高強度低合金 TRIP 鋼板の高サイクル疲労強度に 及ぼす予ひずみの影響†

宋 星 武* 杉 本 公 一** 神 高 信 介***
ニタ村 朝比古**** 小 林 光 征***** 増 田 雪 也*****

Effects of Prestraining on High Cycle Fatigue Strength of High Strength Low Alloy TRIP Steels

by

Sung-Moo SONG*, Koh-ichi SUGIMOTO**, Shinsuke KANDAKA***,
Asahiko FUTAMURA****, Mitsuyuki KOBAYASHI***** and Setsuya MASUDA*****

The effects of prestraining on high cycle fatigue strength of newly developed low alloy TRIP steels with different matrix structure and different retained austenite characteristics were investigated for the automotive applications. The prestraining to 10% in tension increased fatigue limit of the TRIP steels, especially in steel with polygonal ferrite matrix. It was considered that the polygonal ferrite matrix in the steel brought high fatigue limit mainly due to TRIP of the retained austenite and high compressive internal stress in the matrix, resulting from hard second phase on prestraining. On the other hand, the TRIP steel with bainitic ferrite lath matrix exhibited a small increment in fatigue limit after prestraining. This was supposed to be mainly owing to strain-induced martensite content increased by prestraining, with small effects of TRIP of retained austenite and compressive internal stress in the matrix. In addition, a very interesting finding was obtained that the internal stress is the most effective parameter among some parameters to increase the fatigue strength in the low alloy TRIP steels.

Key words: High cycle fatigue, Prestrain, Low alloy TRIP steel, High strength steel, Transformation induced plasticity, Retained austenite, Internal stress

1 緒 言

近年、乗用車の車体軽量化および衝突安全性の向上を目的として開発された TRIP 型複合組織 (TDP) 鋼、TRIP 型ベイナイト (TB) 鋼などの低合金 TRIP 鋼は優れた成形性^{1)~4)}、疲労特性^{5)~9)}および衝撃特性¹⁰⁾を有するため、衝撃吸収部材および足回り部材用高強度鋼板として期待されている。しかし、部品の大半は成形後に組み込まれるので、成形時に残留オーステナイト (γ_R) 特性の変化が生ずるこれらの低合金 TRIP 鋼では、成形後の各種機械的性質の変化を調査しておく必要がある。とくに、足回り部材への適用のためにはプレス成形後 (予ひずみ付与後) の低サイクルおよび高サイクル疲労強度特性を調査する必要がある。しかしながら、現在までに低サイクル疲労強度特性についての報告⁹⁾はあるが、高サイクル疲労強度特性についての研究報告は見当たらない。

そこで本研究では、低合金 TRIP 鋼を乗用車の足回り部材へ適用することを目的として、それらの高サイクル

疲労強度特性に及ぼす予ひずみの影響を調査した。また、その疲労強度特性に影響する疲労変形中の転位構造変化、 γ_R の変形・変態挙動および内部応力変化を詳細に調査し、これらと高サイクル疲労強度特性との関係について検討を行った。

2 実験方法

供試鋼には、0.17C-1.41Si-2.00Mn-0.015P-0.001S-0.040Al-0.029N (mass%) の科学組成を有する板厚 1.4mm の冷延まま鋼板を用いた。これにより、圧延方向に平行に、平行部長さ 10mm、幅 5mm、板厚 1.4mm の疲労試験片を作製後、塩浴中で Fig. 1 の熱処理を施し、母相組織と γ_R 特性を変化させた 3 種類の低合金 TRIP 鋼 (TDP I 鋼、TDP II 鋼、TB 鋼) を製造した。この他比較鋼として、0.14C-0.19Si-1.69Mn-0.010P-0.004S-0.032Al-0.0050N (mass%) の化学組成を有する冷延まま鋼板 (板厚 1.4mm) を用い、780℃、1200s の 2 相域焼なまし後油冷、その後 400℃で 3600s の焼もどしを施した Dual-

† 原稿受理 平成 13 年 1 月 18 日 Received Jan. 18, 2001

* 学生会員 信州大学大学院 〒380-8553 長野市若里, Graduate Student, Shinshu Univ., Wakasato, Nagano, 380-8553

** 正 会 員 信州大学工学部機械システム工学科 〒380-8553 長野市若里, Dept., of Mech. Systems Eng., Shinshu Univ., Wakasato, Nagano, 380-8553

*** 信州大学大学院 〒380-8553 長野市若里, Graduate Student, Shinshu Univ., Wakasato, Nagano, 380-8553

**** 信州大学工学部機械システム工学科 〒380-8553 長野市若里, Dept., of Mech. Systems Eng., Shinshu Univ., Wakasato, Nagano, 380-8553

***** 正 会 員 信州大学工学部環境機能工学科 〒380-8553 長野市若里, Dept., of Enviro. Sci. Tech., Shinshu Univ., Wakasato, Nagano, 380-8553

***** 正 会 員 長野県精密工業試験場 〒389-0000 岡谷市, Precision Technical Res. Inst. of Nagano Pref., Okaya, 389-0000

Fig. 1. Heat treatment diagrams of (a) TDP I and TDP II and (b) TB steels.

Phase 鋼 (DP 鋼) も用いた.

熱処理後の試験片に最大 10% までの引張り予ひずみ (ϵ_P) を付与した後, 疲労試験を行った. 疲労試験には汎用ダイナミックサーボ疲労試験機 (最大荷重 $\pm 49\text{kN}$) を用いた. このときの試験条件は荷重制御方式で周波数 50Hz の正弦波, 応力比 $R = 0.1$ の引張一引張, 試験温度 25°C とした.

熱処理まま材の構成相の種類はナイトル腐食と修正レペラ腐食¹¹⁾によって判別した. 両腐食では, γ_R と α_m は区別がつけられないので, γ_R の初期体積率 (f_{γ_0}) は文献 3 に準じて X 線回折法により測定した. また, γ_R の初期炭素濃度 (C_{γ_0}) も文献 3 に準じて, X 線回折法により測定した γ_R の格子定数から推定した.

γ_R の変形・変態挙動および長範囲内部応力変化は透過電顕および X 線回折によって調査した. 内部応力測定には $2\theta\text{-}\sin^2\psi$ 法¹²⁾を用い, γ_R の引張方向の残留応力のみを測定した. その測定条件と材料定数を Table I に示す. また, γ_R の塑性変形挙動またはひずみ硬化挙動を調査するため, (220) γ 回折面ピークにおいて, 半価幅も測定した. 以下では長範囲内部応力を内部応力と略称する.

3 実験結果

3・1 微細組織と引張特性

Fig. 2 に熱処理後の各鋼の組織写真を示す. TDP I 鋼はポリゴナルフェライト (α_f) 母相とその粒界に沿うベイナイト (α_b) + 島状の γ_R の第 2 相からなる. TDP II 鋼は焼なましマルテンサイト (α_m) ラス母相とそのラス境

Table I. X-ray conditions and material constants for residual stress measurement in γ_R .

X-ray	Cr-K α
Filter	Monocrometer
Voltage, Current	30 kV - 10 mA
Collimator	2 $\times$ 2 mm ²
Fixed Time	30 s
ψ	10, 16, 21, 25, 29, 32, 35, 38, 41 deg.
Diffraction Plane	(220) γ
Young's Modulus	192 GPa
Poisson's Ratio	0.28
Stress Constant	-638 MPa/deg.

Fig. 2. Micrographs of as heat-treated (a) TDP I, (b, c) TDP II, (d, e) TB and (f) DP steels. In (a) and (f), " α_f ", " α_b ", " α_m " and " γ_R " denote polygonal ferrite, bainite, martensite and retained austenite, respectively. And, white, gray and black regions in (c) and (e) represent martensite and/or retained austenite, polygonal ferrite or bainitic ferrite, and bainite, respectively. (a), (b), (d) and (f): nital etching, (c) and (e): LePera etching.

界に沿う棒状の $\alpha_b + \gamma_R$ の第 2 相からなる。一方、TB 鋼はベイニティックフェライト (α_{bf}) ラス母相とそのラス境界に沿って存在するフィルム状の γ_R とブロック状のマartenサイト (α_m) からなる。Table II に示すように、低合金 TRIP 鋼の γ_R 初期体積率は 7 ~ 11vol%，初期炭素濃度は 1.21 ~ 1.31mass% であり、TDP II 鋼が最も多量かつ安定性の高い γ_R を有する。

Fig. 3 に各種低合金 TRIP 鋼の引張曲線を示す。また、各鋼の引張特性を Table II に示す。今回用いた各種低合金 TRIP 鋼の 0.2% 耐力は 596 ~ 714MPa、引張強さは 804 ~ 912MPa、降伏比は 0.70 ~ 0.78 の範囲にある。降伏応力および引張強さは TB 鋼においてやや高く、降伏比は TDP I 鋼においてやや低い特徴をもつ。全伸びは 34 ~ 52% であり、TDP I 鋼および TDP II 鋼がとくに大きい全伸びを有する。

3・2 疲労強度特性

Fig. 4 に応力振幅範囲 $\sigma_R (= \sigma_{max} - \sigma_{min})$ と繰返し数 (N) の関係の代表例を示す。また、Fig. 5 に疲労限 (FL) と予ひずみ量 (ϵ_p) の関係を示す。図中の数字は熱処理まま材の疲労限と引張強さの比 (FL/TS) を示す。両図より、以下のような結果が得られる。

(1) 熱処理まま材において、いずれの低合金 TRIP 鋼も従来の DP 鋼より高い疲労限および FL/TS 値を示す。また、低合金 TRIP 鋼の中では TB 鋼が最も高い疲労限を示す。

Table II. Tensile properties and metallurgical characteristics of as heat-treated steels.

steel	YS	TS	YS/TS	TEI	f	f_{γ_0}	C_{γ_0}
TDP I	596	854	0.70	47.8	45.4	8.9	1.24
TDP II	620	804	0.77	52.0	24.8	10.9	1.31
TB	714	912	0.78	34.0	10.8	7.5	1.21
DP	663	808	0.82	24.0	37.4	-	-

YS (MPa): yield strength, TS (MPa): tensile strength,
TEI (%): total elongation, YS/TS: yield ratio,
f (vol%): volume fraction of second phase,
 f_{γ_0} (vol%): initial volume fraction of γ_R ,
 C_{γ_0} (mass%): initial carbon concentration in γ_R .

Fig. 3. Nominal stress-strain curves of TDP I, TDP II and TB steels.

Fig. 4. S-N curves of (a) TDP I and (b) TB steels prestrained to 0 ~ 10%.

□: $\epsilon_p = 10\%$, ■: $\epsilon_p = 5\%$, ○: $\epsilon_p = 2.5\%$, ●: $\epsilon_p = 0\%$

Fig. 5. Variations in fatigue limit (FL) as a function of prestrain (ϵ_p) in several steels, in which numerals represent ratio of fatigue limit to tensile strength of as heat-treated steels.

(2) 予ひずみ付与に伴い、すべての鋼において疲労限が上昇するが、この疲労限の上昇量は α_f を母相とする TDP I 鋼および DP 鋼において大きい。

(3) このため、熱処理まま材においては TDP I 鋼が TB 鋼より疲労限が低かったにもかかわらず、10%の予ひずみ付与後では TDP I 鋼の疲労限は TB 鋼より高くなる。

3・3 微小き裂の発生挙動と下部組織変化挙動

Fig. 6 に 5% の予ひずみ付与後、疲労限で 10^7 サイクル疲労変形させた試験片の透過電顕写真の代表例を示す。従来の報告¹³⁾と同様に、すべての低合金 TRIP 鋼の母相において転位密度は増加するものの、セル組織は認められない。Fig. 6b において、TB 鋼の転位密度はとくに高いが、これは熱処理まま材の α_{bf} 母相の初期転位密度が高いためである。

Fig. 7 に疲労変形を受けた低合金 TRIP 鋼の試験片表面の走査電顕写真の代表例を示す。TDP I 鋼ではすべり

Fig. 6. Transmission electron micrographs of (a) TDP I and (b) TB steels deformed for 10^7 cycles at fatigue limit after prestraining to 5% in which " α_f ", " α_{bf} " and " γ_R " represent polygonal ferrite, bainitic ferrite and retained austenite, respectively.

Fig. 7. Scanning electron micrographs showing micro cracks (arrows) in (a) TDP I and (b) TB steels, in which " α_f " represents polygonal ferrite. TDP I : $N = 81100$ cycles, $\sigma_R = 720\text{MPa}$, $\varepsilon_P = 5\%$, TB : $N = 79800$ cycles, $\sigma_R = 720\text{MPa}$, $\varepsilon_P = 5\%$.

帯は短く、かつ大きく湾曲すること、および微小な疲労き裂の多くは α_f 母相内に発生することが認められる。一方、TB 鋼では、バンドル境界またはパケット境界に沿って長いすべり帯が発生し、これが微小な疲労き裂に発達することがわかる。

3・4 γ_R の変形・変態挙動と内部応力変化挙動

Fig. 8 に低合金 TRIP 鋼の熱処理まま材と予ひずみ付与材の繰返し数に伴う未変態 γ_R の体積率の比 ($f_{\gamma}/f_{\gamma 0}$) と γ_R の半価幅の比 ($\Delta\theta_{X\gamma}/\Delta\theta_{X\gamma 0}$) の変化を示す。また、Fig. 9a に繰返し数にともなう γ_R の内部応力 ($\sigma_{X\gamma}$) の変化を示す。これらの図より、以下のような結果が得られる。

(1) 熱処理まま材では疲労変形中に初期 γ_R 体積率の約 20 ~ 50% が変態する。予ひずみ付与材では、比較的高い炭素濃度を有する TDP II 鋼を除き、予ひずみ付与時に初期 γ_R 体積率の約 20 ~ 40% がひずみ誘起変態するが、疲労変形中の変態はわずかしき起こらない。

(2) 熱処理まま材では、疲労変形中に TDP I 鋼の γ_R の半価幅比がとくに大きく増加する（大きな塑性ひずみとひずみ硬化を生ずる）。いずれの低合金 TRIP 鋼の γ_R も

予ひずみ付与によりその半価幅比は増加するが、疲労変形中の半価幅の変化は小さい。ただし、その半価幅比は TB 鋼においてやや大きい。

(3) すべての低合金 TRIP 鋼において、熱処理まま材では疲労変形中に γ_R 内の内部応力はかなり増加するが、予ひずみ材では予ひずみ付与時に高い内部応力が生ずるものの、疲労変形中の内部応力の増加量は相対的に小さい。

4 考 察

本研究では、予ひずみ量の増加にともなう疲労限の上昇量が α_f を母相とする TDP I 鋼で大きく、ラス組織を母相とする TB 鋼および TDP II 鋼では小さいことが明らかにされた (Fig. 5)。予ひずみ量は降伏応力の増加と関係するので、各鋼の疲労限を予ひずみ付与後の降伏応力で整理すると、Fig. 10 のように降伏応力の増加分に対する疲労限の上昇量の割合 ($\Delta FL/\Delta YS$) は各種低合金 TRIP 鋼で同一とはならず、TDP I 鋼においてその値がとくに大きく現れた (TB 鋼の 3.5 倍)。このため、各種低合金 TRIP 鋼の疲労限の上昇量を降伏応力の増加のみによって単純に説明することができないことがわかる。

Fig. 8. Variations in (a) ratio of untransformed retained austenite content to initial one ($f_{\gamma}/f_{\gamma 0}$) and (b) ratio of line breadth at a half-maximum X-ray intensity of deformed retained austenite to that of as heat-treated one ($\Delta\theta_{X\gamma}/\Delta\theta_{X\gamma 0}$) with number of cycle (N) for TDP I (■, □), TDP II (◆, ◇) and TB (●, ○) steels. (solid marks : $\epsilon_p = 0\%$, $\sigma_R = 700\text{MPa}$, open marks : $\epsilon_p = 5\%$, $\sigma_R = 700\text{MPa}$)

Fig. 9. Variations in (a) X-ray internal stresses in retained austenite ($\sigma_{X\gamma}$) and (b) calculated equivalent internal stress in matrix (σ_i^*) with number of cycle (N) for TDP I (■, □), TDP II (◆, ◇) and TB (●, ○) steels. (solid marks : $\epsilon_p = 0\%$, $\sigma_R = 700\text{MPa}$, open marks : $\epsilon_p = 5\%$, $\sigma_R = 700\text{MPa}$)

一般に、TDP I 鋼では疲労変形中に母相に高い圧縮内部応力が生ずるので、^{5)~9)}この内部応力が $\Delta FL/\Delta YS$ 値を大きくさせることが予想される。そこで以下では、2 相材料に対して提案されたマイクロメカニクス理論¹⁴⁾を

Fig. 10. Relation between fatigue limit (FL) and yield strength (YS) of as heat-treated and prestrained steels.

用いて、実測した γ_R の X 線内部応力から母相に生ずる内部応力を計算し、これに基づいて低合金 TRIP 鋼の疲労限に対する予ひずみ量の影響を検討する。以下では、2 相材料のうち、 α_f , α_{am} および α_{bf} の軟質相を母相、 γ_R を含む硬質相を第 2 相と呼ぶ。

4・1 TRIP 鋼の引張変形理論

先の研究⁷⁾によれば、低合金 TRIP 鋼の引張変形は主に次の 2 つに支配される。

- (i) γ_R の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）とひずみ誘起 α_m 量の増加
- (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内部応力

これらの特徴 (i), (ii) を 2 相材料の変形理論¹⁵⁾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 ($\Delta\sigma_h$) は次式のように表される。⁷⁾

$$\Delta\sigma_h(\epsilon) = \sigma(\epsilon) - \sigma^M(\epsilon) \quad (1)$$

$$= \sigma_i(\epsilon) + \sigma_t(\epsilon) + \sigma_f(\epsilon)$$

ここで、 ϵ は塑性ひずみ、 σ , σ^M はそれぞれ低合金 TRIP 鋼、母相の変形応力である。また、 σ_i , σ_t , 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⁷⁾、Ashby により提案された林転位硬化¹⁶⁾である。

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

$$\sigma_t(\epsilon) = g(f_{cm}^*) \quad (3)$$

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

ここで、 ν はポアソン比、 μ は剛性率、 $\epsilon_p u$ は eigen strain¹⁴⁾、 f は第 2 相体積率、 $g(f_{cm}^*)$ はひずみ誘起マルテンサイト量 f_{cm}^* 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。

もし、第 2 相に発生する平均内部応力が γ_R 内に生ずる内部応力に等しいと仮定できるとき、本低合金 TRIP 鋼の母相に生ずる内部応力 σ_i^* (相当応力) は実測された γ_R の試験片引張方向の内部応力 $\sigma_{X\gamma}$ を用いて次式¹⁷⁾のように求めることができる。

$$\sigma_i^*(\epsilon) = -3/2 \cdot f / (1-f) \cdot \sigma_{X\gamma}(\epsilon) \quad (5)$$

4・2 予ひずみ付与材の疲労限の増加機構

先の研究^{5), 6)}によれば, 熱処理ままの低合金 TRIP 鋼の疲労限は引張変形の場合と同様に前節の (i) と (ii) に主に影響され, これらが疲労き裂の発生・成長を抑制すると考えられている。すなわち, TDP I 鋼の疲労限は (ii) によって主に高められ, 一方, TB 鋼の疲労限は主に (i) と母相の初期組織による強化 (組織微細強化と転位強化) によって高められると考えられている。

式 (5) に Fig. 9a の $\sigma_{X\gamma}$ の実測値を代入して求めた σ_i^* を Fig. 9b に示す。計算に当たり, 文献 7 と同様に, 第 2 相中に生ずる平均内部応力は γ_R に生ずる内部応力に等しいと仮定した。Fig. 8 と Fig. 9b より, 予ひずみ付与材では, γ_R の体積率および半価幅比の変化と同様に, 疲労変形中の母相の内部応力変化は熱処理まま材に比較して小さいので, 疲労限の増加量は予ひずみ付与後の γ_R 体積率, 半価幅値および内部応力値から議論してよいであろう。

まず TDP I 鋼についてみると, TB 鋼に比較して γ_R の安定性が高く, 母相強度が低いので, TB 鋼に比較して予ひずみ付与時の γ_R の変態量および半価幅比の増加は小さいが, 母相の内部応力は TB 鋼よりはるかに高くなっている。 $\varepsilon_P = 5\%$ の場合について各鋼の ΔFL と σ_i^* の関係をみると, Fig. 11 のように予ひずみ後 ($N = 0$ cycle) およびその後 1×10^4 サイクルまで疲労変形させたとき, いずれの場合も ΔFL と $\Delta \sigma_i^*$ は直線関係にある (このとき, $\Delta FL / \Delta \sigma_i^*$ の値はいずれもほぼ 0.1 となる)。また, Fig. 7 で示されたように, TDP I 鋼では疲労き裂は主に母相内に発生していることが認められた。これらの事実より, 予ひずみ付与時に母相に生じた高い圧縮内部応力がき裂の発生を抑制し, 結果的に TDP I 鋼の疲労限を大きく上昇させ, また Fig. 10 の $\Delta FL / \Delta YS$ 値を大きくしたものと考えられる。

併せて, 相対的に多く残存するひずみ硬化した未変態 γ_R は疲労変形中にひずみ誘起変態時のせん断・膨張ひずみによる応力緩和⁵⁾を有効に生じさせ, さらに, そのと

きにひずみ誘起された α_m がき裂の進展を妨害し,⁵⁾ 上述の内部応力と同様に疲労限の増加に貢献したものと考えられる。

一方, TB 鋼では, 予ひずみ付与によって第 2 相の引張内部応力が少し高くなる (かなりの量の γ_R がひずみ誘起変態するとともに, 未変態 γ_R はかなりひずみ硬化するため, 第 2 相の平均変形強度が高くなることによって生ずるため) が, 第 2 相体積率がとくに低いため TB 鋼では母相には低い圧縮内部応力しか発生しなかった。また, 母相には TDP I 鋼と同様にセル組織が発達しなかった (Fig. 6b)。よって, γ_R の TRIP 効果, 内部応力およびセル組織以外の要因, すなわちひずみ誘起された α_m による変態強化が疲労限の上昇に対して主要な役割を演ずると予想される。ただし, 疲労限の上昇量および $\Delta FL / \Delta YS$ 値が小さいこと, および以下のことを考慮すると, この変態強化の貢献もそれほど大きくないと考えられる。すなわち, TB 鋼のラス境界に沿う γ_R の平均間隔は小さく ($1 \sim 2 \mu m$), き裂先端部の塑性域には多数の γ_R が存在する。このため, ひずみ誘起された α_m はその後のラス境界に沿う疲労き裂の進展を抑制するが, 反面, 未変態 γ_R 量が少なくなり, そのひずみ誘起変態がき裂先端部の局所的応力集中を緩和する作用 (TRIP 効果) が小さくなる。

最後に, TDP II 鋼の予ひずみ付与による疲労限の増加挙動は詳細には検討していないが, 上述の TDP I 鋼と TB 鋼の中間的な理由によって説明されるであろう。

5 結 言

低合金 TRIP 鋼の高サイクル疲労強度に及ぼす予ひずみ量の影響を調査するとともに, 転位構造変化, γ_R の変形・変態挙動および内部応力変化よりそれらを検討した。得られた主な結果を以下にまとめる。

(1) 低合金 TRIP 鋼の疲労限は予ひずみ付与によって上昇したが, その上昇量はポリゴナルフェライトを母相とする TDP I 鋼において最も大きく, ベイニティックフェライトラス組織を母相とする TB 鋼において最も小さかった。TB 鋼に類似するラス組織 (焼なましマルテンサイトラス組織) を母相とする TDP II 鋼における疲労限の上昇量は両鋼の間となった。

(2) TDP I 鋼の予ひずみ付与による疲労限の大きな上昇は, 予ひずみ時に第 2 相に起因して母相に発生する高い圧縮内部応力および未変態 γ_R の TRIP 効果の影響が大きいことが考えられた。一方, TB 鋼の疲労限の小さな増加は, その圧縮内部応力と γ_R の TRIP の効果が小さかったこと, および疲労限の増加には主に変態硬化が貢献するがその寄与は小さかったためであると予想された。

(3) 高強度低合金 TRIP 鋼の疲労限の改善には, 母相に高い圧縮内部応力を生じさせることがとくに有効であることが示唆された。

参 考 文 献

- 1) K. Sugimoto, M. Kobayashi, A. Nagasaka and S. Hashimoto, ISIJ Int., **35**, 1407 (1995).
- 2) K. Sugimoto, A. Nagasaka, M. Kobayashi and S. Hashimoto,

Fig. 11. Relation between fatigue limit increment (ΔFL) and calculated equivalent internal stress in matrix (σ_i^*) for TDP I (■, □), TDP II (◆, ◇) and TB (●, ○) steels prestrained to 5%. (solid marks: $N = 1 \times 10^4$ cycles, open marks: $N = 0$ cycle)

- ISIJ Int., **39**, 56 (1999).
- 3) K. Sugimoto, T. Iida, J. Sakaguchi and T. Kashima, ISIJ Int., **40**, 902 (2000).
- 4) K. Sugimoto, J. Sakaguchi, T. Iida and T. Kashima, ISIJ Int., **40**, 920 (2000).
- 5) 杉本公一, 孫 曉東, 小林光征, 芳賀 武, 白沢秀則, 機械学会論文集, **A-63**, 717 (1997).
- 6) 杉本公一, 小林光征, 井上一也, 孫 曉東, 十代田哲也, 鉄と鋼, **84**, 559 (1998).
- 7) K. Sugimoto, M. Kobayashi and S. Yasuki, Met. Mater. Trans. A, **28A**, 2637 (1997).
- 8) 杉本公一, 小林光征, 井上一也, 増田雪也, 鉄と鋼, **85**, 856 (1999).
- 9) 杉本公一, 宋 星武, 井上一也, 小林光征, 増田雪也, 材料, **50**, 657 (2001).
- 10) 宋 星武, 杉本公一, 小林光征, 松原英之, 鹿島高弘, 鉄と鋼, **86**, 65 (2000).
- 11) S. Bandoh, O. Matsumura and Y. Sakuma, Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **28**, 569 (1988).
- 12) 日本材料学会編, X線応力測定標準, p.3 (1977).
- 13) 越智保雄, 佐々木茂美, 日本機械学会論文集, **A-47**, 483 (1981).
- 14) 村 外志夫, 森 勉, “マイクロメカニクス”, p.23 (1976) 培風館.
- 15) Y. W. Chang and R. J. Asaro, Metal Sci., **12**, 277 (1978).
- 16) M. F. Ashby, Philos. Mag., **14**, 1157 (1966).
- 17) Y. Tomota, K. Kuroki, T. Mori and I. Tamura, Met. Sci. Eng., **24**, 85 (1976).