

超微粒子ショットピーニングを施した SCM415 真空浸炭鋼の疲労強度特性

名城大学[院] 学 ○ 井 上 宣 之 名城大学 正 江 上 登

中部大学 正 加賀谷 忠 治

1. はじめに

真空浸炭法は、従来のガス浸炭にみられるような粒界酸化が生じにくい処理法として注目されている。近年では、浸炭とショットピーニングを組合せることにより更なる疲労強度の向上がはかられている。一方、浸炭などの表面改質材は、歯車やシャフトといった曲げやねじりを受ける部材に多く利用されているが、引張を受ける部材への適用例は極めて少ない。したがって、浸炭材および浸炭+ピーニングの複合表面改質材の引張特性を明らかにし、引張部材への適用の可否を検討することは、強度設計の観点からも重要であると考えられる。

そこで本研究は、真空浸炭を施した SCM415 鋼に従来のより粒径の小さい超微粒子によるショットピーニングを行い、複合表面改質の効果および引張疲労強度特性について検討を行った。

2. 供試材

本研究で用いた材料は SCM415 で、その化学成分を表 1 に示した。まず材料を調質をした後、それぞれ所定の試験片形状に機械加工し、#1200 まで耐水研磨紙により順次研磨、最後に#8000 のバフで仕上げた。対象とした処理は、調質（以下 QT 材と呼ぶ）、真空浸炭（C 材）、真空浸炭後の焼戻し（400℃×90min）（CT 材）である。さらに、これらに粒径 50 μm の超微粒子によるショットピーニングを施した。

（以下それぞれ、QTP 材、CP 材、CTP 材と呼ぶ。）超微粒子ピーニングは 2 段ピーニングを行い、1 段目はアークハイト 0.20mmN、2 段目は 0.12mmN とし、カバレッジはいずれも 100%以上とした。

3. 実験方法

S-N 曲線は QT、QTP、C および CP 材について中央部直径 4.5mm の試験片を用いて求め、表面改質効果を検討した。このときの荷重条件は応力比 $R=0.1$ 、繰返し速度 $f=20\text{Hz}$ の正弦波とした。また、ASTM 規格に準拠したコンパクト試験片（板幅 $W=30\text{mm}$ 、板厚 $B=7.3\text{mm}$ ）を用い、最大荷重 $P_{\max}=6, 7, 8, 9, 10\text{kN}$ 、応力比 $R=0.1$ 、繰返し速度 $f=20\text{Hz}$ の条件下で疲労き裂進展試験を行った。

Table 1 Chemical composition of SCM415 (wt.%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
SCM415	0.15	0.19	0.82	0.10	0.013	0.04	0.12	1.13	0.19

4. 組織

図 1 に C および CP 材の光学顕微鏡による組織写真を示した。同図 (b) の CP 材では矢印で示したように、表面から約 10 μm にわたって腐食されにくい層が観察され、表面硬度は C 材の HV 960 に対して、CP 材では HV 1250 と高硬度を有している。この層は、残留オーステナイトのショットピーニングによる加工誘起マルテンサイト化に伴って生じた、微細マルテンサイト組織であると考えられる。なお、QTP および CTP 材では、組織変化層が観察されなかった。

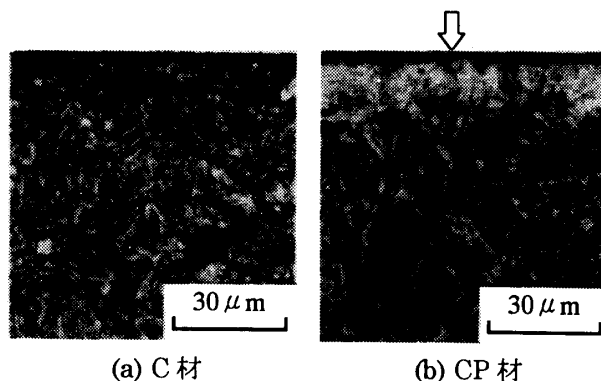


Fig.1 Microstructure of carburized specimens

5. 実験結果および考察

表 2 に各処理材の機械的性質を示した。表中、C および CP 材は降伏現象が認められず、脆性的に破壊した。また、CT 材は焼戻し処理によりわずかに靱性が回復するとともに、引張強さは C 材と比較して約 44%増加した。さらに QTP、CP および CTP 材のいずれもピーニング前と比較して引張強さが上昇した。

表 3 に各処理材表面における残留応力、残留オーステナイトおよび表面粗さを示した。なお X 線応力測定は、管球に Cr-K α を用い $\sin^2 \psi$ 並傾法で行った。C 材で認められた残留オーステナイトは CP 材ではほとんど消滅しており、ピーニングによる加工誘起マルテンサイト化が起こったものと推察される。また、超微粒子ピーニングによりいずれの処理材においても大きな圧縮残留応力が発生しており、特に CP 材で顕著であった。これは、加工誘起マルテンサイト化に起因する体積膨張によるものと考えられる。また、CP および CTP 材はピーニングによる粗さの増加がほとんど見られなかった。

図 2 に片振引張に対する S-N 曲線を示した。図中、

f はフィッシュアイ型破壊を示す。図示のごとく、時間強度は CP 材が最も高く、ついで C 材、QTP および QT 材の順となった。このような結果は、処理による圧縮残留応力と硬化層が主要な影響因子であると考えられる。図 3 にこのときの疲労破面の一例を示す。図中、矢印は破壊起点である。図示のごとく、QT, QTP および C 材は図 (a) のように表面起点であるのに対し、CP 材は図 (b) に示すようなフィッシュアイが確認された。フィッシュアイは表面から約 150 ~ 1100 μm 内部に存在し、中心部には介在物が認められた。

図 4 に、コンパクト試験片における各処理材のき裂発生寿命繰返し数 N_i と作用荷重の関係を示した。なお、 N_i はき裂長さが切欠き底から 0.1mm 進展したときの繰返し数とした。CP 材は C 材と比較してき裂発生寿命が著しく向上した。これは、ピーニング加工により切欠き底において転位の移動が阻害されたため、き裂の初期段階であるすべりき裂の発生が抑制されたものと考えられる。図 5 にき裂進展速度 da/dN と切欠き底からのき裂長さの関係を示し、対応する応力拡大係数 ΔK を併記した。CT 材は C 材と比較して引張強さが大幅に上昇したにも関わらず、き裂進展速度は増加した。これは、浸炭後の焼戻しによる圧縮残留応力の開放と、浸炭層の硬度低下(表面硬度 HV: C 材 960 → CT 材 630)に起因しているものと考えられる。

Table 2 Mechanical properties of specimens

Material	QT	QTP	C	CP	CT	CTP
Yield strength σ_y (MPa)	612	669	-	-	1109	1142
Tensile strength σ_B (MPa)	689	749	916	1000	1316	1357
Elongation δ (%)	24	24	0	0	4	5
Reduction ϕ (%)	74	74	1	1	8	13

Table 3 Residual stress, retained austenite of surface, and surface roughness

Material	QT	QTP	C	CP	CT	CTP
Residual stress (MPa)	-40	-440	-300	-1850	90	-830
Retained austenite (%)	1	1	21	3	2	1
Surface roughness R_z (μm)	0.4	6.6	2.3	2.7	3.3	2.8

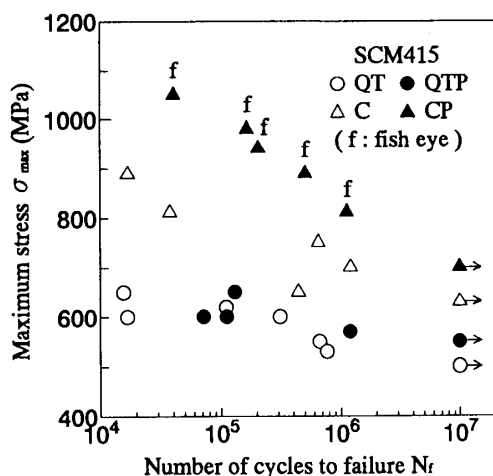


Fig. 2 S-N curves

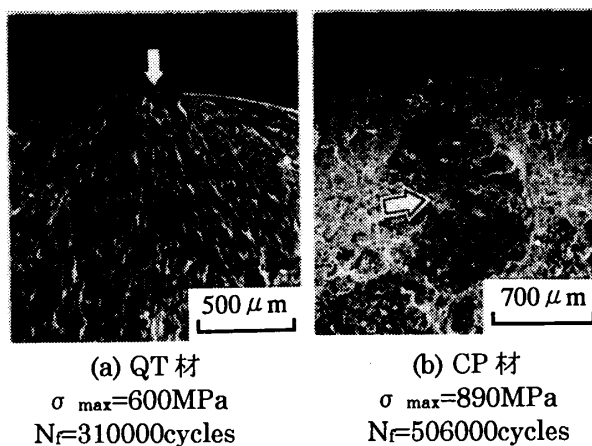


Fig. 3 SEM fractographs of fatigue fracture surface

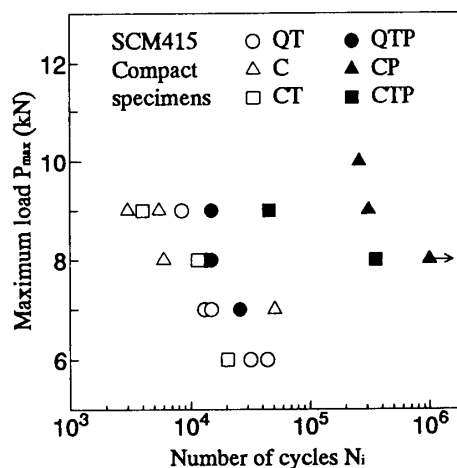
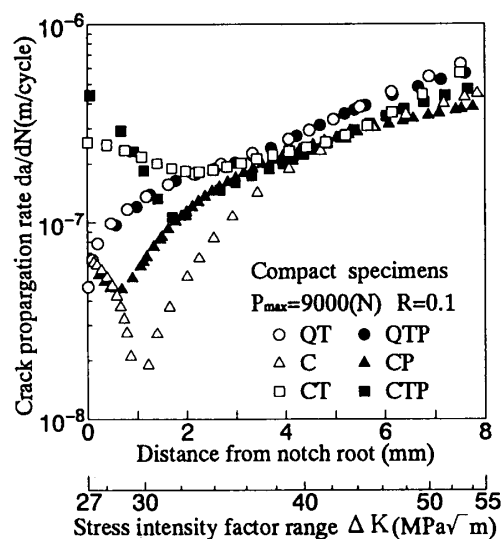
Fig. 4 Relationship between $P_{\max}$ and N_i 

Fig. 5 Fatigue crack propagation of specimens