TRIP 型ベイニティックフェライト鋼の疲労特性に及ぼす 微粒子ピーニングの影響†

名取 昌弘* 水野 悠太* 宋 星武** 杉本 公一**

Effects of Fine Particle Peening on Fatigue Properties of TRIP-Aided Bainitic Ferrite Steel

by

Masahiro NATORI*, Yuta MIZUNO*, Sung-moo SONG** and Koh-ichi SUGIMOTO**

The effects of fine particle peening on the fatigue properties of transformation-induced plasticity (TRIP)-aided bainitic ferrite steel were investigated for applications to precision gears. Fine particle peening increased the fatigue limit and lowered the notch-sensitivity in the TRIP-aided bainitic ferrite (TBF) steel, compared with SNCM420 steel. In the stress intensity range of less than $25 \text{ MPa m}^{1/2}$, TBF steel subjected to fine particle peening exhibited a larger threshold value of the stress intensity range and higher crack propagation rate than SNCM420 steel. The increased fatigue properties are principally associated with (1) higher Vickers hardness, (2) higher compressive residual stress and (3) plastic relaxation resulting from the strain-induced transformation of metastable retained austenite in a surface hardening layer, which may suppress fatigue crack initiation and propagation.

Key words:

Fatigue strength, Fine particle peening, Retained austenite, Residual stress, TRIP-aided steel

1 緒 言

近年、変速機駆動用精密歯車には軽量・コンパクト化の要望が強い¹⁾。一般に、このような歯車部品は低合金構造用鋼を冷間鍛造または熱間鍛造、切削・研削加工などの後²⁾、またはさらに浸炭処理^{3)~8)}や浸炭窒化処理後⁹⁾にショットピーニング^{2)~5),9)}または微粒子ピーニング(FPP)^{5)~9)}を施して、歯元部の硬さと圧縮残留応力を高めることによって疲労強度を高めている。浸炭処理を施さない前者に関しては、母材のビッカース硬さが375HVを超える範囲においては硬さを増加させても疲労強度は増加しない¹⁰⁾ため、新しいタイプの構造用鋼の開発が期待されている。

次世代の構造用鋼として期待されている準安定な残留オーステナイト(γ_R)の変態誘起塑性(TRIP)を利用したTRIP型ベイニティックフェライト(TBF)鋼は高い切欠き疲労強度¹⁰⁾と衝撃じん性¹¹⁾を有する。また、FPP処理を受けると、浸炭鋼^{3)~9)}や浸炭窒化鋼⁹⁾と同様に数%~10数vol%の γ_R がひずみ誘起マルテンサイト変態し、それにとまなう体積膨張によって、表面層の硬さと圧縮残留応力が増加することが報告されている¹²⁾。これらの優れた表面硬化特性より、FPP処理はTBF鋼の疲労強度を増加させることが期待できる。

そこで本研究は、TBF鋼を変速機の駆動用歯車に適用して高疲労強度化(高トルク化)を図ることを目的とし

て、TBF鋼の平滑材と切欠き材の疲労強度特性に及ぼすFPP処理の影響を調査した。また、それらの結果と表面硬化層特性(硬さ、残留応力など)および γ_R のひずみ誘起変態挙動との関係について検討した。

2 実験方法

2・1 供試鋼の熱処理条件

TBF鋼の供試鋼には、Table 1の化学組成を有する熱間圧延丸棒鋼(直径13mm、真空溶製)を用いた。この棒鋼から圧延方向に平行にFig. 1に示す寸法の引張試験と疲労試験用の平滑材と切欠き材を作製した。切欠き材の応力集中係数はいずれも1.9とした。これらの試験片を900℃でオーステナイト化後、375℃で1000sの等温変態処理を施し、TBF鋼を製造した(Fig. 2(a))。この等温変態処理温度はマルテンサイト変態開始温度(M_s)と終了温度(M_f)の間にあり、最良の延性・じん性バランスを与える温度に相当する^{10),11)}。比較のため、市販のSNCM420

Table 1 Chemical composition (mass%) and martensite-start and -finish temperatures (M_s , M_f , °C) of the steels used.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
TBF	0.20	1.50	1.51	0.005	0.002	1.00	0.01
SNCM420	0.20	0.20	0.50	0.009	0.013	0.55	0.15

Steel	Ni	Al	Nb	N	M_s	M_f
TBF	0.02	0.039	0.05	0.0009	400	238
SNCM420	1.68	-	-	-	418	-

† 原稿受理 平成26年6月10日 Received June 10, 2014 ©2015 The Society of Materials Science, Japan

* 信州大学大学院理工学系研究科 〒380-7553 長野市若里
Graduate School, Shinshu Univ., Wakasato, Nagano 380-8553.

** 正会員 信州大学学術研究院工学系 〒380-8553 長野市若里
Inst. of Eng., Academic Assembly, Shinshu Univ., Wakasato Nagaano 380-8553.

Fig. 1 Dimensions of smooth and notched specimens for (a, b) tensile and (c, d) fatigue tests. The notch root radii of (b) and (d) are 1 and 0.5 mm, respectively.

Fig. 2 Heat treatment diagrams of (a) TBF and (b) SNCM420 steels, in which “OQ” represents quenching in oil.

鋼 (Table 1) を用い, Fig. 2(b)の調質処理を施した. このとき, SNCM420 鋼の硬さを TBF 鋼と等しくするため, 焼戻し温度は 400°C とした (保持時間 3600s).

2・2 微粒子ピーニング処理条件

熱処理後の試験片表面をエメリー紙で #1200 まで研磨後, 電解研磨で加工層を 50μm 除去したのち, Table 2 に示す条件で電解研磨面に FPP 処理を施した. 投射方式はエアノズル式とした.

Table 2 Fine particle peening conditions.

Material	Steel ball
Shot diameter (μm)	70
Pressure (MPa)	0.26
Peening time (s)	30
Arc height (mm[N])	0.104
Coverage (%)	300

2・3 組織観察と表面粗さ, γ_R 特性, 硬さ, X 線残留応力測定

組織観察には光学顕微鏡, 電界放出形走査電子顕微鏡 (FE-SEM, 日本電子製 JSM-7000F) および電子線後方散乱回折装置 (EBSD, テクセムラボラトリー製 OIM シス

テム) を用いた. 表面粗さの測定にはレーザー顕微鏡 (キーエンス製 VK-8510) を用い, 最大高さ R_z を求めた.

γ_R の体積率 (f_γ) は X 線回折法 (5 ピーク法¹³), Mo-K α 線) により測定した. γ_R の炭素濃度 (C_γ) は X 線回折法 (Cu-K α 線) によって測定した Fe- γ (fcc) 相の格子定数 a_γ ($\times 10^{-1}$ nm) を次式¹⁴) に代入することによって計算した.

$$C_\gamma = \{a_\gamma - 3.578 - 0.00095 \times (\%Mn_\gamma) - 0.0006 \times (\%Cr_\gamma) - 0.022 \times (\%N_\gamma) - 0.0056 \times (\%Al_\gamma) - 0.0031 \times (\%Mo_\gamma)\} / 0.0330 \quad (1)$$

ここで, $\%Mn_\gamma$, $\%Cr_\gamma$, $\%N_\gamma$, $\%Al_\gamma$, $\%Mo_\gamma$ はそれぞれの元素の γ_R 中の固溶濃度である. 本研究では, 便宜上, それぞれの元素の添加量を用いた.

硬度測定には微小ビッカース硬度計 (島津製作所製, HMV-1) を用い, 荷重 0.49N, 保持時間 30s で微粒子ピーニング面から深さ方向の硬さを測定した.

X 線応力測定には湾曲 IP X 線回折装置 (リガク製, RINT RAPID) を使用した. 測定には $\sin^2\psi$ 並傾法¹⁵) を用い, Table 3 に示す条件で圧延方向の Fe- α (bcc) 相の残留応力 $\sigma_{X\alpha}$ を測定した. 残留応力の計算には次の式を用いた.

$$\sigma_{X\alpha} = -\{E/2(1+\nu)\} \cot\theta_0 (\partial^2\theta/\partial\sin^2\psi) \quad (2)$$

ここで, E , ν はヤング率とポアソン比である. また, θ_0 , θ はそれぞれ無ひずみ状態, ひずみ状態での回折角, ψ は回折面法線と試料面法線のなす角である. なお, 深さ方向への残留応力分布を測定するため, 材料表面を逐次電解研磨により除去して測定を行った. また, 本研究では残留応力測定には表面除去による応力の解放を考慮しなかった.

2・4 引張試験と疲労試験

引張試験には万能引張試験機 (島津製作所製 G-10TD) を用い, クロスヘッド速度 1mm/min, 試験温度 20°C で試験を行った. 疲労試験には小野式回転曲げ疲労試験機 (島津製作所製 H-7) を用い, 回転数 3000 rpm, 応力比 $R = -1$, 試験温度 20°C で試験を行った. 疲労試験時の表面き裂の発生・進展挙動は, 試験を逐次中断し, FE-SEM を用いて観察した. 疲労き裂の長さは, Fig. 1(c) の試験片表面に直径 $\phi 0.1$ mm, 深さ 0.1 mm の微小孔を加工した試験片を使用し, レプリカ法を用いて測定した.

Table 3 X-ray measuring conditions of residual stress and material constants.

Phase	Fe- α (bcc)	Fe- γ (fcc)
Characteristic X-ray	Cr - K α	
Voltage, current	40 kV, 30 mA	
Collimator diameter	$\phi 0.8$ mm	
ψ	10°, 23°, 31°, 38°, 45°	
Diffraction plane	(211)	(220)
Young's modulus	223 GPa	192 GPa
Poisson's ratio	0.28	
Stress constant	-324 MPa/deg	-621 MPa/deg

3 実験結果

3・1 熱処理まま材の組織と引張特性

Fig. 3 に熱処理ままの TBF 鋼と SNCM420 鋼の組織の EBSD 解析結果を示す. また, Table 4 にそれらの鋼の γ_R 相の初期体積率 (f_{γ_0}) と炭素濃度 (C_{γ_0}), MA 相体積率 (f_{MA}), 炭化物体積率 (f_0) を示す. 先の報告¹⁰⁾と同様に, TBF 鋼の母相組織は主にベイニティックフェライトであり, これに少量の軟質マルテンサイト (α_m) が存在する混合組織である. 第 2 相として, 微細な γ_R 相および硬質マルテンサイト (α_m^*) と γ_R の混合相 (MA 相と呼ばれる) がそれぞれベイニティックフェライトのラス境界, 旧オーステナイト粒界やパケット境界に存在していた. 母相中には炭化物は存在しなかった. Yoshikawa ら¹⁰⁾と同様に, SEM 像と Fig. 3(a) の image quality (IQ) map の比較をしたところ, Fig. 3(a) の黄緑色の相が MA 相に相当した. この時の MA 相の IQ index は 4650 以下に対応し, その体積率は 12.4vol% であった.

SNCM420 鋼は一般的な焼戻しマルテンサイト組織であり, 軟質マルテンサイト中には微細な炭化物 (セメントタイト) が存在し, その体積率は約 5 vol% であった. ま

Fig. 3 Image quality distribution maps of Fe- α (bcc) in as-heat treated (a) TBF and (b) SNCM420 steels, in which orange, green (or yellowish green) and black regions represent bainitic ferrite (α_{bf}) (or soft wide lath-martensite (α_m)), MA phase, and retained austenite (γ_R), respectively. GB, PB and BB are prior austenitic grain, packet and block boundaries, respectively.

Table 4 Retained austenite characteristics, tensile properties and hardness of as-heat treated TBF and SNCM420 steels.

Steel	f_{γ_0}	C_{γ_0}	f_{MA}	f_0	YS	TS
TBF	11.9	0.69	12.4	0.00	1071	1350
SNCM420	0.3	-	11.4	5.14	1186	1228

Steel	YR	UEI	TEI	TS_N	NSR	HV_0
TBF	0.79	6.2	18.1	1952	1.45	377
SNCM420	0.97	2.5	12.5	1894	1.54	373

f_{γ_0} (vol%): volume fraction of retained austenite, C_{γ_0} (mass%): carbon concentration of retained austenite, f_{MA} (vol%): volume fraction of the MA phase, f_0 (vol %): volume fraction of carbides, YS (MPa): yield stress, TS (MPa): tensile strength, YR: yield ratio (= YS/TS), UEI (%): uniform elongation, TEI (%): total elongation, TS_N (MPa): notch tensile strength, NSR (= TS_N/TS): notch strength ratio, HV_0 : original Vickers hardness.

た, TBF 鋼と同様に IQ index が 4650 以下の相が MA 相であると仮定したときの MA 相体積率は 11.4vol% であった. この体積率は TBF 鋼とほぼ等しいが, 旧オーステナイト粒径は TBF 鋼より大きい特徴を有した (Fig. 3) .

Fig. 4 に熱処理状態の TBF 鋼と SNCM420 鋼の平滑材と切欠き材を引張試験した時の公称応力-公称ひずみ

(σ - ϵ) 曲線と公称応力-変位 (σ - δ) 曲線を示す. それらの鋼の熱処理状態の引張特性と初期硬さ (HV_0) を Table 4 に示す. 平滑材では, TBF 鋼は SNCM 420 鋼に比較して, 変形初期の変形応力は低いが, その後のひずみ硬化率が大きく, 結果的に低い 0.2%耐力 (YS), 高い引張強さ (TS) と大きな一様伸び (UEI) と全伸び (TEI) を示した. 一方, 切欠き材についてみると, TBF 鋼の切欠き引張強さ (TS_N) と破断伸びも従来の研究^{10),11)}と同様に SNCM420 鋼より高かった (Fig. 4(b)). また, Table 4 に示すように, TBF 鋼の切欠き強度比 ($NSR = TS_N/TS$) は SNCM420 鋼より低い値を示した.

3・2 表面硬化層の組織, 硬さ分布, γ_R 体積率分布と残留応力分布

Fig. 4 (a) Nominal stress-strain (σ - ϵ) curves of smooth specimens and (b) nominal stress-displacement (σ - δ) curves of notched specimens of as-heat treated TBF and SNCM420 steels.

Fig. 5 (a, b) SEM images of surface hardened layers and (c, d) optical micrographs of the surfaces of (a, c) TBF and (b, d) SNCM420 steels subjected to fine particle peening. Rz is maximum height roughness.

Fig. 5 に FPP 処理後の TBF 鋼と SNCM420 鋼の表面硬化層縦断面の SEM 像と表面の光学顕微鏡写真を示す。いずれの鋼においても、表面から約 $2\sim 5\ \mu\text{m}$ においてとくに大きな塑性変形を受けていることがわかる。また、TBF 鋼は SNCM 420 鋼に比較して表面粗さが小さくなる傾向が認められた。

Fig. 6 に FPP 処理後の TBF 鋼と SNCM420 鋼の表面硬化層の硬さの分布と γ_R 体積率の分布を示す。TBF 鋼の FPP 処理後の表面硬化層の最大硬さと深さは、それぞれ 448HV、約 $40\ \mu\text{m}$ であり、SNCM420 鋼よりも大きい傾向にあった。FPP 処理を施した TBF 鋼の表面硬化層の γ_R の体積率分布をみると (Fig. 6(b))、表面から深さ $30\ \mu\text{m}$ までの範囲で γ_R のひずみ誘起マルテンサイト変態が生じた。このとき、表面では、 γ_R のほとんどがマルテンサ

Fig. 6 Variations in (a) Vickers hardness (HV) and (b) volume fraction of retained austenite (f_γ) of TBF ($\bullet\circ$) and SNCM420 ($\blacktriangle\triangle$) steels subjected to fine particle peening as a function of depth from the surface (d_s). Solid and open symbols represent experimental values before and after the fatigue tests, respectively.

Fig. 7 Variations in X-ray residual stress ($\sigma_{X\alpha}$) of Fe- α (bcc) in smooth specimens of TBF ($\bullet\circ$) and SNCM420 ($\blacktriangle\triangle$) steels subjected to fine particle peening as a function of depth from the surface (d_s). Solid and open symbols represent X-ray residual stresses before and after the fatigue test, respectively.

イトに変態していた。表面の硬さの測定は難しいので、以下では、便宜上、表面から $10\ \mu\text{m}$ 内部の硬さを表面硬さ HV_s と呼ぶ。

Fig. 7 に FPP 処理後の TBF 鋼と SNCM420 鋼の表面硬化層の Fe- α (bcc) 相の残留応力分布を示す。名取らの報告¹²⁾と同様に、TBF 鋼の圧縮残留応力は SNCM 420 鋼より高く、その差は最大で 200MPa 程度であった。

3・3 S-N 曲線と疲労限

Fig. 8 に各鋼の平滑材と切欠き材の FPP 未処理材および FPP 処理材の S-N 曲線をそれぞれ示す。以下では、平滑材と切欠き材の疲労限をそれぞれ FL , FL_N で示す。平滑材において、TBF 鋼は FPP 未処理材、FPP 処理材ともに SNCM420 鋼よりも高い疲労限を示した。FPP 未処理材の疲労限に対する FPP 処理による疲労限の増加量の割合 (増加率) を比較すると、TBF 鋼、SNCM420 鋼でそれぞれ 30%, 29% でほぼ同程度であった。一方、切欠き材においては、未処理材の場合は TBF 鋼と SNCM420 鋼の間で疲労限の差はほとんど認められないが、FPP 処理材では、TBF 鋼の疲労限は SNCM420 鋼に比較して大きく増加した。この場合の疲労限の増加率は TBF 鋼、SNCM420 鋼でそれぞれ 51%, 29% であり、TBF 鋼では平滑材よりも増加率は大きくなった。疲労寿命も同様な傾向が表れた。疲労破壊は平滑材、切欠き材のいずれの場合も表面き裂型の破壊であった。

Fig. 8 Stress amplitude-number of cycles to failure (σ_a - N) curves of (a) smooth and (b) notched specimens of TBF and SNCM420 steels. Black and gray marks and lines represent the samples after fine particle peening (FPP) and without peening (unpeened, UP), respectively.

Fig. 9 に各鋼の平滑材と切欠き材の FPP 未処理材および FPP 処理材の疲労限と硬さ (初期硬さ HV_0 , FPP 処理

後の表面硬さ HV_S) との関係を示す。調質処理を施した既存の低合金構造用鋼では、ビッカース硬さと平滑材の疲労限の関係は $FL = 1.55HV_0$ ($HV_0 \leq 400$) に従うことが報告されている¹⁶⁾。本研究の FPP 処理を施していない TBF 鋼の疲労限は $FL = 1.55HV_0$ の直線にはほぼ一致したが、SNCM420 鋼では直線より低い側に位置した。一方、FPP 処理後の表面硬さと平滑材および切欠き材の疲労限との関係は TBF 鋼において、それぞれ $FL = 1.78HV_S$, $FL_N = 1.11HV_S$ となった。

Table 5 に TBF 鋼, SNCM420 鋼の FPP 未処理材と FPP 処理材の切欠き材の切欠き感受性を示す。切欠き感受性 (q) は次式¹⁷⁾で定義した。

$$q = \{(FL/FL_N) - 1\} / (K_t - 1) \quad (3)$$

ここで、 K_t は応力集中係数である。Table 5 より、FPP 処理を施した場合において、TBF 鋼の切欠き感受性は SNCM420 鋼より少し低いことがわかる。

Fig. 9 Relationships between fatigue limits of smooth and notched specimens (FL , FL_N) and hardness of the original and fine particle peened surface (HV_0 , HV_S) in TBF and SNCM420 steels. Black and gray marks represent fine particle peening (FPP) and no peening (unpeened, UP), respectively.

Table 5 Fatigue properties of TBF and SNCM420 steels.

Steel	Unpeening			Fine particle peening		
	FL	FL_N	q	FL	FL_N	q
TBF	622	344	0.90	806	520	0.61
SNCM420	526	330	0.66	680	425	0.67

FL , FL_N (MPa): fatigue limits of smooth and notched specimens, respectively, q : notch sensitivity factor [$q = \{(FL/FL_N) - 1\} / (K_t - 1)$].

3・4 疲労変形後の表面硬化層特性の変化

疲労限以下の応力振幅 (σ_a) で 10^7 サイクル疲労試験後の平滑材の表面硬化層の硬さ分布と γ_R 体積率分布、残留応力分布の変化をそれぞれ Fig. 6, 7 中に示す。Fig. 6 より、疲労試験後において、TBF 鋼では、表面に近いほど硬さは大きく減少すること、および γ_R の体積率は疲労変形後には少し減少することがわかる。上述の疲労試験後の表面硬化層の硬さの減少 (疲労軟化)¹⁸⁾ は SNCM420 鋼でも同様に現れた。疲労試験後の表面硬化層の残留応

力は従来の報告¹⁹⁾と同様に減少したが、TBF 鋼においてその減少量はかなり小さかった。

3・5 疲労き裂の発生と進展挙動

Fig. 10 に FPP 処理を施していない TBF 鋼の平滑材で発生した疲労き裂の SEM 像を示す。疲労き裂は主に母相組織のすべり帯、もしくは母相/第 2 相界面で発生した。また、MA 相と思われる部分で成長が妨害された疲労き裂が観察された。なお、FPP 処理を施した TBF 鋼に

Fig. 10 SEM image of the surface of a smooth specimen of unpeened TBF steel ($\sigma_a = 682$ MPa, $N_f = 1.14 \times 10^5$ cycles). α_{bf} : bainitic ferrite.

Fig. 11 Variations in crack length ($2c$) as a function of the cycle ratio (N/N_f ; N_f : number of cycles to fracture) in TBF (●) and SNCM420 (▲) steels subjected to fine particle peening. $\sigma_a = 830$ MPa.

Fig. 12 Relationship between surface crack growth rate (dc/dN) and stress intensity factor range (ΔK) in TBF (●) and SNCM420 (▲) steels subjected to fine particle peening.

において、疲労き裂の発生場所を観察することは困難であった。

Fig. 11 に FPP 処理を施した各鋼の繰返し数比 (N/N_f ; N_f は破断サイクル数) と微小穴を含む表面き裂長さ ($2c$) の関係を示す。SNCM420 鋼に比べ、TBF 鋼ではき裂の発生寿命が長いことがわかる。

Fig. 12 に、Fig. 11 の結果から求めた FPP 処理を施した各鋼のき裂進展速度 dc/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を示す。ここで、深さ方向におけるき裂前縁の応力拡大係数範囲 ΔK は、白鳥ら²⁰⁾の解析により得られた補正係数を用いて算出しているが、残留応力の影響は考慮していない。TBF 鋼では $\Delta K \leq 25 \text{ MPa m}^{1/2}$ の領域において、SNCM420 鋼よりもき裂進展速度は遅かった。また、応力振幅漸減法によって得られた下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} は TBF 鋼で $11.0 \text{ MPa m}^{1/2}$ 、SNCM420 鋼で $8.8 \text{ MPa m}^{1/2}$ であり、TBF 鋼の値は SNCM420 鋼に比較して 25% 高かった。

4 考 察

4・1 FPP 処理を施した TBF 鋼の疲労限の推定式

先の報告¹²⁾によれば、TBF 鋼の表面に FPP 処理を施したとき、主に以下の組織変化を生ずる。

(1) 著しく大きな塑性変形による母相組織の転位密度の増加²¹⁾

(2) γ_R のひずみ誘起マルテンサイト変態⁴⁾
上記の(1)と(2)はともに表面層の硬さを増加させるとともに、表面層に圧縮の残留応力を付与する^{12),22)}。

本研究の表面硬化層の硬さ分布と残留応力分布は、平板で測定した名取ら¹²⁾と同様な結果が得られたので、以

下では FPP 処理による平滑材と切欠き材の疲労限を上記の(1)と(2)と関連づけてみる。

一般に、疲労破壊過程の Stage I の抵抗因子は主に降伏応力 (または硬さ) であり、Stage II のそれは主に圧縮残留応力である⁵⁾と考えられている。松井ら⁵⁾は浸炭処理を施した SCM822H 鋼を用いて、回転曲げ疲労試験 (応力比 $R = -1$) の疲労限に及ぼすショットピーニングの影響を調査し、回転曲げ疲労限 FL (切欠き材の疲労限に応力集中係数を乗じた値) と表面硬さから推定した降伏応力と最大圧縮残留応力の和 ($\sigma_{Y,est} + \sigma_{X\alpha,max}$) との間には次式の直線関係があることを報告している。

$$FL = 0.3891 \times (\sigma_{Y,est} + \sigma_{X\alpha,max}) \quad (4)$$

この場合、 $\sigma_{Y,est}$ (MPa) を降伏比 (YR) とショットピーニング後の表面直下 (深さ $20\mu\text{m}$) のビッカース硬さ (HV_S) を用いて次式から推定している。

$$\sigma_{Y,est} = HV_S/3 \times 9.80665 \times YR = 3.105HV \quad (5)$$

松井ら⁵⁾は、(5)式において降伏比を 0.95 としている。

Fig. 13 に本研究の FPP 処理後の TBF 鋼と SNCM420 鋼の平滑材と切欠き材の回転曲げ疲労限 (FL , FL_N) と $\sigma_{Y,est} + \sigma_{X\alpha,max}$ の関係を示す。なお、 $\sigma_{Y,est} + \sigma_{X\alpha,max}$ と FL , FL_N の値にはそれぞれ Table 6, Table 5 に示す値を用いた。計算に際し、 HV_S としては深さ $10\mu\text{m}$ での硬さ、降伏比としては松井ら⁵⁾と同様に 0.95 を代入した。また、切欠き材に対しては疲労限に応力集中係数 (1.9) を乗じた値を用いた。Fig. 13 中に示されるように、平滑材では浸炭を施さない場合でも、(2)式で示される松井ら⁵⁾の平滑材での結果とほぼ等しい関係が得られた。このことは、本研究の TBF 鋼でも上記の(1), (2)に起因する表面硬さの増加量 (降伏応力の増加量) と圧縮残留応力の増加量によって疲労限が決定されることを示唆している。なお、Fig. 13 中には、TBF 鋼と SNCM420 鋼の切欠き材の疲労限と $\sigma_{Y,est} + \sigma_{X\alpha,max}$ の関係も示すが、この場合は松井ら⁵⁾の関係より直線の傾きは大きくなった。

Fig. 7 において、疲労試験後の両鋼の表面硬化層の圧縮残留応力の絶対値は両鋼で減少した。一般に、応力比が正の場合には疲労試験後も圧縮残留応力はほとんど低下しないことが示されている²³⁾。しかし、越宗ら²⁴⁾によると、応力比が負の場合には、負荷応力と圧縮残留応力の和が降伏応力を超えると、圧縮側の負荷で降伏し、圧縮残留応力が減衰することが指摘されている。本研究では応力比は $R = -1$ であり、負荷応力と圧縮残留応力の和が降伏応力を超えているため、この事実と一致する。本実験で注目すべき点は、TBF 鋼では疲労変形後の表面硬化層の圧縮残留応力の低下量が SNCM420 鋼に比較して小さい点である。この結果は TBF 鋼の疲労限の増加に貢献していると考えられるが、詳細については今後の検討課題としたい。

Table 6 Surface layer properties after fine particle peening in TBF and SNCM420 steels.

Steel	HV_S	$\sigma_{Y,est}$	$\sigma_{X\alpha,max}$	$\sigma_{Y,est} + \sigma_{X\alpha,max}$
TBF	448	1391	775	2166
SNCM420	414	1286	628	1914

HV_S : Vickers hardness of the surface after fine particle peening, $\sigma_{Y,est}$, $\sigma_{X\alpha,max}$ (MPa): estimated yield stress and maximum compressive residual stress after fine particle peening, respectively.

Fig. 13 Relationship between rotating fatigue limits (FL , FL_N) and the sum of yield stress and maximum compressive residual stress ($\sigma_{Y,est} + \sigma_{X\alpha,max}$) of smooth and notched specimens in TBF and SNCM420 steels.

4・2 TBF 鋼のき裂発生・進展挙動への γ_R の役割

Fig. 11, 12 において, TBF 鋼では, SNCM420 鋼に比べて疲労き裂の発生は抑制され, き裂進展速度も遅くなった. このような挙動には, 表面硬化層の高い圧縮残留応力, 疲労軟化や γ_R のひずみ誘起変態が影響することが予想される. そこで, 以下では, γ_R のひずみ誘起変態に着目して, き裂発生・進展挙動への γ_R の役割について考察する.

Knott²⁵⁾によれば, き裂先端の塑性域寸法 (w_Y) は次式で見積もられる.

$$w_Y = K^2 / (3\pi YS^2) \quad (6)$$

ここで, K は $\sigma(\pi c)^{1/2}$ (σ : 応力, c : き裂長さ) で定義される応力拡大係数である. いま, FPP 処理を施した TBF 鋼の切欠き材を疲労限の応力振幅で疲労変形した時, γ_R のほとんどが変態してしまっている表面では, 未変態 γ_R のひずみ誘起変態の効果はほとんど見込めない. しかし, 表面から 1~2 結晶粒の内部 (10~20 μm) では γ_R の半分以上が残存しているので, γ_R のひずみ誘起変態の効果は期待できる. 疲労き裂が 1~2 結晶粒長さの時の疲労き裂先端部での塑性域寸法を (6) 式から計算すると, $w_Y = 2.2 \sim 4.4 \mu\text{m}$ であった. この計算の際, (6) 式の YS には Table 4 の降伏応力と引張強さの平均値 $(YS + TS)/2 = 1210 \text{ MPa}$ を用い, σ には Table 5 の切欠き材の疲労限に応力集中係数を乗じた値 (520 MPa $\times$ 1.9) を用いた. 同様な条件で TBF 鋼の平滑材について計算すると, $w_Y = 1.5 \sim 3.0 \mu\text{m}$ であった. Fig. 14 に塑性域寸法と微細組織サイズの関係を図式的に示す. TBF 鋼の FPP 処理後の切欠き材と平滑材の塑性域サイズは γ_R や MA 相の間隔 (1.5~3.5 μm) と同程度か少し大きく, き裂先端の塑性域内に十分な量の未変態 γ_R が存在し, マルテンサイトへひずみ誘起変態する確率が高くなることが予想される. 以上より, FPP 処理を施した TBF 鋼の平滑材と切欠き材のき裂発生と進展挙動に及ぼす γ_R の役割は以下のようにまとめられる.

- (i) 表面硬化層に存在する既にひずみ誘起変態した γ_R は, 硬さと圧縮残留応力を高めて疲労き裂の発生を抑制するとともに, 硬質相 (MA 相, 硬質マルテンサイト (α_m^*) 相) として疲労き裂の進展を抑制する (Fig. 10 参照).
- (ii) 表面硬化層に存在する多量の未変態の γ_R は, ひずみ誘起マルテンサイト変態を通して, 疲労き裂先端の局所的応力集中を塑性的に緩和し, 疲労き裂の進展を抑制する.

このほか, TBF 鋼においては, 未変態 γ_R のひずみ誘起変態時の体積膨張が疲労き裂開口挙動に影響すると考えられるが, この点については今後の検討課題としたい.

本研究の TBF 鋼の切欠き材では, 平滑材と同様に FPP 処理によって疲労限の増加が顕著に現れた. これは塑性域が拘束される切欠き材ほど γ_R のひずみ誘起変態時の

塑性緩和効果がより顕著に現れ, 3 軸塑性切欠き拘束²⁶⁾を緩和した¹⁰⁾ためと考えられる. なお, マルエージ鋼中に存在する逆変態 γ でも, き裂発生とき裂進展を抑制する効果が報告されている¹⁸⁾.

Fig. 14 Illustration of the plastic zone size (w_Y) at a crack tip and distribution of retained austenite and MA phases in TBF steel, in which α_m , α_m^* , α_{bf} , and γ_R represent soft wide lath-martensite, hard narrow lath-martensite, bainitic ferrite and retained austenite, respectively.

5 結 言

本研究では, TBF 鋼の平滑材と切欠き材の疲労強度特性に及ぼす FPP 処理の影響を調査した. 得られた結果を以下に示す.

- (1) TBF 鋼に対し, FPP 処理は, SNCM420 鋼に比較して表面硬化層の硬さと圧縮残留応力を大きく増加させた.
- (2) また, TBF 鋼の平滑材と切欠き材の疲労限と疲労寿命は FPP 処理によって大きく増加した. その疲労限の増加率は切欠き材においてより大きかった.
- (3) 疲労き裂の発生と進展挙動の観察より, 25 MPa $\text{m}^{1/2}$ 以下の応力拡大係数範囲において, FPP 処理を施した TBF 鋼は SNCM420 鋼よりもき裂進展速度は遅かった. また, 下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} は 25% 高かった.
- (4) TBF 鋼の疲労限と, 表面硬さから推定した降伏応力と最大圧縮残留応力の和 ($\sigma_{Y,est} + \sigma_{X\alpha,max}$) との間には直線関係が認められた.
- (5) このような FPP 処理を施したときの TBF 鋼の高い疲労限と長い疲労寿命は, 主に表面硬化層の準安定 γ_R のひずみ誘起マルテンサイト変態によって生じた①高い表面硬さ, ②高い圧縮残留応力と③塑性緩和により, き裂の発生と進展が抑制されたためと考えられる.

本研究の一部は文部科学省科学研究費補助金 (基盤研究 B, No.2013-2528926) を用いて行われた. ここに, 深謝致します.

参 考 文 献

- 1) M. Komori, "Leading technology of Japan on gears and motion & power transmissions", The Japan Society for Precision Engineering, Vol.73, pp.19-22 (2007).
- 2) S. Wang, Y. Li, M. Yao and R. Wang, "Compressive residual stress introduced by shot peening", Journal of Materials Processing Technology, Vol.73, pp.64-73 (1998).

- 3) B.A. Shaw, C. Aylott, P. O'Hara and K. Brimble, "The role of residual stress on the fatigue strength of high performance gearing", *International Journal of Fatigue*, Vol.25, pp.1279-1283 (2003).
- 4) H. Eto, K. Matsui, Y. Jin and K. Ando, "Influence of retained austenite, strain-induced martensite and pre-loaded stress upon compressive residual stress with shot peening method", *The Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.69, pp.733-740 (2003).
- 5) K. Matsui, M. Koshimune, K. Takahashi and K. Ando, "Influence of shot peening method on rotating bending fatigue limit for high strength steel", *Transactions of Japan Society of Spring Engineers*, Vol.55, pp.7-12 (2010).
- 6) M. Yoshizaki, "Effect of fine particle bombarding process on tooth surface properties and tooth surface strength of carburized gears (1st report, Effect on tooth surface properties)", *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series C*, Vol.73, pp.1923-1930 (2007).
- 7) M. Kato, Y. Matsumura, R. Ishikawa, Y. Kobayashi and S. Ujihashi, "Influence of shot peening condition on the fatigue strength of the carburizing steel", *Denki-Seiko*, Vol.79, pp.69-76 (2008).
- 8) S. Takagi, M. Kumagai, Y. Ito, S. Onuma and E. Shimodaira, "Surface nanocrystalization of carburized steel JIS-SCr420 by fine particle peening", *Tetsu-to-Hagane*, Vol.92, pp.318-326 (2006).
- 9) W. Nakao, M. Koshimune, K. Matsui and K. Ando, "Influence of phase transformation of retained austenite on fatigue limit", *Transactions of Japan Society of Spring Engineers*, Vol.53, pp.9-12 (2008).
- 10) N. Yoshikawa, J. Kobayashi and K. Sugimoto, "Notch fatigue properties of advanced TRIP-aided bainitic ferrite steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.43A, pp.4129-4136 (2012).
- 11) S. Song, K. Sugimoto, M. Kobayashi, H. Matsubara and T. Kashima, "Impact properties of low alloy TRIP steels", *Tetsu-to-Hagane*, Vol.86, pp.563-569 (2000).
- 12) N. Natori, S. Song and K. Sugimoto, "The effects of fine particle peening on surface residual stress of a TRIP-aided bainitic ferrite steel", *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.63, No.9, pp.662-668 (2014).
- 13) H. Maruyama, "X-ray measurement of retained austenite", *Journal of Japan Society of Heat Treatment*, Vol.17, pp.198-204 (1977).
- 14) D.J. Dyson and B. Holmes, "Effect of alloying additions on the lattice parameter of austenite", *Journal of The Iron and Steel Institute*, Vol.208, pp.469-474 (1970).
- 15) The Society of Materials Science, Japan, "Standard measurement method of X-ray stress", *The Society of Materials Science, Japan*, Kyoto, p. 3 (1977).
- 16) H. Nakazawa and H. Honma, "Fatigue strength of metals", *Yokendo, Japan*, Tokyo, p.25 (1982).
- 17) G. E. Dieter, "Mechanical Metallurgy (SI Metric Edition)", *McGraw-Hill Book Co.*, London, p.403 (1988).
- 18) T. Nagano, N. Kawagoishi, M. Moriyama, H. Nishitani and E. Kondo, "Influence of reversion austenite on notch sensitivity of maraging steel", *The Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.68, pp.1724-1729 (2002).
- 19) H. Dalaei, B. Karlsson and L-E. Svensson, "Stability of shot peening induced residual stresses and their influence on fatigue lifetime", *Materials Science and Engineering A*, Vol.528, pp.1008-1015 (2011).
- 20) M. Shiratori, T. Miyoshi, Y. Sakai and G. Zhang, "Analysis of stress intensity factors for surface stress (3rd report, Analysis and application of influence coefficients for round bars with a semielliptical surface crack)", *The Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.53, pp.779-785 (1987).
- 21) M. Umemoto, "Nanocrystalization of steels by severe plastic deformation", *Materials Transactions*, Vol.44, pp.1900-1911 (2003).
- 22) T. Sakaki, K. Sugimoto and T. Fukuzato, "Role of internal stress for continuous yielding of dual-phase steels", *Acta Metallurgica*, Vol.31, pp. 1737-1746 (1983).
- 23) K. Matsui, H. Eto, K. Yukitake, Y. Misaka and K. Ando, "Increase in fatigue limit of gears by compound surface refining using vacuum carburizing, contour induction hardening and double shot peening", *The Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.66, pp.1878-1885 (2000).
- 24) M. Koshimune, K. Matsui, K. Takahashi, W. Nakao and K. Ando, "Influence of hardness and residual stress on fatigue limit for high strength steel", *Transactions of Japan Society of Spring Engineers*, Vol.54, pp.19-26 (2009).
- 25) J.F. Knott, *Fundamentals of Fracture Mechanics*, Baifukan, Tokyo, p.127 (1977).
- 26) T. Majima, M. Anzai and H. Nakazawa, "Notch tensile strength of ductile materials", *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.52, pp.1171-1176 (1986).