

TS 780 MPa Grade Hot Rolled Sheet Steels with High Fatigue Strength



清水 哲雄
Tetsuo Shimizu
技術研究所 薄板研究
部門 主任研究員
(課長)



青柳 信男
Nobuo Aoyagi
水島製鉄所 管理部技
術サービス室 主査
(課長)

要旨

自動車ホイールなどの足回り部品に適する耐疲労特性の優れた TS780MPa 級高張力熱延鋼板の開発を目的として、疲労強度におよぼすミクロ組織の影響を調べた。第 2 相がベイナイト+マルテンサイト、パーライトのいずれであっても、主相の軟質なフェライト相を析出強化することで疲労亀裂の発生が抑制され疲労強度が向上する。第 2 相をより硬質なマルテンサイト単一相とすることにより発生した亀裂の進展を抑制し、さらに疲労強度が向上する。上記の結果をもとに実機製造した 780 MPa 級熱延鋼板は従来鋼に比較して高い疲労強度と優れた強度-伸びバランス、高い穴拡張率を示し、世界で初めて超高強度軽量化ホイールに適用された。

Synopsis:

The effect of microstructure on fatigue strength has been investigated to develop 780 MPa TS grade high strength hot-rolled sheet steels applicable to automotive wheels and chassis. Even if the second phase was bainite-martensite or pearlite, precipitation strengthening of ferrite matrix suppressed initiation of fatigue cracks, and exhibited an increase in fatigue limit. The second hard phase of martensite suppressed fatigue crack propagations and exhibited a significant increase in fatigue strength. As a result, 780 MPa TS grade steel with high fatigue strength, excellent tensile strength-elongation balance and high hole expanding ratio can be developed. The newly developed steel was applied to automotive high strength and lightweight wheels for the first time in the world.

1 緒 言

従来、自動車のホイールなどの足回り部品に使用されてきた熱延鋼板は、ほとんどが TS590 MPa 級以下の強度水準のものであった¹⁻⁵⁾。しかし、近年地球環境の保護の観点から燃費向上、CO₂ 排出削減を目的とした車体軽量化の要求の高まりにより、このような用途に使用される TS780 MPa 級の超高強度熱延鋼板の開発が求められた。

足回り部品に用いられる鋼板にはプレス成形性、形状凍結性、耐疲労特性、溶接性などの各種の特性が良好であることが必要とされる。特に自動車ホイールなどの部品においては、ピアス加工などによって開けられた切り欠き部の耐疲労特性が重要である。

従来の TS が 590 MPa を超える超高強度熱延鋼板は、組織強化型と析出強化型の 2 つの強化方式を利用するものに大別される。しかし、TS780 MPa 級では、この耐疲労特性に対してはいずれの強化方式の鋼でも対応することが困難であった。

以上の背景から、川崎製鉄ではこれらの課題を解決するために新しいミクロ組織制御技術について研究し^{6,7)}、自動車ホイールなど

の足回り部品に適する高強度熱延鋼板を開発した。本論文では、疲労特性を向上させるための新しい組織制御に関する研究結果、およびそれに基づいて製造された 780 MPa 級熱延鋼板の諸特性に関して述べる。

2 高強度熱延鋼板の疲労特性を支配する冶金学的因子

2.1 疲労強度に及ぼすフェライトの析出強化の影響

疲労強度は引張強度の増加とともに高くなることが知られている。阿部ら⁸⁾ および栗田ら⁹⁾ はフェライト-パーライト組織鋼のフェライト相を直接強化する固溶・析出強化により高い疲労強度が得られることを報告している。また、残留オーステナイトの歪み誘起変態により疲労強度が向上するとした報告¹⁰⁻¹²⁾ では第 2 相の疲労強度への影響も大きいと述べられている。一方、マルテンサイトによる疲労強度向上効果はフェライトの強化による効果よりも小さいとの報告¹³⁾ もある。以上述べたように、高疲労強度を得るための組織については統一的な解釈はなされていなかった。

そこで、フェライトを第 1 相とする低炭素鋼の疲労特性に及ぼす析出強化と第 2 相の影響を明確にする目的で、研究用真空溶解鋼を

*平成 11 年 6 月 14 日原稿受付

Table 1 Chemical composition, structure and mechanical properties of steels

	Chemical composition (mass%)				Structure	Volume fraction of ferrite (%)	Grain size of ferrite (μm)	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)
	C	Si	Mn	Ti						
A	0.07	1.53	1.84	—	F+B+M	89	9.9	419	592	33
B	0.08	1.54	1.83	0.05	F+B+M	89	8.5	427	711	25
C	0.08	1.53	1.79	0.11	F+B+M	91	7.5	496	772	22
D	0.08	1.54	1.81	0.15	F+B+M	93	7.5	585	808	21
E	0.08	0.68	1.09	—	F+P	91	9.2	373	496	39
F	0.08	0.69	1.09	0.03	F+P	93	6.8	485	573	31
G	0.08	0.68	1.09	0.06	F+P	95	6.4	564	644	28

F: Ferrite, B: Bainite, M: Martensite, P: Pearlite

Table 2 Chemical composition, structure and mechanical properties of steels

	Chemical composition (mass%)						Structure	Volume fraction of ferrite (%)	YS (MPa)	TS (MPa)	YR	El (%)
	C	Si	Mn	Ti	Nb	Cr						
H	0.08	1.61	1.73	0.10	—	—	Precipitated F+M	81	507	787	0.64	21
I	0.11	1.60	1.55	—	—	1.02	F+M	60	433	864	0.50	21
J	0.11	0.43	1.50	0.16	0.04	—	Precipitated F+B+M	72	679	782	0.87	17

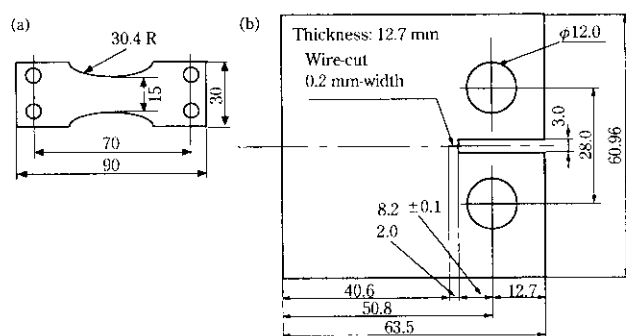


Fig. 1 Shape and size of fatigue test specimen; (a) Plane bending test specimen, (b) Fatigue crack propagation test specimen

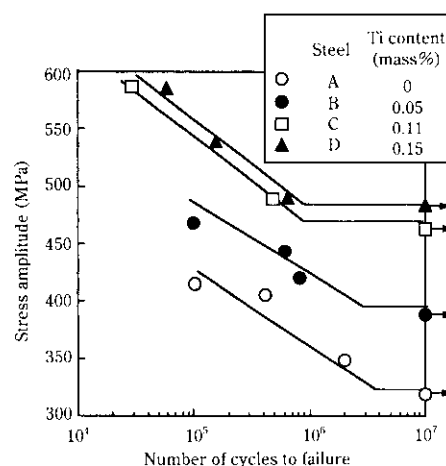


Fig. 2 Relationship between stress amplitude and number of cycles to failure in ferrite-bainite-martensite steel

用いて疲労強度と疲労亀裂伝播特性を調べた。

2.2 供試材および実験方法

疲労強度を調べるために用いた供試材の化学組成、機械的性質、ミクロ組織、フェライト相の体積率、フェライト相の平均粒径 (d) を Table 1 に示す。

A~D 鋼は第1相がフェライト (F)、第2相がベイナイト (B) + マルテンサイト (M) であり、Ti 添加量により析出強化の程度を変化させた。E~G 鋼は第1相がフェライト、第2相がパーライト (P) であり、同じく Ti 添加量により析出強化の程度を変化させた。

試験片は圧延方向と平行に採取し、表面粗さの影響を除去するため両面を研削して 2.6 mm 厚とし、Fig. 1 (a) に示す形状に機械加工して実験に供した。

疲労試験はシェンク型平面曲げ疲労試験機にて完全両振り (応力比 $R = -1$)、繰返し速度 20 Hz で行った。疲労限 σ_w は繰返し数 10^7 回で破断しない応力とし、本報告での疲労強度はこの疲労限の値を用いた。

次に、Table 2 に示す化学組成と機械的性質、組織をもつ鋼を用いて疲労亀裂伝播特性を調べた。試験片は圧延方向と平行に採取し、

両面を研削して 12.7 mm 厚とし、Fig. 1 (b) に示す形状に機械加工して実験に供した。疲労亀裂進展試験は電気油圧式疲労試験機にて応力比 $R = 0.05$ の正弦波荷重で行い、荷重変動幅一定による ΔK 漸増試験を行い、亀裂長さをコンプライアンス法にて測定し、亀裂の伝播速度と応力拡大係数範囲 (ΔK) を求めた¹⁴⁾。

2.3 実験結果

第1相がフェライト (F)、第2相がベイナイト (B) + マルテンサイト (M) である A~D 鋼の平面曲げ疲労試験結果を Fig. 2 に、第1相がフェライト、第2相がパーライト (P) である E~G 鋼の平面曲げ疲労試験結果を Fig. 3 に示す。また、Ti 無添加の鋼を基準として、Ti 添加による引張強度の増分 ΔTS と疲労限の増分 $\Delta \sigma_w$ との関係性を Fig. 4 に示す。F-M-B 鋼、F-P 鋼いずれの場合も Ti 添加量の増加にともない引張強度の増分以上に疲労強度は向上する。したがって、第2相がベイナイト + マルテンサイト、パーライトのいずれであっても、フェライト相の Ti による析出強化は疲労強度の向

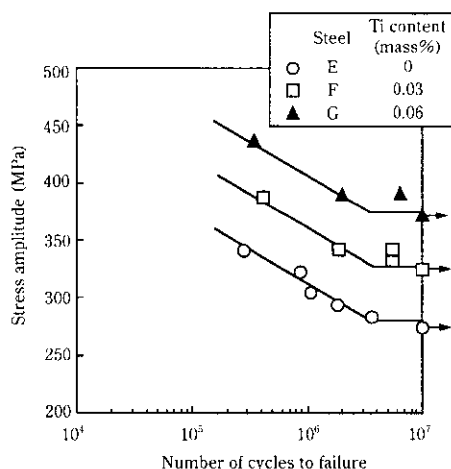


Fig. 3 Relationship between stress amplitude and number of cycles to failure in ferrite-pearlite steel

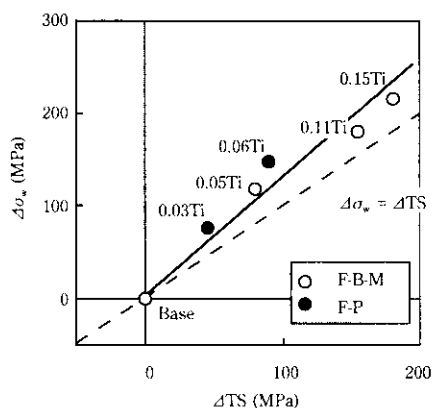


Fig. 4 Effect of titanium content on increase of fatigue strength ($\Delta\sigma_w$) and increase of tensile strength (ΔTS)

上に有効である。

組織がそれぞれ析出強化 F-M (PF-M) の H 鋼, F-M の I 鋼, 析出強化 F-M-B (PF-M-B) の J 鋼の亀裂進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を Fig. 5 に示す。PF-M-B の J 鋼と比較して、F-M の I 鋼は亀裂進展速度が小さい。PF-M の H 鋼は ΔK が小さい範囲では I 鋼とほぼ同じ亀裂進展速度であるが、 ΔK が大きくなると J 鋼と同じになる。

2.4 考察

阿部ら⁹⁾によると疲労特性は降伏強度、引張強度といった静的強度と直接に関係付けられるものではなく、本質的には強化機構別に分類検討する必要があるとしている。その点を考慮して、本研究での引張強度と疲労強度の向上について考察する。

まず、疲労強度に及ぼす析出強化の寄与について検討する。供試鋼 A~G では第 1 相がフェライト (F)、第 2 相がベイナイト (B) + マルテンサイト (M) の組織と、第 1 相がフェライト、第 2 相がパーライト (P) のそれぞれの組織構造において、フェライト相の分率にほとんど変化がないので、第 2 相の量の影響を無視できると仮定して問題ない。したがって、疲労強度に関しては TiC の析出強化による寄与とフェライト粒の細粒強化による寄与に分けられ、疲労強度の変化 ($\Delta\sigma_w$) は式 (1) で推定できる。

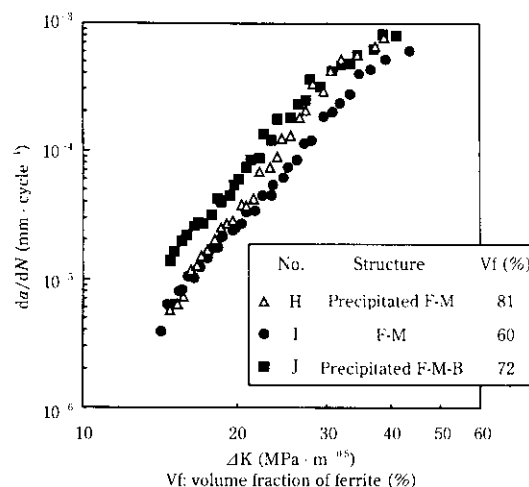


Fig. 5 Relationship between stress intensity factor range (ΔK) and fatigue crack propagation rate (da/dN) in ferrite-martensite and ferrite-martensite-bainite steels

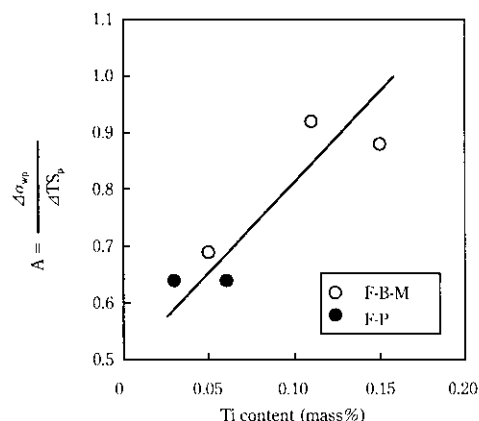


Fig. 6 Effect of titanium content on ratio of increase of fatigue strength ($\Delta\sigma_{wp}$) to that of tensile strength (ΔTS_{wp})

$$\Delta\sigma_w = \Delta\sigma_{wp} + \Delta\sigma_{wg} = A\Delta TS_p = B\Delta TS_g \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $\Delta\sigma_{wp}$:析出強化による σ_w の増加、 $\Delta\sigma_{wg}$:細粒強化による σ_w の増加、 ΔTS_p :析出強化による TS の増加、 ΔTS_g :細粒強化による TS の増加、 A, B :定数である。

一方、細粒強化による引張強度の増加量 ΔTS_g は Hall-Petch の式 (2) で表される。

$$\Delta TS_g = K\Delta d^{-1/2} \quad \dots\dots\dots (2)$$

K は定数であり、ここでは Pickering¹⁵⁾ が炭素鋼で測定した値 $17 \text{ Nmm}^{-3/2}$ を用いる。また、細粒強化の寄与を表す定数 B は従来の研究^{8,9)} の範囲内である $B = 0.5$ を用いる。以上の仮定の基に本研究の疲労強度から F-M-B と F-P それぞれの組織における疲労強度に及ぼす析出強化の寄与の定数である A を算出した結果を Fig. 6 に示す。Ti 添加量が増加するにしたがい定数 A も増大する。Prenosil¹⁶⁾ によれば微細な析出物は繰り返し応力下で再溶解し、繰り返しの抵抗力が低下することが報告されている。Ti 添加量の増加により疲労強度に及ぼす析出強化の寄与の定数 A が増加する原因は、析出物の粗大化によりこの再溶解が生じにくくなったことが考えられる。

Table 3 Chemical composition of newly developed 780 MPa TS grade steel

(mass%)						
C	Si	Mn	Ti	P	S	Al
0.08	1.50	1.80	0.10	0.010	0.001	0.030

Table 4 Mechanical properties of newly developed 780 MPa TS grade steel

Thickness (mm)	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)
3.2	653	816	24
4.5	638	832	22
6.0	659	834	22

次に、供試鋼 H~I での疲労亀裂進展速度の差について考察する。複合組織鋼において硬質な第 2 相により疲労亀裂の進展が阻止されることが報告¹⁷⁻¹⁹⁾ されている。したがって、PF-M-B の J 鋼に比較して第 2 相がより硬質で、第 2 相の分率が大きい F-M の I 鋼の亀裂進展速度が小さくなったものと考えられる。一方、第 2 相の分率が J 鋼より小さい H 鋼において ΔK が小さい範囲で I 鋼とほぼ同程度であったのは、第 2 相が硬質のマartenサイト単一相であったからであると考えられる。

疲労特性は一般に、疲労亀裂の発生とその亀裂の進展とに分けることができる。第 2 相に比較して軟質なフェライト相を Ti などの析出元素により強化することで疲労強度が向上するのは、前者の疲労亀裂の発生を抑制するからである。また、第 2 相をより硬質なマartenサイトとすることにより発生した亀裂の進展を抑制することができ、さらに疲労強度が向上する。

3 耐疲労特性に優れた 780 MPa 級熱延鋼板製造の考え方

前述のように、組織をフェライト相とマartenサイト相からなる複合組織とした上で、フェライト相を析出強化させることにより疲労特性が格段と向上することが明らかとなった。さらに、疲労特性の他にも以下に示す諸特性の向上が期待される。

- (1) フェライト相を析出強化させることによって、硬質相であるマartenサイトとの強度差が小さくなり、フェライト相への変形の集中を抑制して局部伸びが向上し、伸びフランジ性が改善する。
- (2) dual-phase 型複合組織鋼のもつ低降伏比と一様伸びの良さが確保できる。
- (3) 溶接部が組織強化鋼のように異常硬化せず、かつ析出強化鋼のように HAZ 軟化も起こさない中庸的溶接部硬化特性が得られる。

以上のような組織を引張強度 780 MPa 級の熱延鋼板において形成させるための熱延製造条件の主たる要点は、熱間圧延後のオーステナイト→フェライト変態が起こる冷却段階でつぎの 2 つの反応を進める条件を与えることにある。第一はオーステナイト→フェライト変態直後のフェライト粒に析出強化因子となる微細 TiC の析出が速やかに起こる条件、第二は TiC として消費されなかった余剰の C を、その時点で存在するオーステナイト相側に濃化させ以降の冷却でマartenサイトを形成させやすくする条件である。これらの条件を安定的に確保するためには、化学組成と冷却条件が重要な役割を果たす。まず、TiC の析出ノーズをオーステナイト→フェラ

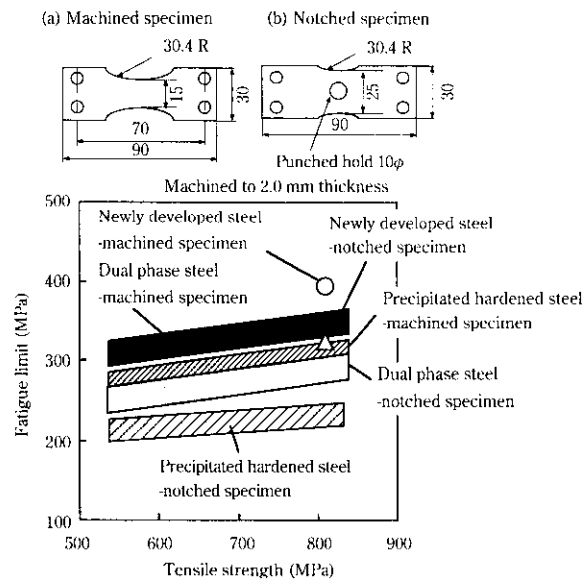


Fig. 7 Effect of microstructure and tensile strength on fatigue limit

イト変態ノーズと合致させることが必要であり、そのために前者については Ti および C 量とオーステナイト+フェライトの 2 相状態の安定領域を拡大するための Si, Mn 量の最適化が必要である。後者では 2 相状態での上記反応を短い冷却時間内で速やかに、かつ効率的に進行させるための冷却パターンの制御が重要となる。

4 熱延鋼板での特性

上述の考え方に基づき、耐疲労特性に優れた 780 MPa 級高強度熱延鋼板の化学組成と熱間圧延、冷却条件の最適化を行い、工場熱間圧延ミルで製造した。Table 3 に化学組成を、また、Table 4 に各板厚ごとの機械的特性を示す。Fig. 7 に平面曲げ疲労試験における平滑試験片、切り欠き試験片の疲労限と母材強度との関係を従来の析出強化鋼、dual phase 鋼と比較した結果を示す。平滑試験片、切り欠き試験片とも疲労限は析出強化鋼、dual phase 鋼よりも高い値を示す。前述の実験室での研究結果で明らかにした通り、本開発鋼板で優れた疲労特性を示すのは、フェライトを析出強化することにより疲労亀裂の発生を抑制し、マartenサイトにより亀裂の進展を抑制するためである。

Fig. 8 に開発鋼の強度-伸びバランスを従来の析出強化鋼、dual phase 鋼と比較した結果を示す。強度-伸びバランスは従来の析出強化鋼より優れ、dual phase 鋼と同等の特性である。これは、開発鋼が dual phase 鋼と同様の複合組織鋼板であるからである。

また、Fig. 9 に強度-穴拡張率の関係を示す。開発鋼の穴拡張性は、dual phase 鋼および析出強化鋼よりも優れている。これはフェライト相が析出強化されることによって、硬質第 2 相であるマartenサイト相との強度差が小さくなり、加工に際しフェライト粒に変形が集中することを抑制する効果が生まれるためである。

5 結 言

自動車ホイールなどの足回り部品に適する耐疲労特性の優れた TS780 MPa 級熱延鋼板の開発を目的として、疲労強度におよぼす組織の影響を調べ以下の結論を得た。

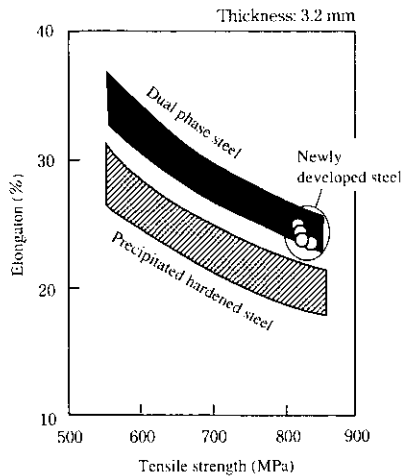


Fig. 8 Effect of microstructure and tensile strength on elongation

- (1) 第2相がベイナイト+マルテンサイト、パーライトのいずれであっても、主相のフェライト相をTiにより析出強化することにより疲労強度が向上する。これは第2相に比較して軟質なフェライト相をより強化することで疲労亀裂の発生を抑制するからである。
- (2) 第2相をより硬質なマルテンサイト単一相とすることにより発生した亀裂の進展を抑制することができ、さらに疲労強度が向上する。
- (3) 組織をフェライト相とマルテンサイト相からなる複合組織とした上で、フェライト相を析出強化させた780 MPa級熱延鋼板は従来鋼に比較して高い疲労強度と優れた強度-伸びバランス

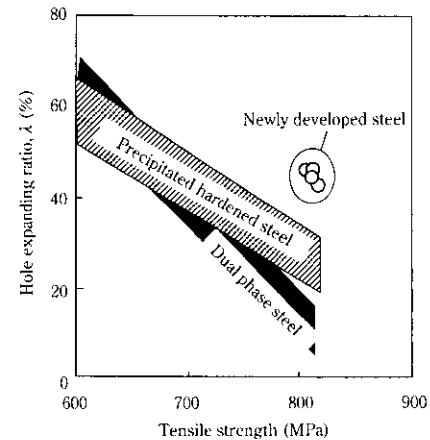


Fig. 9 Effect of microstructure and tensile strength on hole expanding ratio, λ

ス、高い穴拡げ率を示す。

以上の実験室での知見に基づき、化学組成と熱間圧延、冷却条件の最適化を行った。開発した高強度熱延鋼板は、世界で初めてTS780 MPa級高強度鋼板を用いた超高強度軽量化ホイールに適用された²⁰⁾。このホイールでは、TS590 MPa級の高強度鋼板を使用したホイールよりも約10%の軽量化を達成した。この軽量化割合は、スチールホイールをアルミホイールに替えたほどの効果に該当する。また、このホイールの疲労耐久寿命は約2割改善され、製品の信頼性向上にも寄与している。今後、シャシーなどの自動車部品への適用も検討されており、ホイールの場合と同様の効果が期待されている。

参考文献

- 1) M. Shinozaki, T. Kato, T. Irie, and I. Takahashi: SAE Technical Paper, (1983), No. 830032
- 2) T. Irie, T. Kato, A. Tosaka, M. Shinozaki, and K. Hashiguchi: SAE Technical Paper, (1985), 850118
- 3) M. Shinozaki, A. Yamamoto, T. Kato, K. Tsunoyama, and T. Irie: SAE Technical Paper, (1988), 880374
- 4) T. Irie, K. Tsunoyama, M. Shinozaki, T. Kato, and N. Aoyagi: SAE Technical Paper, (1988), 880695
- 5) M. Shinozaki, Y. Matsumoto, T. Kato, M. Nishida, and N. Sudo: SAE Technical Paper, (1983), 830279
- 6) 森田正彦, 黒澤伸隆, 加藤俊之, 東野建夫, 青柳信男, 阪上隆夫: 材料とプロセス, **6**(1993), 1694
- 7) 森田正彦, 黒澤伸隆, 加藤俊之, 東野建夫, 青柳信男, 阪上隆夫: 自動車技術講演会前編, (1993), No. 93065898
- 8) 阿部 隆, 三瓶哲也, 大鈴弘忠, 小指軍夫: 鉄と鋼, **70**(1984), 1462
- 8) 栗田真人, 外山和男: 鉄と鋼, **80**(1994), 66
- 10) 古君 修, 矢野浩史, 高城重彰: 粉体および粉末冶金, **38**(1991), 18
- 11) 孫 曉東, 大東靖和, 杉本公一, 小林光征, 白沢秀則: 日本機械学会機械材料・材料加工技術講演会講演論文集, **2**(1994), 52
- 12) 川崎 薫, 横井龍雄, 樋渡俊二, 高橋 学, 小山一夫, 福田松男: 材料とプロセス, **8**(1995), 532
- 13) 栗田真人, 外山和男, 野村茂樹, 岡重和俊: 鉄と鋼, **81**(1995), 1091
- 14) ASTM, E399-90
- 15) F. B. Pickering: "Hardenability Concepts with Applications to Steels", ed. by D. V. Doane, (1978), 179
- 16) B. Prenosil, M. Koutnik, and J. Holub: Phys. Stat. Solidi, (a), **15**(1973), 215
- 17) 皮籠石紀雄, 西谷弘信, 豊廣利信: 日本機械学会論文集 (A編), **59**(1993), 752
- 18) 皮籠石紀雄, 西谷弘信, 豊廣利信, 上福元博幸: 日本機械学会論文集 (A編), **59**(1993), 922
- 19) 黒木 孝, 山田邦博: 日本機械学会論文集 (A編), **60**(1994), 1498
- 20) I. Machida, M. Narita, R. Kureura, M. Morita, N. Aoyagi, and M. Sano: SAE Technical Paper, (1994), No. 940536