

TRIP型ベイナイト鋼の低サイクル疲労硬化挙動

杉本 公一*・小林 光征*・井上 一也*²・増田 雪也*³

Fatigue-hardening Behavior of TRIP-aided Bainitic Steels

Koh-ichi SUGIMOTO, Mitsuyuki KOBAYASHI, Kazuya INOUE and Setsuya MASUDA

Synopsis : Fatigue hardening-softening behavior of a newly developed “TRIP-aided bainitic (TB) steel” which is composed of a bainitic ferrite matrix and retained austenite films was examined. A significant fatigue hardening, similar to “TRIP-aided dual-phase (TDP) steel” and conventional ferrite-martensite dual-phase steel, was exhibited in the TB steel, particularly when austempered at temperatures higher than the martensite-start temperature. This was mainly caused by an increase in the strain-induced martensite content and development of severe cell structure in the matrix. Compressive internal stress in the matrix resulting from the stable and strain-hardened retained austenite films was expected to make a relatively small contribution to the fatigue hardening, differing from that of the TDP steel.

Key words : low cycle fatigue; fatigue hardening; TRIP; retained austenite; bainitic steel; high strength steel.

1. 緒言

乗用車の車体軽量化と衝突安全性を目的として開発されたTRIP型複合組織(TDP)鋼は従来の高強度鋼板に比較して優れた成形性^{1,2)}、疲労強度特性^{3,4)}、衝撃特性⁵⁾を有するため、衝撃吸収部材および足回り部材への適用が期待されている。しかし、残留オーステナイト(γ_R)からひずみ誘起変態した硬質のマルテンサイト(α_m)が応力集中源となり、ボイドの発生を容易にするため、本質的に伸びフランジ性が低い欠点を有する^{2,6)}。

この欠点を解決するために、最近著者らは、優れた伸びフランジ性を与えるベイニティックフェライト(α_{bf})を母相とした新しいタイプのTRIP鋼、すなわち“TRIP型ベイナイト(TB)鋼”⁷⁻⁹⁾を開発した。このTB鋼は伸びフランジ性がばかりでなく張り出し性および深絞り性もTDP鋼より優れた特徴を示す^{7,8)}。また、高い疲労限⁹⁾を有するので、TDP鋼以上に足回り部材への適用が期待されている。足回り部材には優れた低サイクル疲労強度特性も要求されるが、これについての研究は現在のところ報告されていない。

そこで本研究では、オーステンパー温度を広範囲に変化させたTB鋼を用いて、その疲労硬化挙動を詳細に調査した。また、疲労変形中の γ_R の変形・変態挙動および γ_R 内に発生する長範囲内部応力の調査から、TB鋼の疲労硬化機構を検討した。

2. 実験方法

供試鋼には真空溶製後熱間圧延された0.17C-1.41Si-2.02Mn-0.025P-0.001S-0.032Al(mass%)の組成を有する直径13mmの丸棒鋼を用いた。これより、平行部長さ10mm(ゲージ長さ8mm)、直径6mmの丸棒疲労試験片を作製後、2台の塩浴炉を用いて、950°C、1200sのオーステナイト化後、鋼のMs点である408°C(計算値¹⁰⁾)を挟んだ $T_A=350^\circ\text{C}$ から475°Cの範囲で $t_A=200$ s保持後油冷のオーステンパー処理を施し、TB鋼とした。熱処理後、エメリー紙(#600)によって試験片表面を研磨し、試験に供した。

比較材として、TB鋼と同じ化学組成を有し、島状の γ_R を含むTDP鋼、および0.10C-0.18Si-0.43Mn-0.017P-0.014S-0.027Al(mass%)の組成を有し、 γ_R をまったく含まない従来のdual-phase鋼(MDP鋼)も用いた。なお、TDP鋼には780°C、1200sの2相域焼なまし後、 $T_A=400^\circ\text{C}$ 、 $t_A=1000$ sのオーステンパー処理を施し、MDP鋼には780°C、1200sの2相域焼なまし後油冷の熱処理を施した。

疲労試験には油圧式疲労試験機(容量 ± 5 ton)を用い、全ひずみ振幅一定、引張-圧縮の完全両振り、周波数0.1Hz、20°Cで試験した。全ひずみ振幅 $\Delta\varepsilon$ は1~4%の範囲とした。

γ_R の体積率および炭素濃度の測定法は文献7に準じた。ただし、初期 α_m 量とベイナイト(α_b)量は修正LePera液¹¹⁾によって腐食後、線分法により測定した。

γ_R の変形・変態挙動および内部応力変化は透過電顕及びX線回折法によって調査した。 γ_R 内の内部応力測定には

平成11年7月6日受付 平成11年8月18日受理(Received on July 6, 1999; Accepted on Aug. 18, 1999)

* 信州大学工学部(Faculty of Engineering, Shinshu University, 4-17-1 Wakasato Nagano 380-8553)

*² 信州大学大学院生(Graduate Student, Shinshu University)

*³ 長野県精密工業試験場(Precision Technical Research Institute of Nagano Prefecture)

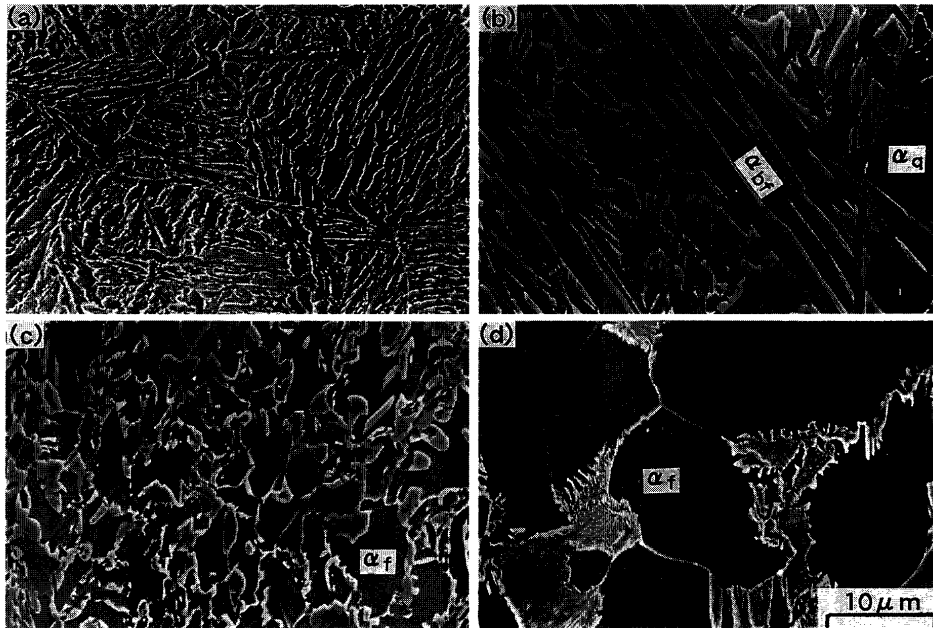


Fig. 1. Scanning electron micrographs of (a) TB (375°C), (b) TB (450°C), (c) TDP and (d) MDP steels, in which “ α_f ”, “ α_q ” and “ α_{bf} ” represent ferrite, quasi-ferrite and bainitic-ferrite, respectively.

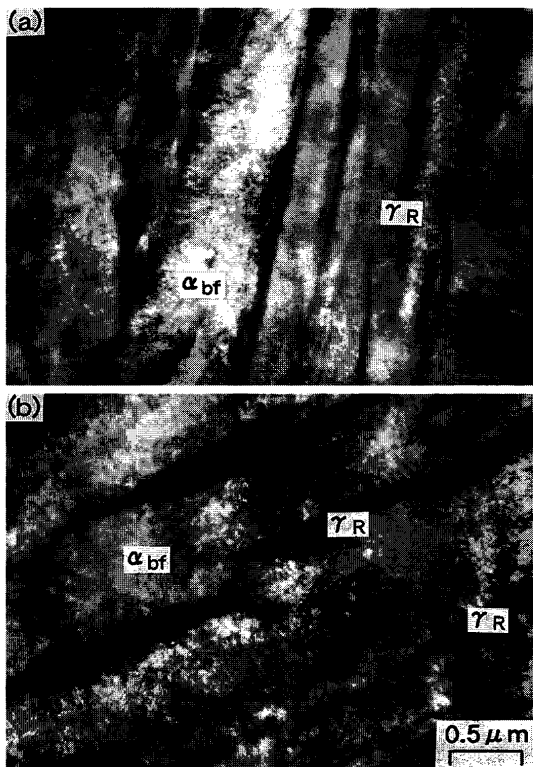


Fig. 2. Transmission electron micrographs of (a) TB (375°C) and (b) TB (450°C) steels, in which “ α_{bf} ” and “ γ_R ” represent bainitic-ferrite matrix and retained austenite film, respectively.

2θ - $\sin^2\psi$ 法¹²⁾を用い、表面加工層の影響を省くため両表面を0.1 mm電解研磨除去した後、引張方向のX線内部応力のみ測定した。その測定条件をTable 1に示す。また、 γ_R のひずみ硬化挙動を調査するため、(220) γ 面回折ピークにおいて、半価幅の変化も測定した。なお、参考のため、 α

Table 1. X-ray measurement conditions and material constants.

Phase	γ
Characteristic X-ray	Cr-K α
Filter	monochrometer
Voltage, Current	30 kV - 10 mA
Collimator	2×2mm ²
Fixed time	30 s
ψ	10, 16, 21, 25, 29, 32, 35, 38, 41 deg.
Diffraction Plane	(220)
Young's Modulus	192 GPa
Poisson's Ratio	0.28
Stress Constant	-628.5 GPa

相（体心立方晶をもつ相の総和）についても内部応力と半価幅変化を測定した。

3. 実験結果

3.1 γ_R 特性と引張特性

熱処理後の各鋼の組織の走査電顕写真をFig. 1に、TB鋼の組織の透過電顕写真をFig. 2に示す。また、 γ_R 特性をTable 2に示す。TB鋼の組織は基本的には転位密度の高いベイニティックフェライト(α_{bf})ラス母相とフィルム状 γ_R 組織からなる。しかし、Fig. 1(b)に示されるように、オーステンパー温度が450°C以上になると母相に擬フェライト(α_q)¹³⁾が現われる。また、ブロック状マルテンサイト(α_m)が増加し、結果的に γ_R と α_m からなる第2相体積率はかなり増加する。さらに、ラス組織が全体に粗くなり、ラス内の転位密度が相対的に低くなることが認められる。

TB鋼の γ_R 体積率は3.7~8.7 vol%の範囲にあり、オース

Table 2. Retained austenite characteristics and tensile properties of steels used.

Steel (T_A)	f	f_{α_b}	f_{α_m}	f_{γ_0}	C_{γ_0}	YS	TS	UEI	TEI	RA
TB (350°C)	8.0	-	3.1	4.9	1.63	696	1020	6.6	45.0	68.8
TB (375°C)	5.8	-	1.0	4.8	1.43	649	981	8.8	48.3	67.9
TB (400°C)	8.7	-	1.2	7.5	1.42	561	874	16.5	48.0	63.0
TB (425°C)	8.9	-	0.2	8.7	1.27	479	903	16.5	46.8	59.9
TB (450°C)	19.4	-	12.8	6.6	1.20	506	953	13.6	32.0	42.5
TB (475°C)	19.7	-	16.0	3.7	1.10	460	950	11.8	26.0	36.0
TDP (400°C)	35.1	17.6	6.2	11.3	1.23	385	944	16.1	39.5	49.8
MDP	20.4	17.3	3.1	-	-	331	591	13.2	54.3	74.2

T_A (°C): austempering temperature, f, f_{α_b} , f_{α_m} , f_{γ_0} (vol%): initial volume fraction of second phase, α_b , α_m and γ_R , C_{γ_0} (mass%): carbon concentration of γ_R , YS (MPa): yield stress, TS (MPa): tensile strength, UEI (%): uniform elongation, TEI (%): total elongation, RA (%): reduction of area.

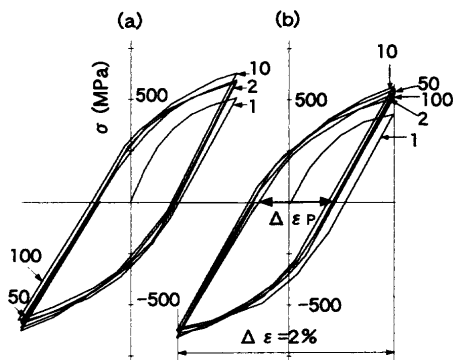


Fig. 3. Typical hysteresis curves of (a) TB (450°C) and (b) TDP steels.

テンパー温度 $T_A=400\sim 450^\circ\text{C}$ の範囲において高い値を有する。一方、炭素濃度は 1.10~1.63 mass% の範囲にあり、オーステンパー温度が高くなることもない単調に低下する。同じオーステンパー温度である $T_A=400^\circ\text{C}$ において TDP 鋼の γ_R 特性と比較すると、TB 鋼は TDP 鋼より γ_R 量は少ないが、炭素濃度は高い傾向にある。

疲労試験片を用いて引張試験したときの各鋼の引張特性を Table 2 に示す。TB 鋼および TDP 鋼の引張強さ (TS) は 900 MPa 以上であるが、全伸び (TEI) も比較的大きいことがわかる。先の研究⁷⁾によれば、TB 鋼は TDP 鋼に比較して局部伸びは大きい、全伸びは小さい特徴を有した。また、低温でオーステンパー処理されたとき、その全伸びは高温でオーステンパー処理されたときの半分程度しか示さなかった。Table 2 の結果は、このような特性と大きく異なるが、これは平行部長さが小さく局部延性が強調されたためである。

3.2 疲労硬化・軟化挙動

Fig. 3 にヒステリシス曲線の代表例を示す。また、Fig. 4 に各オーステンパー温度で処理された TB 鋼の繰返し数 (N) にともなう引張側応力振幅 (σ_A) と塑性ひずみ振幅 ($\Delta\varepsilon_p$) の変化を示す。TB 鋼のヒステリシス曲線は繰返し変形初期では非対称となるが、繰返し変形が進むにともなうほぼ対称となる。一般にひずみ強化および析出強化した高強度鋼では疲労軟化のみが現われる¹⁴⁾が、TB 鋼ではいずれのオー

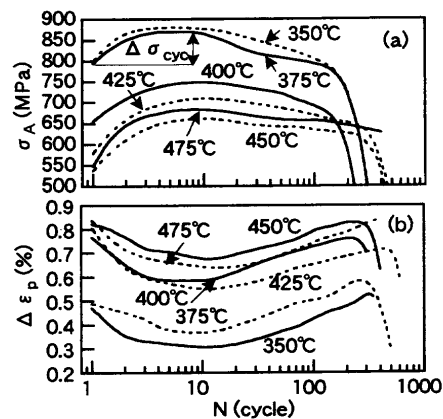


Fig. 4. Variations in (a) stress amplitude, σ_A , and (b) plastic strain amplitude, $\Delta\varepsilon_p$, with number of cycles, N , for TB steels austempered at temperatures between 350°C and 475°C . ($\Delta\varepsilon=2\%$)

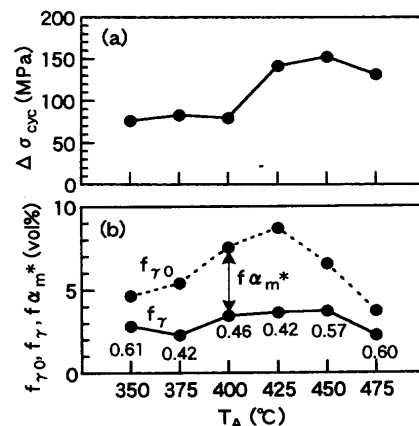


Fig. 5. Variations in (a) fatigue hardening increment, $\Delta\sigma_{\text{cyc}}$, and (b) untransformed retained austenite content, f_γ , and strain-induced martensite content, $f_{\alpha_m^*}$, after fatigue fracture in TB steels austempered at various temperatures, in which numerals denote ratio of f_γ to f_{γ_0} . ($\Delta\varepsilon=2\%$)

ステンパー処理材も明瞭な疲労硬化を生じ、その後緩やかな軟化を生ずる。しかし、応力振幅はオーステンパー温度が低い場合ほど高く、また疲労硬化増分 ($\Delta\sigma_{\text{cyc}}$, $N=1$ サイクル目の σ_A と σ_A の最大値との差, Fig. 4(a)参照) は Fig. 5(a) に示すように $T_A \geq 425^\circ\text{C}$ の場合に大きく現われる。なお、疲労変形後の γ_R のひずみ誘起 α_m 変態量 ($f_{\alpha_m^*}$) は $T_A=425^\circ\text{C}$ および 450°C の場合に最も多いが、 f_γ/f_{γ_0} はほぼ 0.4~0.6 の範囲にあり、初期の γ_R 量および炭素濃度 (安定性) が異なるにもかかわらず、いずれの TB 鋼もほぼ同程度の割合の γ_R が変態している (Fig. 5(b))。

Fig. 6 に他鋼の疲労硬化挙動との比較を示す。TB 鋼は MDP 鋼および TDP 鋼と同程度の大きな疲労硬化を生ずることがわかる。ただし、TB 鋼の疲労硬化は比較的早期に最大となる傾向が認められる。また、 σ_A 一定のもとで比較したとき、ほぼ等しい引張強さを有する TDP 鋼より $\Delta\varepsilon_p$ は小さい傾向が認められる。

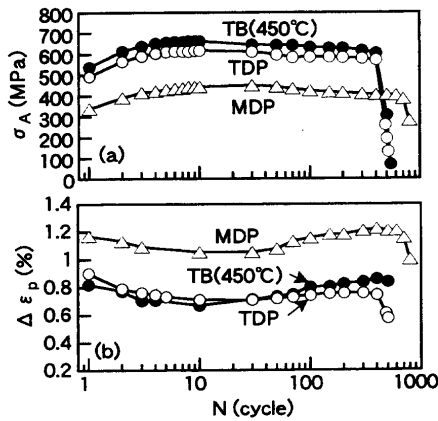


Fig. 6. Variations in (a) stress amplitude, σ_A , and (b) plastic strain amplitude, $\Delta \epsilon_p$, with number of cycles, N , for several steels. ($\Delta \epsilon = 2\%$)

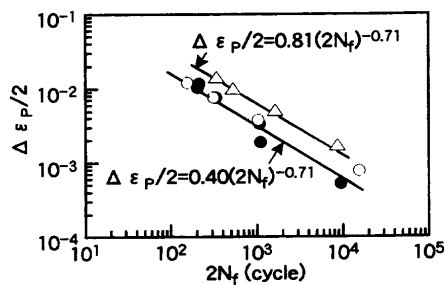


Fig. 7. Coffin-Manson relation of TB (●), TDP (○) and MDP (△) steels.

Fig. 7に塑性ひずみ振幅($\Delta \epsilon_p$)と疲労寿命(N_f)の関係を示す。図中のTB鋼は375°Cと450°Cオーステンパー処理材の結果を示している。いずれの鋼もManson-Coffin則¹⁵⁾に従うが、 γ_R を含む鋼(TB, TDP鋼)とその他の鋼では直線は2つに分かれること、およびその直線の傾きはほぼ等しいことがわかる。

3.3 γ_R の変形・変態挙動と内部応力

450°Cオーステンパー材を代表として、TB鋼の疲労硬化・軟化挙動に重要な影響を及ぼす γ_R の変形・変態挙動および内部応力変化を調査し、これらをTDP鋼の場合と比較した。

Fig. 8にTB鋼の疲労変形破断材($\Delta \epsilon = 2\%$)の透過電顕写真を示す。写真より、 α_{bf} ラス内には明瞭かつ微細なセル組織が発達すること、および比較的粗大な γ_R の一部は疲労変形によって双晶型 α_m (α_m^*)にひずみ誘起変態することがわかる[†]。TDP鋼でもセル組織は生ずるが、TB鋼ほど明瞭でなく、そのサイズも大きい傾向が認められる。なお、オーステンパー処理温度が低いTB鋼でも α_{bf} ラス内セル組織は発達するが、Fig. 8(a)に比較してセル組織は不明瞭となることが認められた。

TB鋼およびTDP鋼に、応力振幅がほぼ最大となる繰返

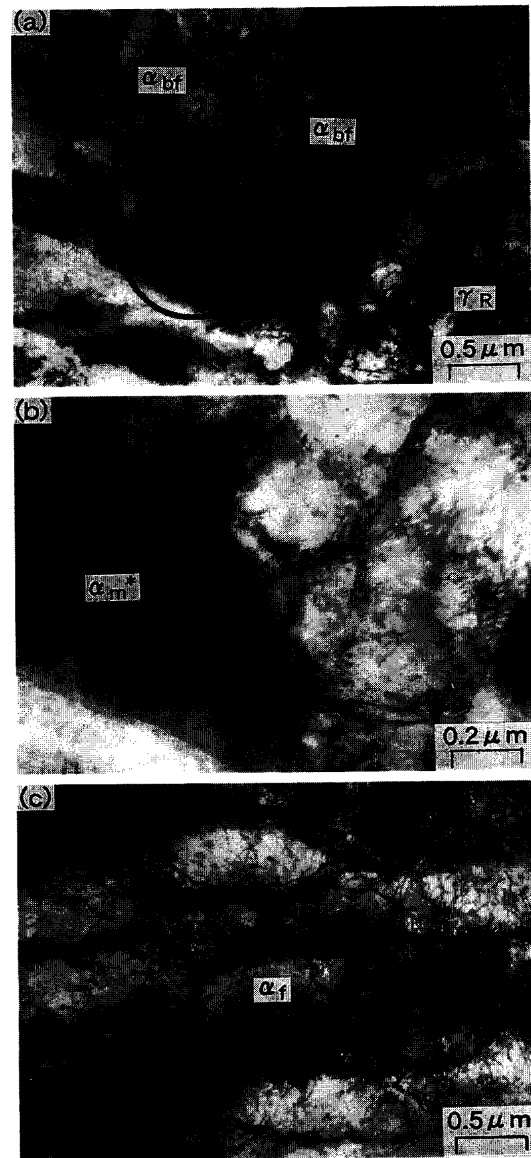


Fig. 8. Transmission electron micrographs showing cell structure developed in matrix of fatigue fractured (a) TB (450°C) and (c) TDP steels, in which " α_{bf} ", " α_f ", " α_m " and " γ_R " represent bainitic-ferrite, ferrite, strain-induced martensite and retained austenite, respectively. (b) shows high magnification of encircled area in (a). ($\Delta \epsilon = 2\%$)

し数 ($N=10$ サイクル) を付与した後の γ_R の未変態量(f_γ)、半価幅値($\Delta \theta_{xy}$)およびX線内部応力(σ_{xy})をFig. 9に示す。ただし、 γ_R 量と半価幅値は熱処理まま材 ($N=0$ サイクル)の値との比($f_\gamma/f_{\gamma 0}$, $\Delta \theta_{xy}/\Delta \theta_{xy 0}$)で表した。また図中には、引張変形時の結果(mono)も示す。図より、引張変形の場合と同様に、両鋼の γ_R の半価幅比は繰返し変形の場合においても増加する。しかし、TB鋼の γ_R の半価幅比の方が大きく、TB鋼の γ_R はTDP鋼に比較して塑性変形により硬化しやすく、ひずみ誘起変態はより抑制されていることがわかる。また、TB鋼の γ_R の内部応力はTDP鋼より少し高いこ

[†] 初期 α_m 相中には双晶が観察されないが、Fig. 8中の α_m^* には明瞭な双晶が観察された。したがって、ひずみ誘起変態によって生じた α_m と判断できる。このようなことは、TDP鋼でも認められている⁴⁾。

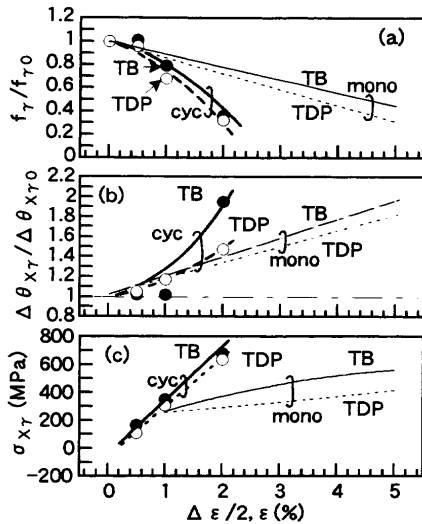


Fig. 9. Ratio of untransformed retained austenite content to initial one, f_T/f_{T0} , ratio of line breadth at a half-maximum X-ray intensity in retained austenite to initial one, $\Delta\theta_{X\gamma}/\Delta\theta_{X\gamma0}$, and X-ray internal stress in retained austenite, $\sigma_{X\gamma}$, of TB (450°C) and TDP steels, which are monotonically deformed to ϵ or cyclically deformed to $N=10$ cycles under $\Delta\epsilon=1\sim4\%$.

とがわかる。なお、疲労変形時の α 相の半価幅比はTDP鋼では1以上(1.02)であるが、TB鋼では1.0以下(0.92)に減少した。

TB鋼とTDP鋼において表面き裂の発生挙動も観察したが、き裂はともに母相/第2相界面で発生し、大きな相違は認められなかった。

4. 考察

先の研究⁴⁾によれば、TDP鋼の変形は主に次の2つに支配される。

- (i) ひずみ誘起変態時のせん断ひずみと膨張ひずみによる応力緩和(塑性緩和)と α_m 体積率の増加
- (ii) ひずみ硬化した未変態 γ_R および他の第2相が母相に生じさせる圧縮の長範囲内部応力

本節では、実測した γ_R のX線内部応力を2相材料に対して提案されたマイクロメカニクス理論¹⁶⁾に適用してTB鋼の母相に生ずる長範囲内部応力を計算し、全疲労硬化量に対するこの内部応力の比率を求める。また、他の支配因子の寄与についても実験的に検討することにより、本TB鋼の疲労硬化機構を検討する。以下では、長範囲内部応力を単に内部応力と呼ぶ。また、2相材料のうち、軟質相を母相、硬質相を第2相と呼ぶ。

4.1 疲労硬化理論

上述のTDP鋼の変形の特徴(i), (ii)を2相材料の変形理論¹⁷⁾に適用したとき、単軸引張変形下において第2相に起因して発生する全ひずみ硬化量($\Delta\sigma_h$, Fig.10参照)は次式のように表される⁴⁾。

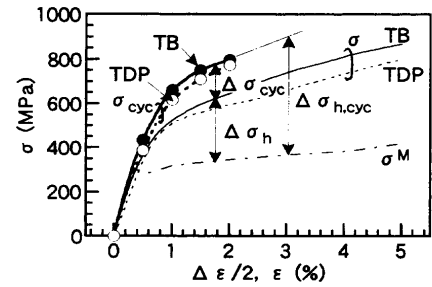


Fig. 10. Measured σ^M (flow stress of 0.06C-1.5Si-1.5Mn, mass%, ferritic steel⁴⁾), σ and σ_{cyc} , and definition of $\Delta\sigma_h$ and $\Delta\sigma_{h,cyc}$.

$$\Delta\sigma_h(\epsilon) = \sigma(\epsilon) - \sigma^M(\epsilon) = |\sigma_i(\epsilon)| + \sigma_r(\epsilon) + \sigma_f(\epsilon) \dots (1)$$

ここで、 ϵ は塑性ひずみ、 σ , σ^M はそれぞれTDP鋼、母相の変形応力である。また、 σ_i , σ_r , σ_f はそれぞれ以下の式で表される母相に生ずる内部応力硬化、ひずみ誘起 α_m による変態硬化、Ashbyにより提案された林転位硬化¹⁸⁾である。

$$\sigma_i(\epsilon) = \{(7-5\nu)\mu/5(1-\nu)\} \cdot f \cdot \epsilon_p^{\mu} \dots (2)$$

$$\sigma_r(\epsilon) = g(f_{am}^*) \dots (3)$$

$$\sigma_f(\epsilon) = \zeta\mu(b \cdot f \cdot \epsilon/2r)^{1/2} \dots (4)$$

ここで、 ν はポアソン比、 μ は剛性率、 ϵ_p^{μ} はeigen strain¹⁶⁾、 f は第2相体積率、 $g(f_{am}^*)$ はひずみ誘起マルテンサイト量 f_{am}^* の関数、 ζ は定数、 b はバーガースベクトルの大きさ、 r は第2相の粒子径である。

(1)式が疲労変形の場合にも適用できると仮定すると、全ひずみ振幅 $\Delta\epsilon$ で疲労変形を付与したときの引張側の全疲労硬化量 $\Delta\sigma_{h,cyc}$ ($\Delta\sigma_h$ と疲労硬化増分 $\Delta\sigma_{cyc}$ の和で定義される, Fig.10参照)は次式で与えられる。

$$\begin{aligned} \Delta\sigma_{h,cyc}(\Delta\epsilon/2) &= \sigma_{cyc}(\Delta\epsilon/2) - \sigma^M(\Delta\epsilon/2) \\ &= |\sigma_{i,cyc}(\Delta\epsilon/2)| + \sigma_{r,cyc}(\Delta\epsilon/2) \\ &\quad + \sigma_{f,cyc}(\Delta\epsilon/2) \dots (5) \end{aligned}$$

ここで、 σ_{cyc} はTDP鋼の応力振幅 σ_A の最大値(または、定常状態である $N=N_f/2$ サイクルでの応力振幅)である。また、 $\sigma_{i,cyc}$, $\sigma_{r,cyc}$, $\sigma_{f,cyc}$ はそれぞれ(2)~(4)式に対応する繰返し変形の場合の各硬化である。このとき、 $\sigma_{i,cyc}$ (相当応力)は疲労変形下で実測された γ_R の引張方向のX線内部応力($\sigma_{X\gamma,cyc}$, Fig. 9(c))を(6)式に代入することによって計算される。

$$\sigma_{i,cyc}(\Delta\epsilon/2) = -3/2 \cdot f/(1-f) \cdot \sigma_{X\gamma,cyc}(\Delta\epsilon/2) \dots (6)$$

4.2 疲労硬化機構(各種支配因子の寄与)

まず、 $|\sigma_{i,cyc}|$ の値および $\Delta\sigma_{h,cyc}$ に対する $|\sigma_{i,cyc}|$ の比($|\sigma_{i,cyc}|/\Delta\sigma_{h,cyc}$)を計算する。(6)式にFig. 9(c)の $\sigma_{X\gamma}$ を代入して計算した $|\sigma_{i,cyc}|$ および(5)式にFig.10の σ_{cyc} と σ^M を代入

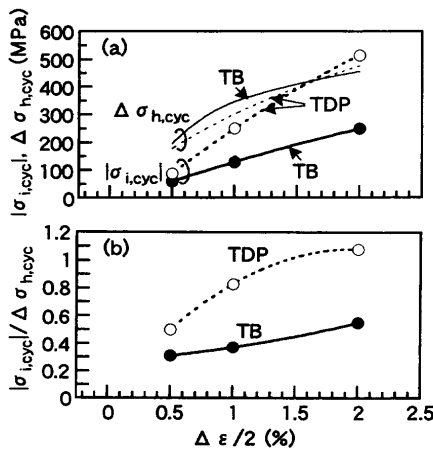


Fig. 11. Calculated values of $|\sigma_{i,cycl}|$ and $\Delta\sigma_{h,cyc}$ in TB (450°C) and TDP steels.

して求めた $\Delta\sigma_{h,cyc}$ を Fig.11(a) に示す。計算に当たり、第2相中に生ずる内部応力は γ_R に生ずる内部応力に等しいと仮定した⁴⁾。また、TB鋼(450°C)の σ^M には便宜上、低炭素ベイナイト鋼の降伏応力(450 MPa, 推定値)¹⁹⁾と α_f 単相鋼⁴⁾のひずみ硬化率の実測値 (Fig.10の σ^M のひずみ硬化率)を用い、TDP鋼の σ^M には、文献4に準じて、 α_f 単相鋼の変形応力の実測値 (Fig.10の σ^M) を用いた。

Fig.11(b)より、TB鋼では $|\sigma_{i,cycl}|$ の値はTDP鋼に比較して低いこと、および $|\sigma_{i,cycl}|/\Delta\sigma_{h,cyc}$ の値はTDP鋼の約1/2程度であり、疲労硬化に及ぼす内部応力硬化の寄与はTDP鋼に比較して小さいことがわかる。なお、単軸引張変形の場合でも、TB鋼ではTDP鋼に比較して内部応力硬化の寄与が小さいことが認められる。Fig. 9(c)において、TB鋼の γ_R の内部応力はTDP鋼のそれを上回ったにもかかわらず、母相の内部応力 $|\sigma_{i,cycl}|$ がかなり低くなったが、これはTB鋼の第2相体積率 (Table 2) が低かったこと、および γ_R の内部応力自身も相対的に低かった^{††} ことに起因すると考えられる。

つぎにTB鋼(450°C)とTDP鋼において、 $\Delta\sigma_{h,cyc}$ に対する $\sigma_{i,cyc}$ の寄与の程度の差を検討するため、疲労硬化増分 ($\Delta\sigma_{cyc}$) とひずみ誘起 α_m 量 ($f\alpha_m^*$) との関係調べた。Fig.12より、両鋼において $\Delta\sigma_{cyc}$ は $f\alpha_m^*$ の増加にともない増加すること、およびTB鋼の単位体積当たりの $\Delta\sigma_{cyc}$ の増加量はTDP鋼より少し高いことがわかる。

最後の $\sigma_{f,cyc}$ の寄与を見積もることは困難であるが、以下の2つの事実より、疲労硬化に対するセル組織による硬化を加味した林転位硬化 ($\sigma_{f,cyc}$) の寄与はTB鋼の方がより大きいと考えてよいであろう。

(1) TB鋼の α_{bf} 母相の初期転位密度はTDP鋼の α_f 母相のそれよりかなり高い。

(2) 疲労変形中にTB鋼の α_{bf} 母相中にはTDP鋼の α_f 母相中よりも微細かつ明瞭なセル組織が生じた (Fig. 8)。

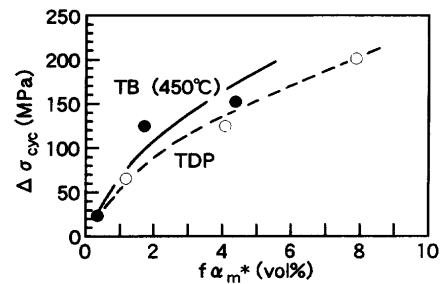


Fig. 12. Relationship between fatigue hardening increment, $\Delta\sigma_{cyc}$ and strain-induced martensite content, $f\alpha_m^*$, for TB (450°C) and TDP steels.

以上をまとめると、TB鋼の疲労硬化は主に変態硬化とセル組織による硬化を加味した林転位硬化に支配され、内部応力硬化の貢献は比較的小さいと考えることができる。なお、本研究からは変態硬化とセル組織硬化の貢献度を数値化することはできなかったが、これについては今後の課題としたい。

Fig. 5(a)において、初期 α_m をほとんど含まないTB鋼 ($T_A \leq 400^\circ\text{C}$) は相対的に小さな疲労硬化増分 ($\Delta\sigma_{cyc}$) を生じた。この場合については γ_R 内の内部応力を測定していないので明らかでないが、第2相体積率がかなり低いため、 γ_R 内に高い引張の内部応力が生じたとしても母相に高い内部応力が生ずることは考えにくい。また、初期転位密度は高いものの、 α_{bf} ラス内のセル組織はそれほど明瞭ではなかった。さらにひずみ誘起 α_m 量は比較的小なかった (Fig. 5(b))。したがって、これらが重なって疲労硬化増分が小さくなったものと考えられる。

5. 結言

TB鋼の低サイクル疲労変形下の硬化・軟化挙動を調査するとともに、その疲労硬化機構を検討した。得られた主な結果は以下のようにまとめられる。

(1) TB鋼はMDP鋼およびTDP鋼と同等レベルの大きな疲労硬化を生じた。その疲労硬化量は鋼の M_s 点以上の温度 (425°C以上) でオーステンパー処理を施したとき大きく現われた。

(2) 塑性ひずみ振幅と疲労寿命の関係はManson-Coffin則に従った。しかし、 γ_R を含む鋼と含まない鋼とは別の直線で示され、塑性ひずみ振幅一定下では前者は後者より低疲労寿命側に位置した。

(3) 高温側(450°C)でオーステンパー処理されたTB鋼では、ベイニティックフェライト母相には、疲労変形中に明瞭なセル組織が発達した。また、 γ_R の一部は α_m にひずみ誘起変態するが、未変態のフィルム状 γ_R は十分に疲労硬化するとともに、他の硬質第2相とともに母相に圧縮内

^{††} この原因として、TB鋼(450°C)では初期 α_m が比較的多量に存在し、この初期 α_m と母相境界で“界面すべり²⁰⁾”が比較的多く生じたことが考えられる。 γ_R の内部応力には γ_R の安定性の影響がみかけ上現われなかったが、この効果は界面すべりに比較して小さかったためと予想される。

部応力を生じさせた。しかし、その内部応力値はTDP鋼の場合の1/2程度であった。

(4) 全疲労硬化量に対しては、セル組織硬化を含む林転位硬化とひずみ誘起 α_m による変態硬化の寄与が大きく、内部応力硬化の寄与は相対的に小さいことが示された。

本研究の一部は日本鉄鋼協会鉄鋼研究振興助成(第6回)によってなされた。ここに深く感謝する。

文 献

- 1) K.Sugimoto, M.Kobayashi, A.Nagasaka and S.Hashimoto: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 1407.
- 2) S.Hiwatashi, M.Takahashi, T.Katayama and M.Usuda: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **35** (1994), 1109.
- 3) K.Sugimoto, X.Sun, M.Kobayashi, T.Haga and H.Shirasawa: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A*, **63** (1997), 717.
- 4) K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Yasuki: *Metall. Mater. Trans. A*, **28A** (1997), 2637.
- 5) K.Sugimoto, S.Song and M.Kobayashi: *Proc. of 1998 Annual Meeting of Jpn. Soc. Mech. Eng./Mater. Mech. Div.*, No. 98-5, A (1998).
- 6) A.Nagasaka, K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 335.
- 7) K.Sugimoto, Y.Shimizu, J.Sakaguchi and T.Kashima: 40th Mech. Working and Steel Processing Conf. Proc., ISS, Pittsburgh, (1998), 275.
- 8) K.Nakano, J.Sakaguchi, K.Sugimoto, A.Nagasaka and T.Kashima: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 482.
- 9) K.Sugimoto, M.Kobayashi, K.Inoue, X.Sun and T.Soshiroda: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 559.
- 10) 宮川大海: 基礎鉄鋼材料学, 朝倉書店, 東京, (1972), 71.
- 11) S.Bandoh, O.Matsumura and Y.Sakuma: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **28** (1988), 569.
- 12) X線応力測定標準, 日本材料学会編, 京都, (1977), 3.
- 13) 鋼のベイナイト写真集-I, 基礎研究会ベイナイト調査研究部会編, 日本鉄鋼協会, 東京, (1992), 21.
- 14) M.Klesnil, P.Lukas 著, 荒木 透, 堀部 進訳: 金属疲労の力学と組織学, 養賢堂, 東京, (1984), 28.
- 15) G.E.Dieter: *Mechanical Metallurgy*, SI Metric Ed., McGraw-Hill, London, (1988), 391.
- 16) 村外志夫, 森 勉: マイクロメカニックス, 培風館, 東京, (1976), 23.
- 17) Y.W.Chang and R.J.Asaro: *Met. Sci.*, **12** (1978), 277.
- 18) M.F.Ashby: *Philos. Mag.*, **14** (1966), 1157.
- 19) F.B.Pickering 著, 藤田利夫, 柴田浩司, 谷野 満訳: 鉄鋼材料の設計と理論, 丸善, 東京, (1981), 91.
- 20) K.Sugimoto, M.Kobayashi, S.Yasuki and S.Hashimoto: *Trans. Jpn. Inst. Met.*, **36** (1995), 632.