

TRIP型ベイナイト鋼板の疲労強度特性

杉本 公一*・小林 光征*・井上 一也*²・孫 曉東*²・十代田 哲也*³

Fatigue Strength of TRIP-aided Bainitic Sheet Steels

Koh-ichi SUGIMOTO, Mitsuyuki KOBAYASHI, Kazuya INOUE, Xiaodong SUN and Tetsuya SOSHIRODA

Synopsis : Fatigue strength and crack initiation-propagation behavior of TRIP-aided bainitic sheet steels which are associated with the transformation-induced plasticity (TRIP) of retained austenite were investigated for the automotive applications. The steels composing of bainitic ferrite lath matrix and the retained austenite films completed the highest fatigue limit of several high-strength dual-phase type and bainitic type of steels. The threshold value of the stress intensity factor range (ΔK_{th}) was lower than those of the other dual-phase type of steels, although the crack propagation rate at a high stress intensity factor range agreed well with those of the other steels. It was concluded that the retained austenite films suppressed a micro-crack initiation and propagation in the matrix and a long crack propagation due to "stress relaxation" and "block effect" resulting from the strain-induced transformation, because the mean interfilm space of retained austenite is smaller than a plastic zone of crack tip.

Key words : retained austenite; high-strength steel; TRIP; strain-induced transformation; fatigue; crack propagation.

1. 緒言

近年、乗用車の足回りプレス成形部品の軽量化を目的として、残留オーステナイト(γ_R)のひずみ誘起変態(TRIP)¹⁾を利用してプレス成形性を著しく改善したフェライト(α_f)+ベイナイト(α_b)+ γ_R 複合組織鋼【TRIP型 Dual-Phase 鋼, TDP 鋼】²⁻⁹⁾、及びベイニティックフェライト(α_{bf})+ γ_R 鋼【TRIP型ベイナイト鋼, TB 鋼】¹⁰⁾が開発された。このうち、TB 鋼は TDP 鋼に比較して伸びフランジ性が優れているため、将来の良成形性高強度鋼板として十分に期待できる¹⁰⁾。しかし、開発されてまだ日が浅いため、疲労強度に関する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、TB 鋼の疲労強度および疲労き裂の伝播挙動を調査するとともに、他の変態強化型高強度鋼の疲労強度特性との相違点を検討した。また、疲労強度特性に及ぼす金属学的組織因子、とくに γ_R 特性の影響について考察を行った。

2. 実験方法

供試鋼には 0.17C-1.40Si-2.02Mn-0.025P-0.001S-0.032Al (mass%) の化学組成を有する板厚 1.2 mm の冷延まま鋼板を用いた。これより、JIS13B 号引張試験片及び Fig. 1(a), (b) の S-N 曲線用、き裂伝播速度測定用試験片を作製後、950°C、1200s のオーステナイト化後、 $T_A=400$ から 500°C

の範囲で 200s 保持のオーステンパー処理を施し、TB 鋼を作製した。

比較材として、TB 鋼と同じ化学組成を有する鋼に 780°C、1200s の 2 相域焼なまし後、400°C で 1000s のオーステンパー処理を施した $\alpha_f+\alpha_b+\gamma_R$ 複合組織鋼 (TDP 鋼)、及び 0.15C-0.25Si-1.70Mn-0.010P-0.003S-0.030Al (mass%) の組成を有し、 γ_R をまったく含まない α_b 単相鋼 (B 鋼)、 α_f +マルテンサイト(α_m)複合組織鋼 (MDP 鋼)、 $\alpha_f+\alpha_b$ 複合組織鋼 (BDP 鋼) を用いた。これらの鋼の熱処理条件

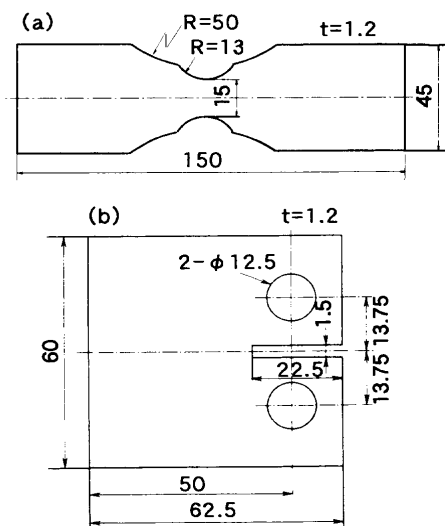


Fig. 1. Geometry of specimens for (a) S-N curve and (b) crack propagation tests.

平成10年2月16日受付 平成10年4月2日受理 (Received on Feb. 16, 1998; Accepted on Apr. 2, 1998)

* 信州大学工学部 (Faculty of Engineering, Shinshu University, 500 Wakasato Nagano 380-8553)

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

*³ 神戸製鋼所 (株) 加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel Ltd.)

Table 1. Characteristics of steels used.

Steel	T _γ or T _{α+γ}	T _A	Structure	f _{γ0} (f)	C _{γ0}	YS	TS	TEI	FL	FL/TS	ΔK _{th} R=0.1	ΔK _{th} R=0.75
TB	950°C 1200s	400°C	α _{bf} + γ _R	3.0	1.41	655	1121	8.7	270	0.24	4.3	-
		425°C		10.3	1.34	701	909	15.7	305	0.34	6.1	-
		450°C		9.2	1.25	463	870	18.0	295	0.34	7.8	3.7
		475°C		4.7	1.14	543	934	16.6	300	0.32	5.9	-
		500°C 200s		1.7	1.04	555	931	14.6	290	0.31	6.3	-
B	950°C 1200s	450°C 1000s	α _b	-	-	536	645	13.0	255	0.40	6.5	5.1
TDP	780°C 1200s	400°C 1000s	α _f +α _b +γ _R	13.7 (37.1)	1.23	507	833	31.8	260	0.31	9.5	4.8
MDP	740°C 1200s	-	α _f + α _m	- (35.9)	-	511	908	12.8	215	0.24	13.3	4.8
BDP	760°C 1200s	400°C 1000s	α _f +α _b	- (29.2)	-	452	609	13.2	200	0.33	8.8	4.6

T_γ or T_{α+γ}: annealing temperature of γ or α+γ region, T_A: austempering temperature, α_f: ferrite, α_{bf}: bainitic ferrite, α_b: bainite, α_m: martensite, γ_R: retained austenite, f_{γ0}, f (vol%): volume fractions of retained austenite and second phase, C_{γ0} (mass%): carbon concentration of retained austenite, YS (MPa): yield stress, TS (MPa): tensile strength, TEI (%): total elongation, FL (MPa): fatigue strength, ΔK_{th} (MPa m^{1/2}): threshold value of stress intensity factor range.

を Table 1 にまとめて示す。

S-N 曲線測定試験と疲労き裂伝播試験は、ともにダイナミックサーボ疲労試験機 (最大荷重 ±49 kN) を用い、荷重制御方式で、周波数 50 Hz の正弦波、応力比 R=0.1、試験温度 20°C の条件で行った。比較のため、疲労き裂伝播試験は R=0.75 の場合も実施した。

疲労き裂伝播試験は、荷重変動幅 ΔP 一定による ΔK 漸増試験及び ΔP 減少による ΔK 漸減試験¹¹⁾の負荷条件で行った。疲労き裂伝播の下限界値 ΔK_{th} は ΔK 漸減試験法により測定し、き裂伝播速度 da/dN が 10⁻¹⁰ m/cycle 以下となる値とした。き裂長さの測定は移動式光学顕微鏡による直接観察法により行った。

疲労き裂の応力拡大係数範囲 ΔK (MPa·m^{1/2}) は次式¹²⁾より計算し、き裂長さ (a) は 0.3 ≤ ζ ≤ 0.7 の範囲で測定した。

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{tw} \sqrt{a} F(\zeta), \quad \zeta = a/w \dots \dots \dots (1)$$

$$F(\zeta) = 29.6 - 185.5\zeta + 655.7\zeta^2 - 1017.0\zeta^3 + 638.9\zeta^4$$

ここで、ΔP は加重変動幅、w は板幅、t は板厚、F(ζ) は修正項である。

γ_R の初期体積率 (f_{γ0})、初期炭素濃度 (C_{γ0})、格子定数 a_{γ0} から計算した) は X 線回折法⁴⁾により測定した。微細組織の観察は光顕、走査電顕、透過電顕により行った。

疲労変形特性に及ぼす γ_R の役割を検討するため、疲労変形中に γ_R 中に発生する内部応力を 2θ sin² ψ 法¹³⁾により測定した。その X 線測定条件及び材料定数を Table 2 に示す。また、同時に γ_R の変形挙動を調査するため、(220)_γ 回折ピークにおいて半幅幅も測定した。なお、この測定には、平行部長さ 10 mm、幅 5 mm、厚さ 1.2 mm のミニチュア試験片を用い、測定に先立ち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。

Table 2. X-ray measurement conditions and material constants.

Phase	α	γ
Characteristic X-ray	Cr-K α	
Filter	V	
Voltage - Current	40 kV - 30 mA	
Slit, Irradiation Mask	0.5 deg., 5 × 8 mm ²	
Scanning Speed	1 deg./min	
Diffraction Plane	(211)	(220)
Young's Modulus	223 GPa	192 GPa
Poisson's Ratio	0.28	0.28

3. 実験結果

3.1 微細組織と引張特性

Fig. 2 に 400~500°C でオーステンパー処理された TB 鋼の微細組織の光顕写真を示す。また、Fig. 3 に γ_R 組織の典型例を示す。T_A=400~475°C の範囲でオーステンパー処理を施された TB 鋼は主に α_{bf} と γ_R からなり (Fig. 2(a)~(d))、T_A=500°C で処理した TB 鋼にはこの他に炭化物が多く析出している (Fig. 2(e))。オーステンパー温度が高くなるにつれ、α_{bf} 組織は粗くなるとともに、擬フェライト (α_q)¹⁴⁾ の比率が増加する傾向が認められる。

γ_R の多くは α_{bf} ラス境界に沿ってフィルム状 (Fig. 3(a)) に存在するが、α_{bf} ラスとパケット境界、バンドル境界または旧オーステナイト粒界との交差部にはブロック状の γ_R (Fig. 3(b)) も存在する。

Table 1 に TB 鋼の初期 γ_R 体積率 (f_{γ0}) と γ_R の初期炭素濃度 (C_{γ0}) を示す。表中には比較鋼の結果も示されている。γ_R 体積率は T_A=425, 450°C でほぼ最大となるが、γ_R 中の

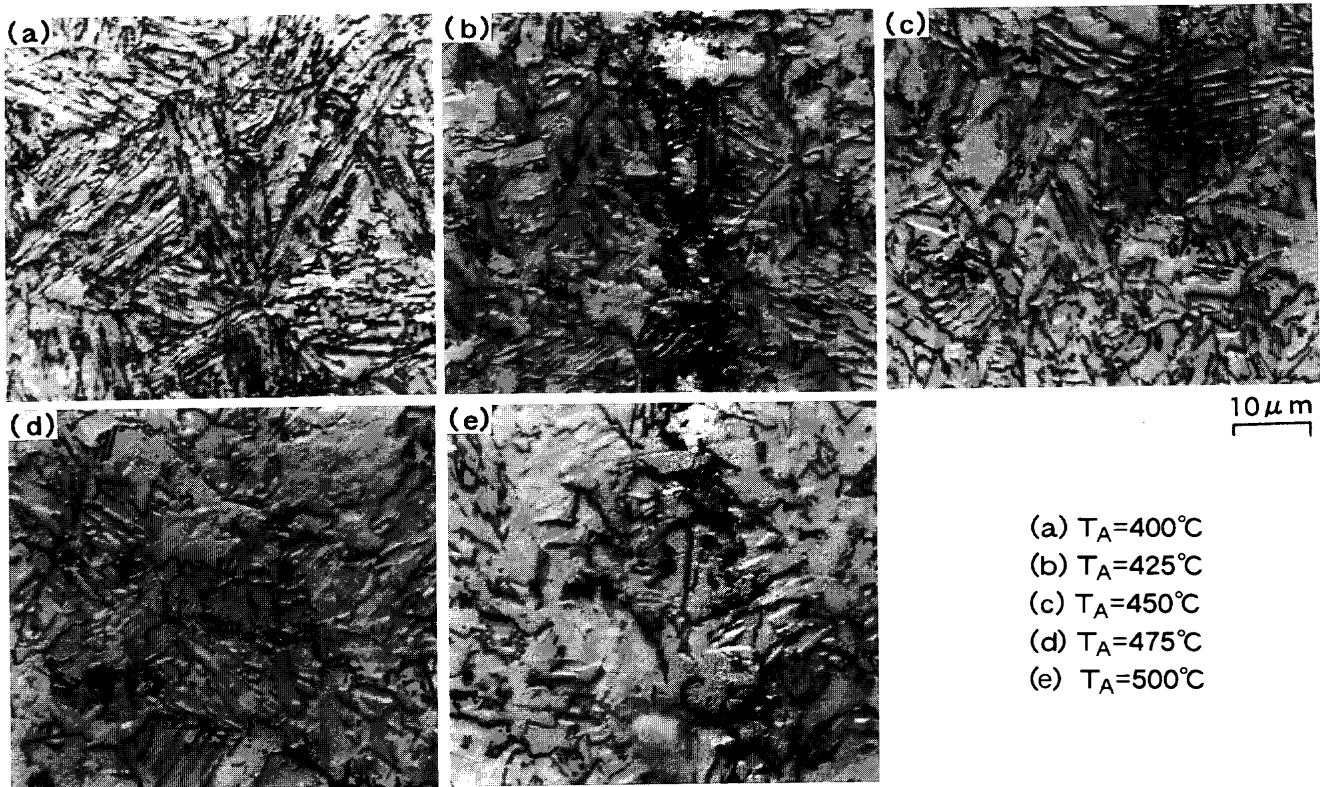


Fig. 2. Optical micrographs of TB steels austempered at temperatures between $T_A=400$ and 500°C .

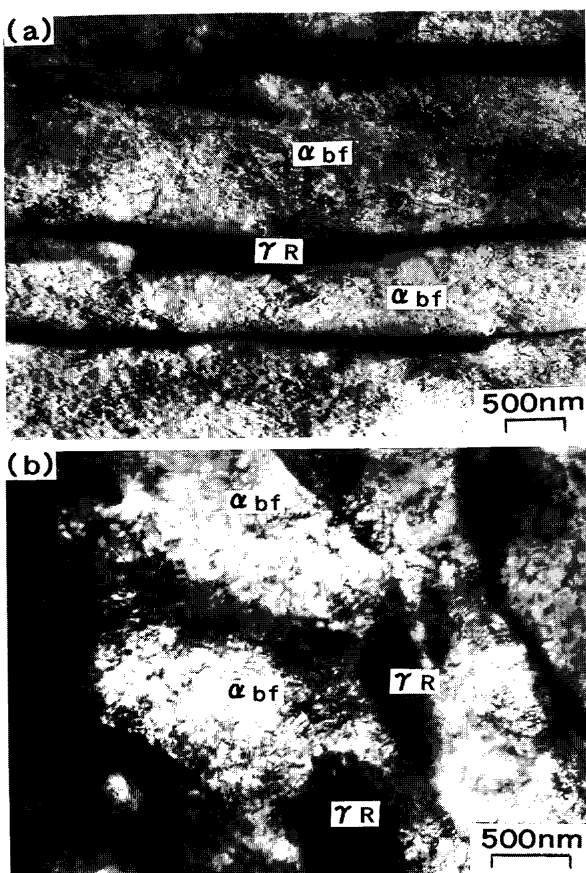


Fig. 3. Transmission electron micrographs of TB steel austempered at $T_A=450^\circ\text{C}$, in which “ α_{bf} ” and “ γ_R ” represent bainitic ferrite matrix and retained austenite film, respectively.

炭素濃度は、 T_A 温度が上昇するほど低下する。これらの 425°C および 450°C オーステンパー材の γ_R 体積率は TDP 鋼 ($f_{\gamma_0}=13.7\text{ vol}\%$) より低い、その炭素濃度は TDP 鋼 ($C_{\gamma_0}=1.23\text{ mass}\%$) より少し高い。

TB 鋼の降伏応力 (YS)、引張強さ (TS)、及び全伸び (TEI) を Table 1 に示す。TB 鋼は 900 MPa 程度の高い引張強さを有するが、 $T_A=450^\circ\text{C}$ で処理された鋼で極小となる ($TS=870\text{ MPa}$)。これに対応して、全伸びは $T_A=450^\circ\text{C}$ で処理された鋼で最大となる。この温度は、 f_{γ_0} がほぼ最大となるオーステンパー温度とも一致している。

TB 鋼の全伸びは TDP 鋼 (31.8%) より小さいが、B 鋼、MDP 鋼より優れている。また、TB 鋼は B 鋼と類似した組織を有するにもかかわらず、降伏比 (YS/TS) は低く、TDP 鋼及び MDP 鋼と同様に大きなひずみ硬化を示す鋼であることがわかる。

3.2 S-N 曲線

Fig. 4 に TB 鋼及び比較鋼の応力振幅 $\sigma_A \{=(\sigma_{\max}-\sigma_{\min})/2\}$ - 繰返し数 N 曲線を示す。また、各鋼の疲労限 (FL) 及び疲労限 / 引張強さ比 (FL/TS) を Table 1 に示す。 $T_A=425\sim 475^\circ\text{C}$ の範囲では、TB 鋼の疲労限は $295\sim 305\text{ MPa}$ の範囲、 FL/TS は $0.32\sim 0.34$ の範囲にあり、これらに対して組織因子の影響はみかけ上わずかしき現われない。これらの TB 鋼の FL/TS を他の高強度鋼と比較すると、TDP 鋼、MDP 鋼、BDP 鋼より優れていることがわかる。B 鋼では FL/TS が TB 鋼より高いが、これは B 鋼の降伏比 (0.83) が他鋼 (約

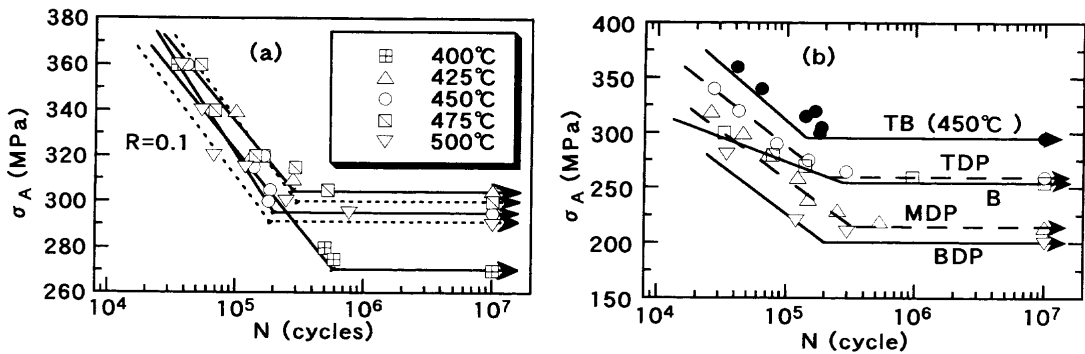


Fig. 4. S-N curves of (a) TB steels austempered at temperatures between 400 and 500°C and (b) TDP, MDP, BDP and B steels.

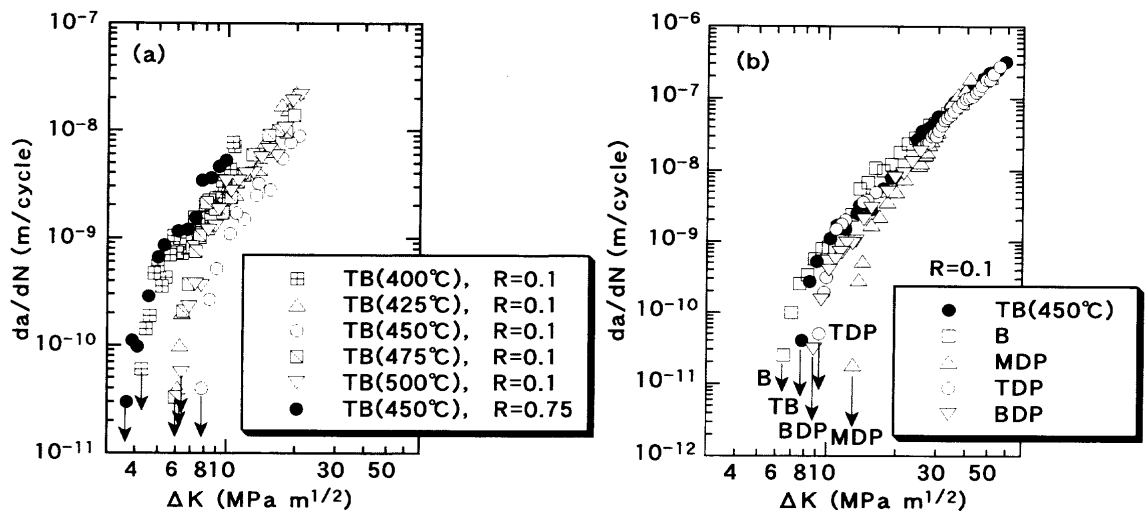


Fig. 5. Fatigue crack propagation behavior at $R=0.1$ or $R=0.75$ in (a) TB steels austempered at temperatures between 400 and 500°C and (b) TDP, MDP, BDP and B steels.

0.6)に比較して高いことによると考えられる。

3.3 き裂の伝播挙動

Fig. 5 に $R=0.1$ の場合における TB 鋼及び比較鋼の $da/dN-\Delta K$ 曲線を示す。TB 鋼の $T_A=425\sim 475^\circ\text{C}$ の範囲において、 $\Delta K=20\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 以下の低 ΔK 領域のき裂伝播速度及び ΔK_{th} に及ぼすオーステンパー温度の影響は小さいことがわかる。これら TB 鋼の ΔK_{th} 値 ($5.9\sim 7.8\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) を他の高強度鋼のそれと比較すると (Table 1), MDP 鋼 ($13.3\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$), BDP 鋼 ($8.8\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$), TDP 鋼 ($9.5\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) より小さく、B 鋼 ($6.5\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) とほぼ同レベルにあることがわかる。

上述の $R=0.1$ のき裂伝播挙動には、き裂閉口の影響も入っていると考えられる。そこで、き裂閉口が生じない¹⁵⁾と考えられる $R=0.75$ において ΔK_{th} (以下では便宜上、この ΔK_{th} を有効 ΔK_{th} ($\Delta K_{eff,th}$) とみなす) を調査した。その結果を Fig. 5(a) 中に示す (●印)。これと Table 1 の $R=0.75$ での ΔK_{th} の結果より、TB 鋼の $\Delta K_{eff,th}$ は他鋼とほぼ同程度であることがわかる。

3.4 内部応力と γ_R の変形・変態挙動

Fig. 6 に繰り返し変形に伴う (a) 未変態 γ_R 量の割合 $f_\gamma/f_{\gamma 0}$, (b) γ_R の半価幅比 $\Delta\theta_{X\gamma}/\Delta\theta_{X\gamma 0}$, (c) 軸方向の γ_R 内の X 線内部

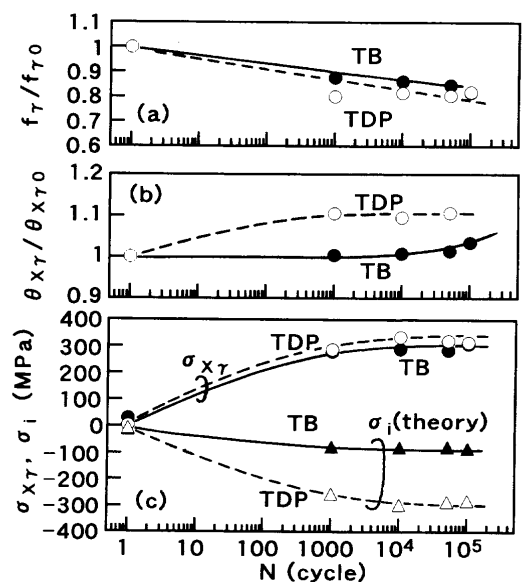


Fig. 6. Variations in (a) ratio of untransformed retained austenite content to initial retained austenite content ($f_\gamma/f_{\gamma 0}$) (b) ratio of line breadth at a half maximum X-ray intensity in retained austenite to initial one ($\Delta\theta_{X\gamma}/\Delta\theta_{X\gamma 0}$) and (c) X-ray internal stresses ($\sigma_{X\gamma}$) in retained austenite of TB steel ($T_A=450^\circ\text{C}$) deformed to any cycles under $\sigma_A=310\text{ MPa}$, in which σ_i represents internal stress of matrix calculated from equation (2).

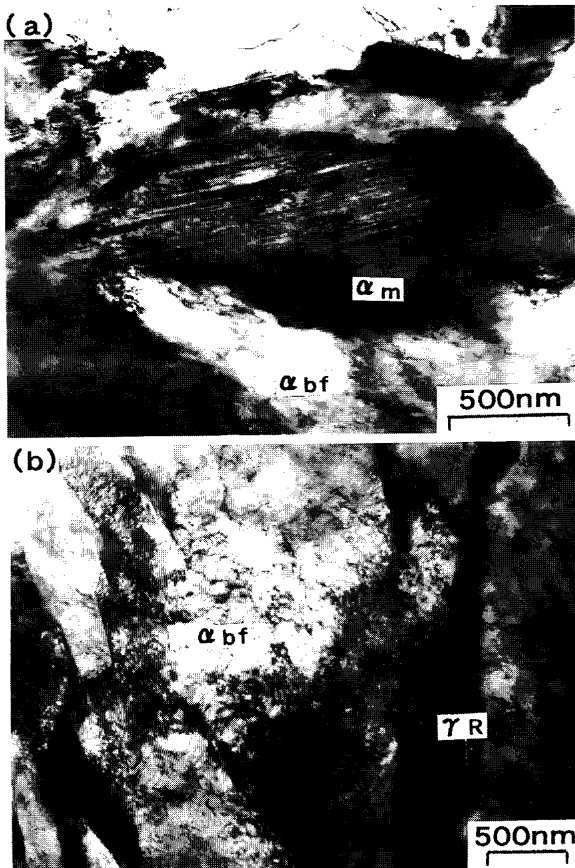


Fig. 7. Transmission electron micrographs showing (a) strain-induced martensite (α_m) in relatively large original retained austenite phase and (b) dislocation structure in bainitic ferrite matrix (α_{bf}) of TB steel austempered at 450°C which was deformed to $N=100000$ cycles under $\sigma_A=310$ MPa.

応力 σ_{xy} の変化を示す(応力振幅 σ_A は疲労限より少し高い310 MPaとした)。この図から、 γ_R は疲労変形中にわずかにひずみ硬化した後、ひずみ誘起変態することがわかる。また、 γ_R 中には $\sigma_{xy}=300\sim 400$ MPaの引張の高い内部応力が生ずることがわかる。

疲労変形材の透過電顕観察の結果、比較的大きな γ_R が α_m にひずみ誘起変態していることが確認された(Fig. 7(a))。未変態の γ_R 中に変形双晶は確認されず、 γ_R のひずみ硬化はすべり変形のみによると考えることができる。なお、 α_{bf} 母相には明瞭なセル組織は観察されなかった(Fig. 7(b))。

3.5 き裂の発生と伝播挙動

Fig. 8に疲労変形初期(応力振幅 $\sigma_A=310$ MPa)に発生した微小き裂の代表例を示す。微小き裂は母相/第2相界面の母相側に発生していることが認められる。この微小き裂の先端領域には多数の微細な第2相が存在し、これがき裂の伝播に対して障害物の役割を果たしていることが推測できる。

Fig. 9にTB鋼の ΔK_{th} 付近でのき裂伝播経路($R=0.1$)の代表例($T_A=450^\circ\text{C}$)を示す。主き裂は γ_R 、ひずみ誘起 α_m など

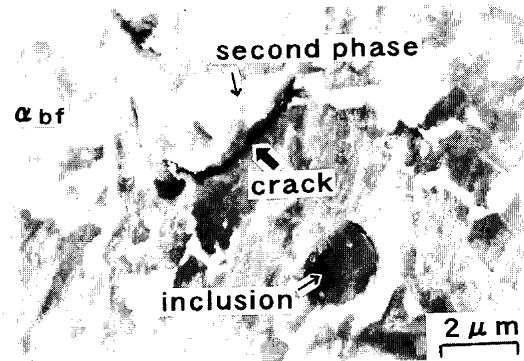


Fig. 8. Scanning electron micrograph of micro-crack initiated in matrix near second phase during fatigue deformation under $\sigma_A=310$ MPa in TB steel austempered at 450°C.

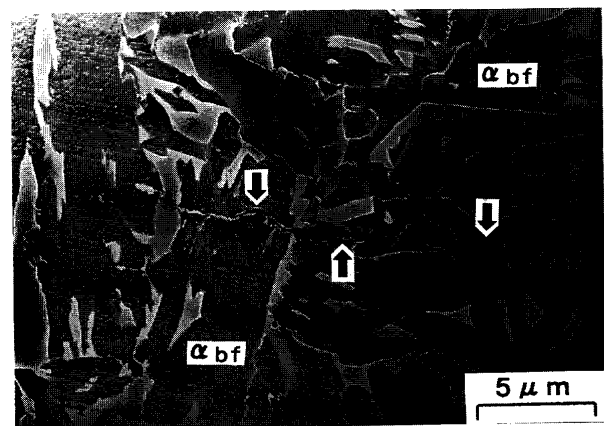


Fig. 9. Scanning electron micrograph of fatigue crack propagation path under near ΔK_{th} in TB steel austempered at 450°C.

の第2相を横切ることもあるが、主に母相を直線的に通過する。これは、複合組織を有するTDP鋼、MDP鋼及びBDP鋼の主き裂が結晶粒界上の第2相/母相境界に沿って屈曲して伝播する⁹⁾挙動と大きく異なる。

4. 考察

4.1 疲労限に対する γ_R の役割

一般に、TDP鋼及びTB鋼中に存在する γ_R には、以下の2つの役割がある⁷⁾。

(i) 硬質相として軟質母相に圧縮の高い長範囲内部応力を生じさせる。

(ii) ひずみ誘起変態時の膨張ひずみとせん断ひずみが局部的応力集中を緩和する。また、ひずみ誘起された α_m が変形応力を高める。

著者ら⁹⁾はさきに行ったTDP鋼の疲労に関する研究において、疲労変形中、 α_f 母相には約-200 MPaの圧縮の高い内部応力(相当応力)が発生したこと、およびこの時、少量の γ_R が α_m にひずみ誘起変態していたことをX線回折法により明らかにした。この事実より、“ γ_R は α_f 母相内での

疲労き裂の発生を抑制するとともに、発生に続く初期の微小き裂の伝播抵抗を大きくし、疲労限を高める”ということを提案した。

Fig. 6の σ_{XY} を次式に代入し、TB鋼の α_{bf} 母相に生ずる内部応力 σ_i を計算したところ、 $\sigma_i = -30 \sim -40$ MPaであり、TDP鋼に比較して低いことがわかる(Fig. 6(c))。

$$\sigma_i = -3/2 \cdot f / (1-f) \cdot \sigma_{XY} \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 f は第2相体積率で、TB鋼の場合、線分法による測定から求めた値($f=15.1$)を用いた。

TB鋼の γ_R はフィルム状で薄く、炭素濃度は高いので、ひずみ誘起変態に対してTDP鋼のそれより安定であると予想されるが、Fig. 6から、疲労限近傍の応力振幅では γ_R のひずみ誘起変態はわずかであるが起こっていた。これらの結果から、疲労限に対する上記(i)の効果は小さく、上記(ii)の局所的応力集中の緩和及び微小き裂進展に対する硬質のひずみ誘起 α_m のブロック作用、の影響が大きいことが示唆される。疲労限において、TB鋼に10~50 μ mの微小き裂が存在しているとき、そのき裂先端の塑性域寸法は0.4~2 μ mと計算される¹⁶⁾。この寸法はTB鋼の γ_R の平均間隔に相当するが、TDP鋼の γ_R 島の平均間隔よりかなり小さい。したがって、後者のブロック作用は本TB鋼の γ_R の平均間隔が非常に小さいことから予想でき、(ii)が微小き裂の発生・成長を効果的に抑制していると考えられる。

TB鋼はTDP鋼に比較して、 γ_R を取り囲む母相の変形強度が高い(組織が微細で、固溶炭素濃度が高い)という特徴を有する。Fig. 8より、微小き裂は α_{bf} 母相で発生するので、TB鋼の高い疲労限を生じた別の原因として、 α_{bf} 母相が“微細化強化、転位強化および固溶強化”により強化され、き裂の発生が抑制されたことが考えられる。今後、疲労限の増加に及ぼす上記要因の寄与率を明らかにする必要がある。

4.2 ΔK_{th} と微細組織との関係

球状黒鉛鑄鉄の疲労き裂の伝播挙動と変態組織との関係を調査した小川らの研究¹⁷⁾によれば、変形強度の低い組織ほど顕著なき裂経路の屈曲を示し、 ΔK_{th} 値は高い。つまり、フェライト組織で ΔK_{th} 値は最も高く、パーライト、ベイナイト、マルテンサイトの順にその値は低くなる。また、複合組織材は物理的性質、機械的性質が異なる組織からなるため、き裂経路が屈曲し、それに基づく顕著な破面粗さ誘起き裂閉口や屈曲に起因して、さらに高い ΔK_{th} 値を有する。ただし、 $\Delta K_{eff,th}$ は組織の影響を受けず、ほぼ一定(3~5 MPa \cdot m^{1/2})である。

本研究の高強度鋼板においても、Table 1に示されるように、 ΔK_{th} は単相組織よりも複合組織のほうが高かった。き裂の伝播経路を比較すると、TB鋼では比較的直線的に結晶粒内を貫通するのに対し、複合組織を有するTDP鋼では結晶粒界の第2相/母相境界に沿った主き裂も多く、

き裂の屈曲が顕著に現われた。また、Table 1からTDP鋼の $\Delta K_{eff,th}$ はTB鋼とほぼ等しいと考えてよい。これらのことから、TB鋼の低い ΔK_{th} は、主に破面粗さ誘起、フレティング酸化物誘起などによるき裂閉口¹⁸⁾がTDP鋼を含む複合組織鋼より小さかったことに起因すると考えられる。

TDP鋼のような複合組織では γ_R は ΔK_{th} を低下させた⁹⁾が、TB鋼では逆に ΔK_{th} を増加させた(Fig. 5)。TB鋼ではTDP鋼に比較して γ_R 間の平均間隔が狭い。このため、き裂先端の塑性域中に γ_R が存在する確率が高く、き裂の発生で述べたと同様に、ひずみ誘起変態による応力集中の緩和とブロック作用によりき裂の伝播が抑制されたと考えられる。また、 γ_R 自身も十分ひずみ硬化し、硬質相としてき裂の伝播を妨害していることが予想できる。

5. 結言

(1) 425~475°Cでオーステンパー処理を施したTB鋼はいずれも高い疲労限を有し、組織因子の影響は小さかった。これらのTB鋼の疲労限/引張強さ比はB鋼には及ばないが、TDP鋼、DP鋼より高い値を示した。

(2) 本TB鋼の高い疲労限は、主に(i)母相の微細化強化、転位強化、固溶強化、及び(ii) γ_R のひずみ誘起変態による局所的応力集中の緩和及びひずみ誘起 α_m のブロック作用が微視き裂の発生・成長を抑制したことから得られたと考えられた。疲労変形中に生ずる長範囲内部応力の効果は相対的に小さいことが予想された。

(3) ΔK の下限界値 ΔK_{th} は425~475°Cオーステンパー材でほぼ等しく、5.9~7.8 MPa \cdot m^{1/2}の値を示した。この値は、複合組織を有するTDP鋼、MDP鋼、BDP鋼に比較して低かったが、同様なラス状組織を有するB鋼より高かった。

(4) この理由として、ラス組織を有するTB鋼ではき裂が屈曲せずに直線的に伝播し、き裂閉口が顕著に現われなかったことが挙げられた。また、微小き裂の場合と同様に、 γ_R は変態時の応力緩和と硬質のひずみ誘起 α_m 相のブロック作用がき裂の伝播を効果的に抑制する働きをすることが考えられた。

本研究の一部は(社)日本鉄鋼協会鉄鋼研究振興助成(平成9年度~平成10年度)によって行われた。ここに、深謝いたします。

文 献

- 1) V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Fahr and R.Bush: Trans. Am. Soc. Met., **60** (1967), 252.
- 2) O.Matsumura, Y.Sakuma and H.Takechi: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **27** (1987), 570.
- 3) K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Hashimoto: Metall. Trans. A, **23A** (1992), 3085.
- 4) K.Sugimoto, N.Usui, M.Kobayashi and S.Hashimoto: ISIJ Int., **32** (1992), 1311.

- 5) K.Sugimoto, M.Misu, M.Kobayashi and H.Shirasawa: ISIJ Int., **33** (1993), 775.
- 6) K.Sugimoto, and M.Kobayashi: Proc. Symp. on High-Strength Sheet Steels for the Automotive Industry, ed. by R.Pradhan, AIME, New York, (1994), 255.
- 7) K.Sugimoto, M.Kobayashi, S.Yasuki and S.Hashimoto: Mater. Trans. JIM, **36** (1995), 632.
- 8) 杉本公一, 小林光征, 橋本俊一: 日本機械学会論文集 (A編), **61** (1995), 80.
- 9) 杉本公一, 孫 曉東, 小林光征, 芳賀 武, 白澤秀則: 日本機械学会論文集 (A編), **63** (1997), 717.
- 10) 坂口淳也, 飯田 勉, 杉本公一, 小林光征, 長坂明彦, 白澤秀則: 材料とプロセス, **9** (1996), 541.
- 11) ASTM E647-81.
- 12) ASTM E399-72.
- 13) X線応力測定標準, 日本材料学会編, 京都, (1977), 3.
- 14) 鋼のベイナイト写真集-I, 日本鉄鋼協会ベイナイト調査研究部会編, 東京, (1992), 21.
- 15) 西谷弘信: 総合材料強度学講座6, 疲労強度学, オーム社, 東京, (1985), 183.
- 16) J.F.Knott 著, 宮本 博 訳: 破壊力学の基礎, 培風館, 東京, (1977), 69.
- 17) 小川武史, 社本和久, 戸梶恵郎: 日本機械学会論文集 (A編), **58** (1992), 1772.
- 18) K.Minakawa and A.J.McEvily: Scr. Metall., **15** (1981), 633.