疲労強度に及ぼす浸炭条件の影響*

秋庭 義明^{*1}, 原田 昭治^{*2}, 岩野 利彦^{*3}
山田 修司^{*4}, 松岡 秀樹^{*5}

Effect of Carburizing Condition on Fatigue Strength

Yoshiaki AKINIWA, Shoji HARADA, Toshihiko IWANO,
Shuji YAMADA and Hideki MATSUOKA

Rotating bending fatigue tests were conducted on SCM 420 steel specimens with three types of carburizing, i. e., eutectic carburizing, supercarburizing and plasma supercarburizing to examine the effect of carburizing conditions on the fatigue strength. The X-ray diffraction method was used to measure the residual stress. The stress intensity factor was calculated using the boundary element method on the basis of the residual stress. The fatigue strength decreased with increases in the amount of internal oxide. The fatigue strength of the polished specimen was almost constant irrespective of carburizing conditions. The crack propagation behavior obtained in rotating bending tests agreed with that obtained in axial loading tests when the effect of the residual stress was taken into account.

Key Words: Fatigue, Crack Propagation, Carburized Steel, Internal Oxides, Residual Stress, Carburizing Condition

1. 緒 言

ガス浸炭処理は表面硬化や疲労強度の改善のため多方面にわたって適用され、その研究報告も多い^{(1)~(6)}。一般に行われているガス浸炭処理は被処理材表面層の炭素量を 0.8~1.0% 程度にするものであるが、最近では従来の浸炭処理で得られる材料強度以上の特性を得るため、表面層の炭素量を 2~4% とする高濃度浸炭処理も検討されている。しかしこれらはガス浸炭法であるため、被処理材表面に粒界酸化による表面異常層や不完全焼入れ層が形成され、疲労強度の低下および強度のバラツキによる信頼性の低下がしばしば問題となる。このため、高濃度浸炭処理の際には高 Cr 量の専用の材料も開発されている。

一方、近年これらの粒界酸化を伴わない新しい浸炭処理法としてプラズマ浸炭処理が注目されてきた。プラズマ浸炭処理は、低圧力でグロー放電を利用して

浸炭を行うもので、粒界酸化が発生しないばかりでなく、浸炭むらが生じないという利点がある。しかし、プラズマ浸炭処理を施した材料に関する研究は少なく、特に表面層の炭素量を 2~4% としたプラズマ高濃度浸炭材の疲労強度に関する検討例は見当たらない。

そこで本研究では市販の構造用合金鋼を用い、浸炭処理条件を種々変化させた材料の回転曲げ疲労試験を行い、疲労強度に及ぼす浸炭条件の影響を調べた。特に、表面異常層の疲労強度に及ぼす影響を明らかにするため、異常層を除去した場合についても検討を行った。さらに浸炭材の表面層と内部の疲労強度およびき裂伝ば特性についても調べた。

2. 試験片および実験方法

2.1 試験片 供試材は、市販の構造用合金鋼 SCM 420 の丸棒(φ22)で、その化学成分を表 1 に示す。浸炭条件はガス浸炭で共析浸炭処理、高濃度浸炭処理およびプラズマ高濃度浸炭処理とした(以下ではそれぞれ EC 材、SC 材および PSC 材と称する)。試

表 1 化学成分(wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
0.200	0.270	0.850	0.014	0.010	0.080	1.050	0.150	0.120

* 平成 4 年 9 月 30 日 第 70 期全国大会講演会において講演、原稿受付 平成 4 年 12 月 2 日。

^{*1} 正員、名古屋大学工学部(☎ 464-01 名古屋市中種区不老町)。

^{*2} 正員、九州工業大学工学部(☎ 804 北九州市戸畑区仙水町 1-1)。

^{*3} 同和鉱業(株)(☎ 223 横浜市港北区箕輪町 2-6-26)。

^{*4} 正員、日立金属(株)(☎ 800-03 福岡県京都郡苅田長浜町 35)。

^{*5} 学生員、九州工業大学大学院。

試験片形状を図1(a)に示す。試験部表面は、浸炭処理のままの試料とエメリー紙およびアルミナ粉末を用いて直径で約150 μ m程度研磨した試料を用意した。き裂伝ば試験では試験部中央に放電加工で直径約150 μ m、深さ約50 μ mの微小孔を導入した。また図1(b), (c)に示す試験片に二度高濃度浸炭処理を施し、試験部全断面を浸炭部とした試料(以下ではSC ϕ 4材、SC板材と称する)および高濃度浸炭処理と同一の焼入れ焼戻し処理のみを行った試料(以下ではQT ϕ 4材、QT板材と称する)を用いて疲労強度およびき裂伝ば特性を検討した。焼入れ焼戻し材では疲労強度に及ぼす試験片寸法の影響を検討するため図1(a)に示す試験片(以下ではQT ϕ 8材と称する)も用意した。き裂伝ば試験には表面の硬さこう配の影響を除去するため、直径で約1mm程度表面を研磨した試験片(以下ではQT材 ϕ 7と称する)を用いた。なお板材については板厚4.5mmで所定の熱処理を行い、研削によって最終板厚4mmとし、回転曲げ試験片と同様アルミナ粉末研磨によって鏡面に仕上げた。次いでワイヤ放電加工によって全長4mmの切欠きを導入した。これらを用いた試験片を表2にまとめて示す。

2・2 組織観察および硬さ試験 試料中央断面をエメリー紙およびアルミナ粉末で研磨した後、5% ナイタル液(硝酸5% + エチルアルコール95%)に約10秒程度浸し軽く腐食させ、金属顕微鏡および走査型電子顕微鏡を用いて組織観察を行った。

図1 試験片形状

マイクロビッカース硬さ試験機を用い、荷重300g、時間30秒の条件で、表面から2mmまでは100 μ m間隔それ以降は200 μ m間隔で硬さ分布を測定した。

2・3 残留応力測定 X線法を用いて試料長手方向の残留応力を測定した。Cr-K α 線を用い、ゴニオメータの走査角度範囲 $2\theta=164\sim147\text{ deg}$ とした。X線照射面積は $2\times6\text{ mm}$ とし、X線応力定数は標準値-318 MPa/degを用いた⁽⁷⁾⁽⁸⁾。 $\phi_0=0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 45^\circ$ それぞれの角度について5回の測定を行い、その平均をとった。また、SC材については試験片表面を順次電解研磨で除去し、試験片内部方向の残留応力分布を測定した。表面除去による残留応力の再分布の影響を考慮し、半径 r_1 における残留応力 σ_m を半径 r での測定値をもとに次式で補正した⁽⁹⁾。

$$\sigma_z(r_1) = \sigma_{zm}(r_1) - 2 \int_{r_1}^R \frac{\sigma_{zm}(r)}{r} dr \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで σ_{zm} は実測値、 R は試験片半径である。

2・4 疲労試験 小野式回転曲げ疲労試験機(最大容量98 N $\cdot$ m)を用い、回転数3420 rpmとし、室温大気中で行った。表面硬化材では、 $N_f=10^7$ の繰返し数においても明確な疲労限を示さないことが報告されている^{(10)~(12)}が、本研究では、 $N=10^7$ 回における応力振幅 σ_a をもって疲労限とした。

放電加工による微小孔を有する試験片を用いて回転曲げ疲労き裂伝ば試験を行った。試験条件をそれぞれEC材で $\sigma_a=850\text{ MPa}$ (2本)、SC材で $\sigma_a=800\text{ MPa}$, 850 MPa , PSC材で $\sigma_a=850\text{ MPa}$, 900 MPa , QT材で $\sigma_a=550\text{ MPa}$ とし、表面き裂全長で0.3~2mm程度に成長するまで行った。繰返し速度は1500~3420 rpmとした。また任意のき裂長さまで伝ばさせた後、試験片を液体窒素温度で強制破断させ、走査型電子顕微鏡による破面観察をもとに、疲労き裂のアスペクト比を測定した。ここでアスペクト比は白鳥ら⁽¹³⁾と同様半だ円で近似し、長軸と短軸の比で定義した。

表2 試験片

Heat treatment	Specimen	Surface condition	Notch geometry	Object
EC	$\phi 8$	As received Polished	Without notch Without notch	S-N curve S-N curve
SC	$\phi 8$	As received Polished	Without notch Without notch	S-N curve S-N curve
	$\phi 4$ Plate	Polished Polished	Small hole Without notch Center notch	Crack propagation S-N curve Crack propagation
PSC	$\phi 8$	As received Polished	Without notch Without notch	S-N curve S-N curve
QT	$\phi 8$	Polished	Without notch	S-N curve
	$\phi 7$	Polished	Small hole	Crack propagation
	$\phi 4$ Plate	Polished	Without notch Center notch	S-N curve Crack propagation

EC: Eutectic carburizing

PSC: Plasma supercarburizing

SC: Supercarburizing

QT: Quench & Tempering

電気油圧サーボ式疲労試験機を用いて平板の貫通き裂の伝ば試験を室温大気中で行った。曲げ応力を極力抑えるためウッドメタルチャックを用いた。繰返し速度 5~20 Hz, 応力比 $R=-1$ とし, また σ_a を SC 板材で $\sigma_a=700$ MPa, 750 MPa, QT 板材で $\sigma_a=650$ MPa に選り実施した。

2.5 応力拡大係数 回転曲げの際のき裂の応力拡大係数は, 白鳥ら⁽¹³⁾の丸棒の曲げに対する解析結果をもとに多項式近似し, 後述のアスペクト比の変化を考慮して計算した。平板の貫通き裂は中央き裂板の

式⁽¹⁴⁾によった。

また, 三次元境界要素法⁽¹⁵⁾を用いて残留応力による応力拡大係数を評価した。8 節点アイソパラメトリック要素を用い, き裂先端にはクォータポイント要素を用いた。節点および要素数はそれぞれ 440, 146 とした。き裂長さは表面長で 0.25, 0.4, 0.6, 0.75 mm の 4 種類を計算した。このときのき裂形状は後述のアスペクト比の変化を考慮し, それぞれ 0.86, 0.82, 0.79, 0.77 とした。これらの値をもとに, 任意のき裂長さの応力拡大係数を内挿によって求めた。応力拡大係数の計算には比例変位法⁽¹⁵⁾を適用し, 純曲げ負荷によるき裂開口変位 V_B と, 残留応力をき裂面に負荷することにより得られる変位 V_R を計算した。基準解 K_S として白鳥ら⁽¹³⁾の値を用い, 次式で残留応力による応力拡大係数 K_R を求めた。

$$K_R = \frac{V_R}{V_B} \cdot K_S \dots\dots\dots (2)$$

3. 実験結果および考察

3.1 組織観察 各種浸炭材の表面層と中心部の組織写真を図 2 に示す。いずれの浸炭材も表面層と中心部では組織が異なる。SC 材には約 10 μm の比較的大きな炭化物が表面から 280 μm 程度まで認められ PSC 材には 5 μm 程度の炭化物が 200 μm 程度まで認

(a) 表面部

(b) 中心部

図 2 組織写真

図 3 走査型電子顕微鏡写真

図 4 硬さ分布

図 5 硬さ分布

められる。図3に表面層の走査形電子顕微鏡写真を示す。図中矢印は試験片表面を示しEC材、SC材はともに表面より約10~20 μm に図中黒線として現れている粒界酸化による表面異常層が認められるが、PSC材には認められない。

3・2 硬さ分布 EC材、SC材、PSC材の硬さ分布を図4に示す。SC材、PSC材は表面近傍で約 H_v 800であり、EC材の約 H_v 700より高硬さである。また、 H_v 550を基準とする有効浸炭深さは、EC材、PSC材は約1.5 mm、SC材は約2.2 mmである。

QT材、SC材の硬さ分布を図5に示す。QT ϕ 4材、 ϕ 8材の表面部はともに約 H_v 550であり、深さ0.5 mmより一定値 H_v 430を示している。SC ϕ 8材の中心部では H_v 450であり、QT材とほぼ同じ硬さである。SC ϕ 4材の表面部は二度浸炭処理を行ったため、SC ϕ 8材より若干高めの約 H_v 830であり、深さ0.9 mm以後一定値 H_v 735を示している。ゆるやかな硬さこう配があるもののJIS G 0557で規定される浸炭硬化層深さの基準(H_v 550以上の領域を有効浸炭層深さとする)を内部まで満たしており、全断面が浸炭されているのがわかる。

また図は省略するが、SC板材はSC ϕ 4材の硬さ分布とほぼ同じであった。QT板材にはほとんど硬さこう配はなく、表面で約 H_v 460、内部で約 H_v 430であった。

図6 残留応力分布

図7 S-N線図

3・3 残留応力分布 図6にSC材の残留応力分布を示す。図中○印は測定値で、実線は測定結果を3次の多項式で近似したものである。測定値のばらつきが大きいために厳密さに欠くが、実線のように近似し残留応力による影響の程度を検討した。また破線は表面除去による残留応力の再分布を考慮して補正した結果であり、残留応力による応力拡大係数はこの破線をもとに計算した。表面の残留応力はSC材、EC材、PSC材のいずれもほぼ同じで、約150 MPa(圧縮)であった。なお、SC板材およびQT材については ϕ 8材、板材とも残留応力は認められなかった。 ϕ 4材については測定していないが、板材(板厚4 mm)での値が小さいこと、また表面近傍の硬さこう配が小さいことから ϕ 4材の残留応力は ϕ 8材より小さいことが予想される。

3・4 S-N曲線 図7にSC材、EC材、PSC材の ϕ 8試験片を用いた回転曲げ疲労試験で得られたS-N線図を示す。図中黒塗り印は未研磨材、白抜き印は表面研磨材の結果である。SC材、EC材、PSC材の研磨材の疲労限は、SC材、EC材が $\sigma_a=900$ MPa、PSC材が $\sigma_a=1000$ MPaである。疲労限はPSC材が若干高いが、3種類ともほぼ同じ疲労強度である。一方未研磨材の疲労強度は、SC材、EC材、PSC材の順に増加する。特にSC材ではばらつきが大きく、研磨材に比較して強度の低下は著しい。これは供試材としてSCM 420を用いたため、粒界酸化の影響を抑えることができなかったことが原因であり、本材料においては共析浸炭に比較して高濃度浸炭処理による疲労強度の改善は期待できない。ただし、表面硬さの上昇による耐磨耗性は向上しているものと考えられる。PSC材に注目すると、研磨、未研磨によらず両者の強度はほぼ等しい。これは図3に示すように、表面異常層が存在しないことが原因と考えられる。SC材、EC材には、約10 μm 程度の異常層が認められており、未研磨材の疲労強度は表面異常層の有無によってほぼ決

図8 フィッシュアイ発生起点写真

定されているものと考えられる。

EC 材, PSC 材で繰返し数が $N_f=10^6$ 付近以上で破断した試験片の破断面には、フィッシュアイが観察された。フィッシュアイ発生機構は、一般に部材の強度分布と応力分布との関連から説明されるが、研磨材では表面欠陥の除去によって表面強度が増加し、疲労強度が増加した。試験片内部の強度は表面より相対的に小さいため、フィッシュアイ破壊となった。SC 材は強度分布が前二者と異なるため(たとえば硬さ分布)フィッシュアイ発生起点には図 8 に示すような $50\mu\text{m}$ 程度の介在物が認められた。

SC 材, QT 材の $\phi 8$, $\phi 4$ 試験片の $S-N$ 線図を図 9 に示す。試験片表面はいずれもアルミナ研磨まで仕上げた。QT $\phi 8$ 材, QT $\phi 4$ 材の疲労限はともに $\sigma_a=750\text{MPa}$, SC $\phi 8$ 材は $\sigma_a=900\text{MPa}$, SC $\phi 4$ 材は $\sigma_a=800\text{MPa}$ である。QT $\phi 8$ 材, QT $\phi 4$ 材の疲労強度はほぼ同程度であり、試験片寸法の影響はほとんど認められな

図 9 S-N 線図

図 10 破断面写真

図 11 三日月状き裂写真

い。しかしながら、SC 材は $\phi 8$ 材のほうが $\phi 4$ 材より疲労強度が高い。これは前述のように SC $\phi 8$ 材は $\phi 4$ 材に比較して圧縮残留応力が大きいことが原因と考えられるが、厳密には残留応力の測定が必要である。また、残留応力が小さいと考えられる QT $\phi 4$ 材と SC $\phi 4$ 材を比較すると、高硬度である SC 材のほうが疲労強度が高い。これは高硬度になったことによって試料表面でのき裂発生が抑制されたことが原因と考えられる。

3・5 破断面観察 図 10 に QT $\phi 7$ 材のき裂全長約 4mm における破断面写真を示す。き裂は半だ円状に伝ばしている。一方 SC 材, EC 材, PSC 材の回転曲げき裂伝ば試験においては初期には QT 材と同様の半だ円き裂であるが、その後き裂の伝ばとともに図 11 に示すような三日月状き裂から全周き裂へと遷移した。

SC 材を用いて応力を $550\sim 1050\text{MPa}$ と変化させたときのき裂全長とアスペクト比の関係を図 12 に示す。ここで図中の a , b , c は図 13 のように定義した。アスペクト比の変化は応力にあまり依存せずき裂が長くなるにつれ 0.9 程度から 0.8 程度に漸近する。この後、三日月状もしくは全周き裂となった。

3・6 き裂伝ば挙動 EC 材, PSC 材, QT $\phi 8$ 材試験片の回転曲げ疲労試験における表面でのき裂伝ば速度と表面における応力拡大係数範囲 ΔK の関係

図 12 アスペクト比の変化

図 13 き裂形状モデル

を図 14 に示す。測定範囲内ではき裂形状は半だ円形である。同一の ΔK では PSC 材がやや低めの伝ば速度であるものの、いずれの浸炭材もほぼ同様の伝ば挙動を示すことがわかる。

図 15 には QT 板材および SC 板材で得られた伝ば速度と応力拡大係数の関係を示す。両板材の結果はそれぞれ浸炭材の内部基組織 (QT 板材) および表面の浸炭部 (SC 板材) のき裂伝ば特性を模擬することと対

応する。応力拡大係数の大きい領域で SC 材のほうが伝ば抵抗が小さい。前述のき裂形状の遷移は残留応力およびき裂伝ば抵抗との相互作用によって決定されるものと考えられる。SC 板材のき裂写真を図 16 に示す。表面はナイトール液で腐食した。白い部分が炭化物で、き裂は必ずしも炭化物をう回せず炭化物を貫通して伝ばする場合もあった。主き裂前方には、炭化物の割れによる先行き裂も認められた。

図 17(a) には QT 板材と QT $\phi 7$ 材におけるき裂伝ば速度と応力拡大係数の関係を示す。回転曲げの結果は表面のき裂伝ば速度をアスペクト比の変化をもとに最深部の値に換算したものである。図より、QT 材の

表 3 計算結果

a/c	0.86	0.82	0.79	0.77
b/R	0.0625	0.1000	0.1500	0.1875
$ v_R/v_B $	118.01	107.30	94.306	85.518

図 14 き裂伝ば速度と応力拡大係数の関係

図 15 き裂伝ば速度と応力拡大係数の関係

図 16 全面高濃度浸炭板材の表面き裂写真

(a) QT 材

(b) SC 材

図 17 き裂伝ば速度と応力拡大係数の関係

引張圧縮疲労試験と回転曲げ疲労試験の結果はほぼ一致する。一方図 17(b)に示す SC 板材と SCφ8 材では、同一の応力拡大係数で比較すると、SC 板材のほうが高速側にある。これは SCφ8 材の圧縮残留応力が原因と考えられる。図中▽印は残留応力による応力拡大係数を減じた後の関係を表す。表 3 に試料表面曲げ応力 1 MPa におけるき裂開口変位 V_B と、図 6 の破線で示される残留応力による値 V_R の比を示す。この値をもとに式(2)で K_R を評価し、次式で ΔK を補正した。

$$\Delta K = K_{\max} = K_{\max, \text{app}} + K_R \quad (K_R < 0) \cdots \cdots (3)$$

ここで $K_{\max, \text{app}}$ は負荷応力による K である。補正後の結果は板材の関係に近づき、き裂伝ば挙動の相異には残留応力の寄与分が大きいことがわかる。しかしながら○印と▽印は厳密には一致していない。これは X 線残留応力の測定もしくは近似精度および図 14, 15 に示すような試料内部と表面のき裂伝ば抵抗の違いおよびき裂閉口の相違等が原因と考えられ、さらに検討の必要があろう。

4. 結 言

各種浸炭材を用いて回転曲げ疲労試験を行い、疲労強度に及ぼす浸炭条件の影響および浸炭材のき裂伝ば挙動について検討した結果、次の結論を得た。

(1) 未研磨状態での疲労強度は、高濃度、共析、プラズマ高濃度の順に高くなった。また研磨材においてはほぼ同一の疲労強度であり、表面異常層が疲労強度を支配することがわかった。また表面残留応力は、いずれの材料においても約 150 MPa の圧縮であった。

(2) 回転曲げにおけるき裂伝ば挙動は、焼入れ焼

戻し材では半だ円状に伝ばし、浸炭材では初期に半だ円状に伝ばした後、三日月状そして全周き裂へと遷移する。疲労き裂は炭化物をう回もしくは貫通して伝ばした。

(3) 直径 8 mm の高濃度浸炭材の回転曲げ疲労におけるき裂伝ば速度は、全面高濃度浸炭板材の引張圧縮疲労のそれより遅い。これは圧縮残留応力を考慮することにより説明できた。

本研究の遂行にあたり、プラズマ浸炭処理、試験片加工、残留応力測定に協力を得た大同特殊鋼(株)、福岡県工業技術センター田中洋征氏、九州工業大学工学部加藤光昭教授に謝意を表す。

文 献

- (1) 鮎谷・野田, 材料, 17-183 (1968), 1124.
- (2) 中西・ほか 2 名, 材料, 26-280 (1977), 68.
- (3) 古川・田中, 材料, 28-305 (1979), 139.
- (4) 古川・ほか 3 名, 鉄と鋼, 66-3 (1980), 410.
- (5) 古川・ほか 2 名, 鉄と鋼, 67-3 (1981), 596.
- (6) 菊池・ほか 2 名, 材料, 38-425 (1989), 111.
- (7) 日本材料学会編, X 線応力測定法, (1981), 54, 養賢堂.
- (8) 日本材料学会 X 線材料強度部門委員会編, X 線応力測定法標準, (1982), 10, 日本材料学会.
- (9) SAE J784a, *Residual Stress Measurement by X-Ray Diffraction*, (1971), 62, Soc. Automotive Eng.
- (10) 増田・ほか 2 名, 機論, 52-476, A (1986), 847.
- (11) 浅見, 熱処理, 25-3 (1985), 123.
- (12) 浅見・江村, 機論, 55-509, A (1989), 45.
- (13) 白鳥・ほか 3 名, 機論, 53-488, A (1987), 779.
- (14) Tada, H., Paris, P. and Irwin, G., *The Stress Analysis of Cracks Handbook*, (1973), 2. 2, Del Research Corporation.
- (15) 結城・木須, 境界要素法による弾性解析, (1987), 201, 培風館.