

科学研究費助成事業 研究成果報告書

平成 28 年 6 月 9 日現在

機関番号：13601

研究種目：基盤研究(B) (一般)

研究期間：2013～2015

課題番号：25289262

研究課題名(和文)次世代超高強度TRIP型マルテンサイト鋼の疲労強度特性の改善機構の解明

研究課題名(英文) Mechanism Improving Fatigue Strength of Next Generation Ultrahigh-Strength TRIP-Aided Steels

研究代表者

杉本 公一 (SUGIMOTO, Koh-ichi)

信州大学・学術研究院工学系・教授

研究者番号：50094272

交付決定額(研究期間全体)：(直接経費) 14,500,000円

研究成果の概要(和文)：本研究では、研究代表者が世界に先駆けて開発したC-Si-Mn-Cr-Mo系次世代超高強度構造用鋼“TRIP型マルテンサイト鋼(TM鋼)”を自動車、建設機械等の駆動部品に適用することを目的として、切欠き疲労強度と遅れ破壊強度を高めることのできる組織制御技術、表面硬化処理技術を調査するとともに、それら強度特性の改善メカニズムを検討した。その結果、(1)TM鋼の切欠き疲労強度を高めることのできる加工熱処理法、最適合金組成、微粒子ピーニング条件、真空浸炭処理条件を明らかにした。また、(2)それらの改善機構を明らかにした。さらに、(3)TM鋼では切欠き疲労強度への水素感受性が低くなることを明らかにした。

研究成果の概要(英文)：For applications to powertrain components of automobiles and construction machines, fatigue and delayed fracture strengths of the next generation C-Si-Mn-Cr-Mo TRIP-aided martensitic (TM) steels were investigated. The main results are as followed. (1) Optimum thermo-mechanical treatment, chemical composition, fine particle peening condition and vacuum carburizing condition for the notch-fatigue of the TM steels were decided. (2) The mechanism improving the fatigue strength was proposed on the basis of fracture mechanics theory. (3) Delayed fracture strength of the TM steels was enhanced, as well as optimum chemical composition and heat-treatment condition.

研究分野：材料加工・組織制御工学

キーワード：低合金TRIP鋼 熱処理 残留オーステナイト 疲労強度 切欠き感受性 表面改質 真空浸炭 微粒子ピーニング

1. 研究開始当初の背景

- (1) 1987年にポリゴナルフェライトを母相とする低合金 TRIP 鋼板が新日本製鉄(株)で開発されて以降、0.6~0.8GPa 級の高強度低合金 TRIP 鋼板が乗用車骨格部品へ適用され、衝突安全性と軽量化による CO₂ 排出ガスの低減に貢献してきた。
- (2) 近年、衝突安全性と軽量化をさらに進めるため、研究代表者を中心に冷間プレス成形を可能とする 1.0~1.5GPa 級超高強度低合金 TRIP 鋼 (TRIP 型ベイニティックフェライト鋼; TBF 鋼, TRIP 型ベイニティックフェライト/マルテンサイト鋼; TBM 鋼, TRIP 型マルテンサイト鋼; TM 鋼) が開発され、乗用車骨格部品やシート部品への適用が積極的に進められている。
- (3) これらの超高強度低合金 TRIP 鋼は、これまで機械的性質に悪影響を及ぼすとタブー視されてきた「残留オーステナイト (γ)」と「マルテンサイト-残留 γ 複合相 (MA 相)」を有効に利用した独創的な次世代の構造用鋼であり、学術的観点からも研究を深める必要がある。
- (4) 1.5GPa 級の TM 鋼は、従来の機械構造用マルテンサイト鋼に比較して極めて優れた機械的性質を有するが、切欠き疲労強度の増加はまだ不十分で、自動車、建設機械への適用には、切欠き疲労強度をさらに高める必要がある。
- (5) TM 鋼の切欠き疲労強度は「組織制御」や「表面硬化処理」によりさらに改善できる可能性がある。また、一般に超高強度鋼では水素感受性が増すため、水素感受性を小さくする組織制御も必要であるが、TM 鋼の疲労強度に対する組織制御、表面硬化処理の影響や遅れ破壊強度についての研究は現在のところ、全く報告されていない。

2. 研究の目的

本研究では、研究代表者が世界に先駆けて開発した「TM 鋼」を、次世代の超高強度構造用鋼として自動車、建設機械等へ適用することを目的として、切欠き疲労強度を高めるための以下の必須技術を検討した。

- (1) 組織制御技術 (化学組成, 熱処理法, 熱間加工法など)
 - (2) 表面硬化処理技術 (微粒子ピーニング, 真空浸炭処理技術)
- また,
- (3) 切欠き疲労強度の改善機構を提案する。さらに,
 - (4) 超高強度化に伴って顕在化してくる切欠き疲労強度に及ぼす水素脆性の調査と水素脆性を改善する機構の提案も行う。

3. 研究の方法

(1) 残留 γ 特性や MA 特性などの組織制御技術の確立:

- ① 希少金属を低減し、かつ焼き入れ性を確保できる (i) 0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn-1.0%Cr

鋼 (Cr 鋼), (ii) 0.2%C-1.5%Si-5%Mn-1.0%Cr-0.2%Mo 鋼 (Cr-Mo 鋼), 及び (iii) 0.2%C-1.5%Si-5%Mn (Mn 鋼) を試作し、熱処理によって微細組織 (旧 γ 粒径, 残留 γ 特性, MA 相特性など) を変化させた TM 鋼を製造する。比較鋼として、市販の SCM420 鋼と SNCM420 鋼を使用する。

- ② また、γ 域加熱後に熱間または温間加工温度域で 0% または 50% ひずみを付与後 (ひずみ速度 50%/s), 冷却速度を種々変化させて 200°C まで冷却し、1000s 保持の熱処理を施す (図 1)。この後に 200~400°C で 1000s の炭素濃化処理を施す。
- ③ 熱処理及び加工熱処理後の試験片を用いて、残留 γ 特性と微細組織の変化を調査する。

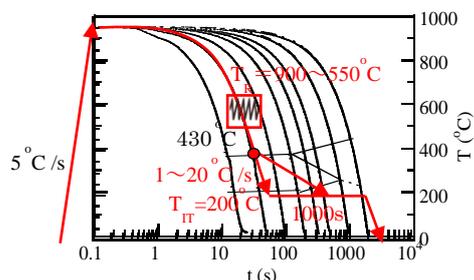


図1 加工熱処理線図, T_R: 加工温度, T_π: 等温変態温度

(2) 最適な表面硬化処理技術の確立:

- ① 歯車, ベアリングなどのような高疲労強度, 高い耐摩耗性, 高い耐フレットング疲労強度, 高い遅れ破壊強度が問題となる機械要素部品への適用のため, 真空浸炭と微粒子ピーニングを施したときの表面硬化層特性 (残留 γ 体積率分布, 硬さ分布, 圧縮残留応力分布など) を調査する。
- ② 真空浸炭についてはカーボンポテンシャルを C_p=0.70, 0.75, 0.80% の 3 条件とした

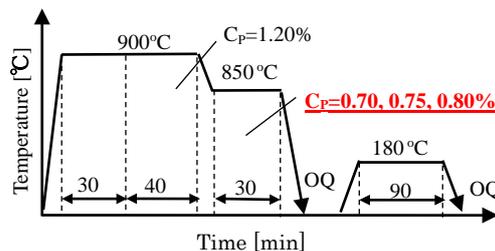


図2 真空浸炭処理線図, C_p: カーボンポテンシャル, OQ: 油冷

表1 微粒子ピーニング条件

Condition		A	B	C	D	E
shot	Material	Steel	Steel	FeCrB	Steel	Steel
	Dia. [mm]	0.07	0.05	0.08	0.10	0.30
	Vickers hardness	800	900	1200	850	950
	Specific gravity	8.0	-	7.4	-	-
	Arc height [mm N]	0.104	0.21	0.28	0.41	1.12
Coverage [%]		300	300	300	300	300

(図2) . 微粒子ピーニングについては粒子径 (0.05~0.3 μm) と粒子硬さ (HV800~1200) を変化させる (結果的にアークハイトが0.26~1.12 mm Nの範囲で変化する) (表1) .

(3) 切欠き疲労強度を向上させるための最適な「表面硬化処理」:

- ① TM鋼と比較鋼の平滑材と切欠き材の疲労特性 (疲労限, 疲労硬化・軟化挙動, 疲労き裂の発生挙動と進展速度, 疲労き裂進展限界応力拡大係数範囲など) を系統的に調査する.
- ② 回転曲げとねじり疲労試験を実施し, 疲労寿命と疲労限を調査する. また, 両変形時の疲労限の関係を明らかにする.
- ③ 疲労強度特性の最適化学組成と最適組織条件を明らかにする.

(4) TM鋼の「切欠き疲労強度の改善機構の提案」

- ① 疲労き裂の発生挙動の観察, き裂進展速度, 応力拡大係数範囲のしきい値の測定値を, 「残留 γ 特性», 「MA相特性」およびそれらの分布状態 (寸法や間隔) と関連づけ, 破壊力学的な考察を行う.
- ② 回転曲げとねじり疲労について, 切欠き疲労限の改善機構を提案する.
- ③ さらに, TM鋼の疲労硬化・軟化挙動とその疲労硬化機構も提案する.

(5) 遅れ破壊残留 γ 特性やMA特性などの組織制御技術の確立:

- ① TM鋼と比較鋼の疲労強度特性への水素感受性の評価を行うとともに, 組織因子との関係を明らかにする.
- ② 同時に, 水素吸蔵後のき裂発生・進展挙動の調査から, TM鋼の水素感受性の改善機構についても提案する.

4. 研究成果

(1) 残留 γ 特性やMA特性などの組織制御技術の確立

① 熱処理技術の確立:

- 1) Cr鋼, Cr-Mo鋼, Mn鋼に, γ 化後にマルテンサイト変態終了温度以下, かつより高い温度で等温変態処理を施すことによって, 母相を軟質マルテンサイトとし, 多量のMA相からなる組織が得られた (図3(a)). このとき, 残留 γ 体積率は2~4vol%であった. 既存のマルテンサイト鋼 (SNCM420鋼) のMA相と残留 γ の体積率は非常に低かった (図3(b)).

② 加工熱処理技術の確立:

- 1) 加工フォーマスターを用いて, γ 域で熱間加工 (50%ひずみ) を施し, その後に等温変態処理を施すことによって, 残留 γ 体積率を高めることができた (図4) .
- 2) 加工温度を低くし, かつ加工後の冷却速度

を1°C/sに遅くすることによって, 初期残留 γ 量は10vol%まで大幅に増加した. また, 組織は著しく微細化した.

(2) 最適な表面硬化処理技術の確立:

① 微粒子ピーニングによる表面改質:

疲労試験片を γ 域まで加熱した後, 油冷処理と180°Cでの焼戻しを施した後, 表1の条件で微粒子ピーニングを施した.

- 1) TM鋼では, TBF鋼に比較して微粒子ピーニングによる表面硬さの増加, 圧縮残留応力の増加や疲労限の増加は小さかったが, それらの増加量は従来マルテンサイト鋼に比較して大きかった.
- 2) TM鋼の表面硬化と残留応力の増加は主に残留 γ の変態硬化と膨張ひずみに起因した.
- 3) 微粒子ピーニングの投射材のサイズを小さくすると表面粗さは小さくなったが, 硬さと残留応力は低下した.

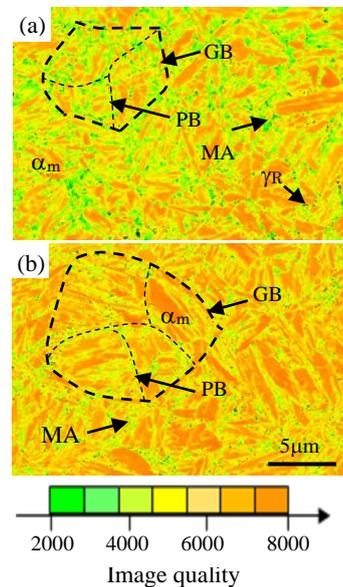


図3 (a)TM鋼と(b)SNCM420鋼のImage quality map. α_m : wide lath-martensite, γ_R : retained austenite, MA: MA-like phase, GB: prior grain boundary, PB: packet boundary, BB: block boundary

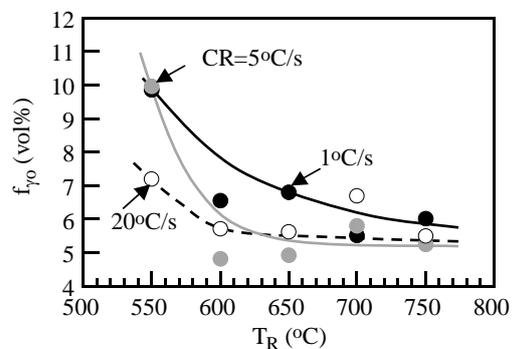


図4 TM鋼の初期残留 γ 体積率 (f_{γ_0}) に及ぼす加工温度 (T_R) と加工後冷却速度 (CR) の影響

② 真空浸炭+微粒子ピーニングによる表面改質：

疲労試験片に図2の条件で真空浸炭を施した後、油冷処理と180℃での焼戻しを施し、A条件で微粒子ピーニングを施した。

- 1) 真空浸炭処理後の表面層の残留 γ 体積率は37vol%まで増加した。この体積率はSNCM420鋼(残留 γ 体積率は22vol%)に比較して約70%増加した(図5, 図6(a))。
- 2) 微粒子ピーニング後のTM鋼の硬さと圧縮残留応力はSNCM420鋼より20%程度増加した(図6(b))。
- 3) 硬さと圧縮残留応力はカーボンポテンシャルを高く、かつ投射材のサイズを大きくする(アークハイトを高める)ほど増加した。ただし、表面粗さも増加した。

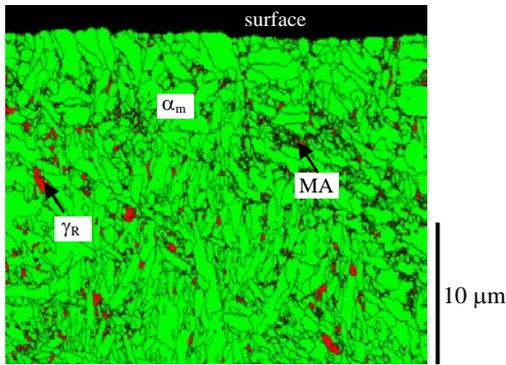


図5 TM鋼の真空浸炭層の微細組織, $C_p=0.80\%$, α_m : martensite matrix, γ_R : retained austenite, MA: MA phase.

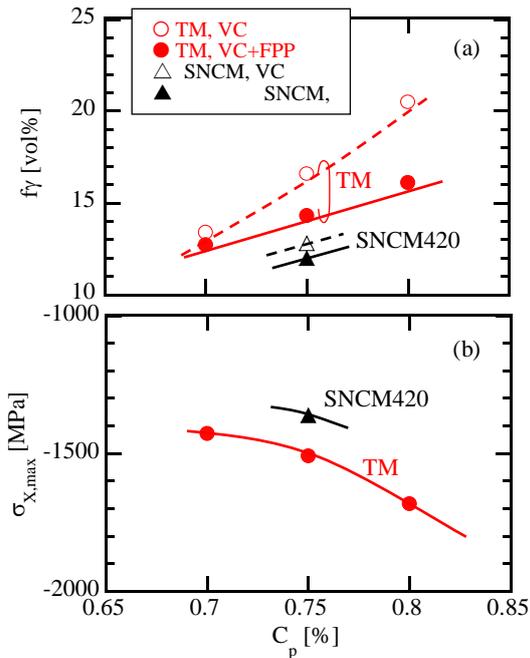


図6 TM鋼とSNCM420鋼のVC+FPP処理後の表面硬化層の(a)残留 γ 体積率(f_γ)と(b)最大残留応力($\sigma_{x,max}$)分布, FPP条件A.

(3) 切欠き疲労強度を向上させるための最適な「表面硬化処理」

① 熱処理のみ施したTM鋼の切欠き疲労強度の評価：

- 1) 上記の熱処理を施したCr-TM鋼において、最も高い切欠き疲労限と最も低い切欠き感受性を達成できた。この疲労限は従来マルテンサイト鋼に比較して10~15%高かった(図7)。
- 2) しかし、母相組織をベイニティックフェライトとマルテンサイトの混合組織としたTBM鋼に比較して、その切欠き感受性は少し高い傾向を示した。
- 3) TM鋼の疲労き裂進展挙動を調査した結果、TM鋼は従来のマルテンサイト鋼に比較して応力拡大係数範囲は高く、疲労進展速度は低かった(図8)。

② 微粒子ピーニング処理を施したTM鋼の切欠き疲労強度：

- 1) 微粒子ピーニングによってTM鋼の疲労限は大幅に増加した。その増加割合は従来マルテンサイト鋼より大きい(図7)。なお、TM鋼の増加率はTBF鋼よりは小さかった。
- 2) TM鋼では、き裂の進展速度は低下し、かつ応力拡大係数範囲のしきい値は増加した(図8)。

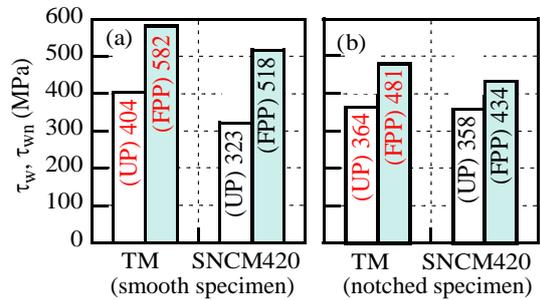


図7 TM鋼とSNCM420鋼の平滑材と切欠き材のねじり疲労限(τ_w, τ_{wn})の比較. UP: un-peening, FPP: fine particle peening. FPP条件A.

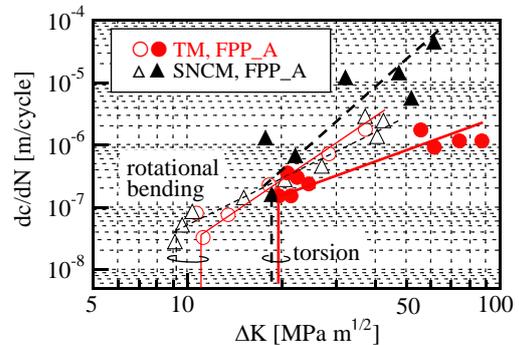


図8 FPP処理を施したTM鋼とSNCM420鋼の回転曲げ疲労とねじり疲労のき裂進展速度(dc/dN)—応力拡大係数範囲(ΔK)曲線

③ 真空浸炭+微粒子ピーニング処理を施したTM鋼の切欠き疲労強度：

- 1) 真空浸炭+微粒子ピーニングを施したTM鋼の疲労限は微粒子ピーニングのみを施した場合に比較して大幅に増加した。また、最も低いアークハイトで、高い疲労限が得られた。
- 2) それらの疲労限をSNCM420鋼と比較した時、SNCM420鋼と同等レベルであった (図9)。
- 3) $C_p=0.80\%$ において、平滑材と切欠き材の疲労限は最も高くなった (図10)。 C_p の増加にともなう切欠き材の疲労限の増加率は平滑材に比較して大きかった。
- 4) 真空浸炭後の微粒子ピーニングの粒子径を増加するに伴い、表面硬化層の硬さと圧縮残留応力は増加した。表面破壊型の切欠き材の疲労限はピーニング粒子の増加にともない増加したが、内部破壊を生ずる平滑材ではある条件のときに最大値を生じた。

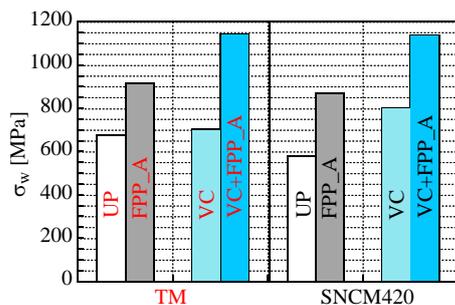


図9 TM鋼とSNCM420鋼のVC+FPP処理材(平滑材)の回転曲げ疲労限(σ_w), FPP条件A.

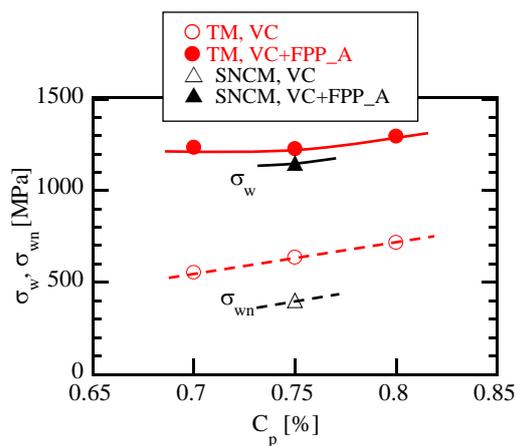


図10 TM鋼とSNCM420鋼の平滑材と切欠き材の回転曲げ疲労限(σ_w, σ_{wn})とカーボンポテンシャル(C_p)の関係。FPP条件A.

④ 回転曲げ疲労強度とねじり疲労強度との関係：

- 1) ねじり疲労の場合も、微粒子ピーニングを

施した平滑材と切欠き材のTM鋼はSNCM420鋼よりも高い疲労限を示した。

- 2) ねじり疲労の疲労限と回転曲げ疲労の疲労限の関係は、平滑材では概ね「最大エネルギー説」、切欠き材では「主応力説」に従った (図11)
- 3) ねじり疲労の場合、TM鋼の疲労き裂進展の応力拡大係数範囲のしきい値はSNCM420鋼より大きく、かつき裂進展速度は小さかった (図8)。
- 4) 回転曲げ疲労の場合、ねじり疲労の場合に比較して、応力拡大係数範囲のしきい値は小さく、かつき裂進展速度は高かった (図8)。

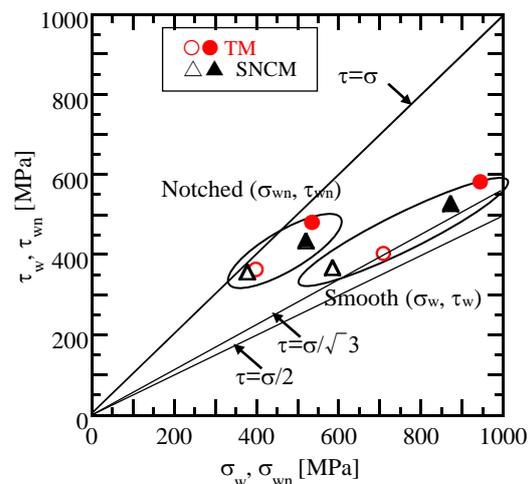


図11 FPPを施したTM鋼とSNCM420鋼の回転曲げ疲労限(σ_w, σ_{wn})とねじり疲労限(τ_w, τ_{wn})の関係。Open mark: unpeening. Solid mark: fine particle peening (FPP条件A)。

⑤ 熱処理のみを施したTM鋼の低サイクル疲労硬化挙動：

- 1) 従来のマルテンサイト鋼は疲労軟化を生じたが、TM鋼はTBF鋼やTBM鋼と同様に大きな疲労硬化挙動を生じた。
- 2) 疲労硬化増分は残留 γ の変態量に比例して増加した。

(4) TM鋼の「切欠き疲労強度の改善機構の提案」

① 疲労寿命と疲労限の改善機構：

- 1) 表面硬化層特性と疲労き裂先端の塑性域と残留 γ とMA相の分布状態から (図12), TM鋼の高い切欠き疲労限は主に
 - (i) 残留 γ のひずみ誘起マルテンサイト変態による硬さと圧縮残留応力の増加と
 - (ii) 1~2結晶粒内部の多量の未変態残留 γ による塑性緩和
 に起因すると考えられた。

② 疲労硬化機構：

1) TM鋼の疲労硬化は主に、残留 γ のひずみ誘起変態による硬化（マルテンサイト硬化）と多量のMA相から生ずる高い圧縮の長範囲内部応力に起因した。

(5) 切欠き疲労強度の水素感受性の評価と改善機構の提案：

- ①水素吸蔵後の TM 鋼の疲労強度の低下は既存の構造用鋼である SNCM420 鋼に比較して小さく、水素感受性が低いことがわかった。
- ②これは、比較的安定な残留 γ が水素をトラップし、無害化させたためと考えられた。

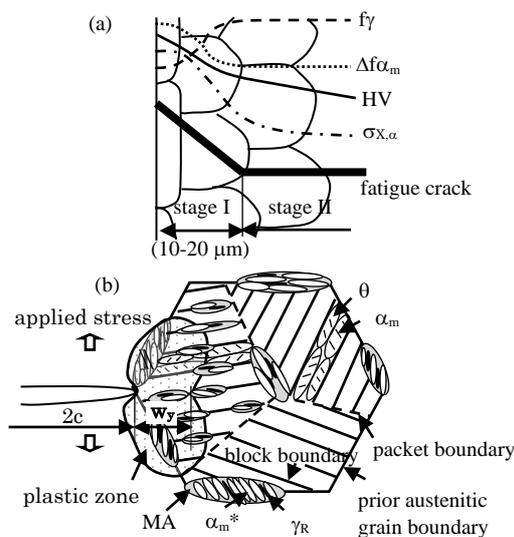


図 12 (a)微粒子ピーニング後の TM 鋼の表面硬化層特性と(b)TM 鋼の疲労き裂先端部の塑性域寸法(w_y)と残留 γ の分布状態の関係。
 f_y : 残留 γ 体積率, $\Delta f\alpha_m$: ひずみ誘起されたマルテンサイト体積率, HV: ビッカース硬さ, $\sigma_{x,\alpha}$: bcc 相の残留応力

(6) まとめ：

- ①温間加工熱処理とその後の遅い冷却 ($1^\circ\text{C}/\text{s}$) は残留 γ 体積率を大幅に増加させるとともに、組織を微細化させた。
- ②1.0%Crまたは1%Cr-0.2%Moを添加したTM鋼は既存マルテンサイト鋼に比較して、非常に高い疲労強度を有することが明らかとなった。また、投射粒径が $70\mu\text{m}$ 以下の微粒子ピーニングによって既存マルテンサイト鋼に比べて高い切欠き疲労強度を有した。
- ③TM鋼への真空浸炭+微粒子ピーニングはTM鋼の疲労強度を大幅に改善するが、その改善効果は既存浸炭鋼と同レベルであった。
- ④TM鋼の疲労強度に対して、水素吸蔵の影響

は既存マルテンサイト鋼に比較して小さかった。

- ⑤今後は、関連企業とともに自動車部品への適用研究を積極的に進めたい。また、本研究では十分な調査が完了しなかった水素吸蔵後の疲労強度特性についても継続して調査する予定である。

5. 主な発表論文等

〔雑誌論文〕(計 23 件)

- ① Koh-ichi Sugimoto and Tomohiko Hojo: Fatigue Hardening Behavior of a 1.5 GPa Grade TRIP-aided Martensitic Steel, Metallurgical and Materials Transactions A, published online: 11 April, 2016. 査読有, DOI: 10.1007/s11661-016-3500-0
- ② 水野悠太, 北條智彦, 杉本公一: TRIP 型ベイニティックフェライト鋼のねじり疲労強度に及ぼす微粒子ピーニングの影響, 材料, Vol.64, No.11 (2015), pp.853-858. 査読有, DOI:10.2472/jsms.64.853
- ③ 名取昌弘, 宋 星武(Sun-Moo Song), 杉本公一: TRIP型ベイニティックフェライト鋼の表面残留応力に及ぼす微粒子ピーニングの影響, 材料, Vol.63, No.9 (2014), pp.662-668. 査読有, DOI:10.2472/jsms.63.662

〔学会発表〕(計 28 件)

- ① 水野悠太, 杉本公一: TRIP 型マルテンサイト鋼のねじり疲労強度に及ぼす微粒子ピーニングの影響, CAMP-ISIJ, Vol. 28 (2015.9.16), p.821.
- ② Koh-ichi Sugimoto: Microstructure and Mechanical Properties of Advanced Structural Steel “TRIP-aided Martensitic Steel”, Abstract Books of International Conference on Advances in Steel, Power and Construction Technology (ICASPCT 2015), Raigarh, India, (2015.1.14), p.9. [Keynote speech].
- ③ 水野悠太, 宋 星武, 杉本公一: TRIP 型ベイニティックフェライト鋼のねじり疲労強度に及ぼす微粒子ピーニングの影響, 日本材料学会第 32 回疲労シンポジウム講演概要集 (Proceedings of The 32nd Symposium on Fatigue), 高山市民会館 (2014.11.06), pp.157-160.

〔その他〕

ホームページ等

http://soar-rd.shinshu-u.ac.jp/profile/ja_jCApiekV.html

6. 研究組織

(1)研究代表者

杉本 公一 (SUGIMOTO Koh-ichi)
 信州大学・学術研究院工学系・教授
 研究者番号：50094272