形成されるのに対し、通常疲労ではき裂の先端の比較的大きな部分において塑性域が形成される。この大きな塑性域に

Table 5. Relative change of half-value width of α (211) lines on fracture surface obtained from X-ray diffraction in $E=0.5$ mm materials.

$H = (b - b_0)/b_0$	
Impact fatigue test -0.28	Non-impact fatigue test -0.20

よりき裂閉口が起こり、き裂の進展が抑制されたものと推察される。また、他の原因として次項に述べる転位の動きの相違も考えられる。

3.6 転位密度

Table 5 は、通常疲労および衝撃疲労で Fish-eye 破壊した $E=0.5$ mm 材の破面近傍での X 線回折による α (211) 面の半価幅の変化を示す。半価幅の変化 (H) は転位密度に依存し、次式により定量的に求められる⁹⁾²³⁾。

$$H = (b - b_0)/b_0 \quad (4)$$

ここで、 b_0 は試験前の試料より得られた α (211) 回折線の半価幅、 b は通常疲労あるいは衝撃疲労試験後の試料 (破面近傍) より得られたそれである。

この表より、通常疲労および衝撃疲労の両者で H の値は、Z. Jin らの報告する焼入れ焼もどし処理された 12CrMo 鋼の疲労および衝撃疲労試験後における H の検討結果²³⁾ と同様に負となり、試料中の転位密度が減少したことを示している。この低下率は衝撃疲労の方がわずかに大きく、通常疲労に比べ衝撃疲労の場合の方が主き裂先端近傍でのき裂進展に伴う転位の解放が容易であったことを示唆している。このことは、衝撃疲労の場合の試料の強度低下につながると考えられ、高サイクル寿命域の衝撃強度が低下する一原因として挙げられると思われる。しかし、この点については今後さらに詳細な検討が必要であろう。

3.7 結晶粒界の結合性

本研究では、各試験後の浸炭部材の劣化、すなわち結晶粒界の結合性を定量的に表す一つの方法として、ピクリン酸により意図的に粒界を腐食し、その粒界腐食溝深さを測定、比較した。この測定方法は、小倉らの報告²⁴⁾ に準拠して行った。Fig. 7 に各試験後の試料より測定した多数の測定点 (60 個) 平均粒界腐食溝深さの比を示す。縦軸には、試験前の試料より得られた平均粒界腐食溝深さを 1 とした場合の各試験後の試料の平均粒界腐食溝深さの比を取ってある。この図より、繰返し数が多いほど、また同じ繰返し数の場合には、通常疲労よりも衝撃疲労の方が粒界腐食溝深さが深くなるがわかる。この結果は、衝撃疲労での粒界の結合性の低下が大

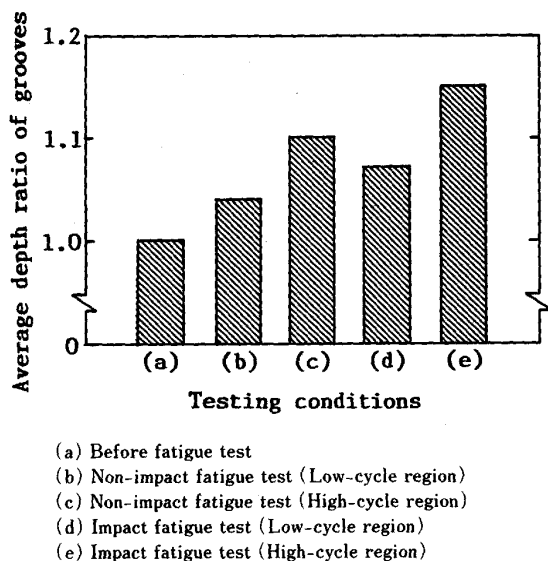


Fig. 7. Relationship between average depth ratio of etched grain boundary grooves and testing conditions.

きいことを示唆していると考えられる。

ところで、ピクリン酸による粒界腐食では、ピクリン酸がりんと選択的に反応するため、粒界へのりんの偏析量が各試験後でも一定であることを確かめておく必要がある。そこで、オージェ電子分光分析法 (AES) により、粒界でのりんの偏析状況を測定したが、りんの粒界への偏析は各試験後でも全くなかった。したがって、粒界腐食溝深さの相違は、粒界の結合性の相違を示していると推察される。つまり衝撃疲労では選択的に粒界での損傷が進行しやすいと考えられる。

4. 結 言

浸炭焼入れした SCM415 鋼について正弦波繰返し荷重下および衝撃繰返し荷重下での疲労試験を行い、その衝撃疲労特性について検討し、以下に示す結果を得た。

(1) 衝撃疲労での $S-N_f$ 曲線は、通常疲労での結果と同様に屈折点を示し、この屈折点よりも高応力側では破壊は試料表面から起こり、低応力側では Fish-eye 破壊を呈することがわかった。 $S-N_f$ 曲線の屈折は、き裂発生位置の相違に起因する。

(2) 低応力側での衝撃疲労強度は通常疲労強度をかなり下回るが、高応力側では通常疲労強度とほぼ同じ程度となった。これは、高応力側での破壊形態が、通常疲労および衝撃疲労の両方で同様であったためと考えられる。

(3) 本研究での Fish-eye 破壊の起点は、ステージ I

き裂と思われる。また、Fish-eye の内部のストライエーションから概算されたステージ II での衝撃疲労き裂進展速度は、通常疲労き裂伝播速度に比べ大きいことがわかった。

(4) 通常疲労および衝撃疲労で Fish-eye 破壊した試料の破面近傍における X 線回折の半価幅を測定したところ、試験前の試料に比べ転位密度の減少を示唆する半価幅の減少が両方で認められた。また、この半価幅の減少率は通常疲労に比べ衝撃疲労でやや大きかった。

(5) 通常疲労および衝撃疲労試験後の試料の粒界腐食溝深さを測定したところ、繰返し数が多いほど、また同じ繰返し数の場合には、通常疲労よりも衝撃疲労の方が粒界腐食溝深さが深くなった。これは、粒界の選択的損傷を示唆するものと考えられた。

文 献

- 1) 杉山好弘, 浅見克敏: 熱処理, **25** (1985), p. 164
- 2) 梶野利彦, 上井清史, 小林俊郎, 平口與志継, 安達修平: 日本機械学会論文集, **55** (1989), p. 1173
- 3) D. E. DIESBURG: Technical Paper Series No. 780771, Off-Highway Vehicle Meeting & Exposition MECCA (1978) [Society of Automotive Engineers, Inc.]
- 4) 苅野兵衛, 森 崇, 西山幸夫: 熱処理, **25** (1985), p. 158
- 5) 村上理一, 楠川量啓, 秋園幸一: 材料, **37** (1985), p. 416
- 6) J. ANGEL: J. Iron Steel Inst., **177** (1954), p. 165
- 7) 内藤武志: 浸炭焼入れの実際 (1979), p. 165 [日刊工業新聞社]
- 8) 上井清史, 新家光雄, 小林俊郎, 岡原 淳: 日本機械学会論文集, **55** (1989), p. 1036
- 9) 例えば, X 線回折の手引 (1982), p. 83 [理学電機(株)]
- 10) 田村今男: 鉄と鋼, **56** (1970), p. 429
- 11) 菊池雅男, 小峰厚友, 木村靖忠: 材料, **38** (1989), p. 111
- 12) 金沢健二, 佐藤守夫, 木村 恵, 西島 敏: 材料, **37** (1988), p. 1423
- 13) 浅見克敏, 杉山好弘: 熱処理, **25** (1985), p. 147
- 14) G. M. NEWAS: ASTM STP 948 (1987), p. 317 [ASTM]
- 15) 金山幸雄, 中山英明, 岡部永年, 森 忠夫, 桜井靖也: 材料, **34** (1985), p. 1064
- 16) 岡部永年, 矢野利行, 森 忠夫: 材料, **33** (1984), p. 1186
- 17) 中山英明, 田中道七: 材料, **34** (1985), p. 1483
- 18) 上井清史, 小林俊郎, 安達修平: 日本材料学会第 3 回材料の衝撃問題シンポジウム講演論文集 (1989), p. 121
- 19) 村上理一, 楠川量啓, 秋園幸一: 材料, **37** (1988), p. 56
- 20) M. A. IMAN and C. M. GILMORE: Metall. Trans. A, **147** (1983), p. 233
- 21) L. ENGEL and H. KLINGELE: An Atlas of Metal Damage (1981), p. 77 [Wolfe Science Books]
- 22) T. TANAKA and H. NAKAYAMA: Microstructure and Mechanical Behaviour of Materials, **2** (1986), p. 791 [EMAS]
- 23) Z. JIN, J. ZHOU and H. YANG: Microstructure and Mechanical Behaviour of Materials, **2** (1986), p. 1029 [EMAS]
- 24) 小倉次夫, 牧野彰宏, 増本 健: 日本金属学会誌, **45** (1981), p. 1093