

川崎製鉄技報

KAWASAKI STEEL GIHO

Vol.34(2002)No.1

新機能線材・棒鋼小特集号

TPCP 技術による高強度・高靱性非調質棒鋼の開発

New Extremely Low Carbon Bainitic High-strength Steel Bar Having Excellent Machinability and Toughness Produced by TPCP Technology

長谷 和邦 (Hase, K.) 星野 俊幸 (Hoshino, T.) 天野 虔一 (Amano, K.)

要旨：

極低炭素ベイナイト組織と制御圧延による析出制御技術を組み合わせた新しい組織制御技術(thermo-mechanical precipitation control process)により高強度・高靱性非調質棒鋼の開発に成功した。従来技術では、太径棒鋼で SCM435 焼入れ焼もどし材と同等以上の強度と靱性を達成することは困難であった。鋼成分を極低炭素化することにより、常温で 250J/cm² 以上の衝撃値を達成した。また、切削時の工具摩耗が抑制されるため、大幅に被削性が向上した。極低炭素ベイナイト組織を母相中にナノオーダーで微細分散させた Cu 析出物で強化することにより、ベイナイト型非調質鋼の問題点であった低降伏比の問題を解消し、85%以上の高降伏比を達成した。

Synopsis：

A non-heat-treated high strength steel bar for machine structural use through a thermo-mechanical precipitation control process (hereafter, referred to as TPCP) has been developed. The newly developed TPCP is a technique for controlling the strength of the steel by precipitation hardening effected with the benefit of an extremely low carbon bainitic microstructure. The carbon content of the steel is decreased to below 0.02mass% for realizing the proper microstructure, which improves both the notch toughness and machinability. In order to make the microstructure bainitic and to obtain effective precipitation hardening, some micro-alloying elements are added. The developed steel manufactured with these advanced techniques showed a higher impact value, higher yield strength and better machinability than those of the quenched and tempered SCM435 steel. The impact value of the steel is 250J/cm² or more at room temperature. The problem of the reduction in yield ratio, inherent to non-heat-treated steel, was overcome by strengthening the extremely low carbon single-phase bainitic microstructure with Cu precipitation which was minutely dispersed by nano order in the base-phase structure, attaining the high levels of 85% or more in yield ratio of the steel. The considerable improvement of the durability of the tools, leading to the significant advantages of machinability through the suppression of the abrasion of tools,

was also achieved.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

New Extremely Low Carbon Bainitic High-strength Steel Bar Having Excellent Machinability and Toughness Produced by TPCP Technology



長谷 和邦
Kazukuni Hase

技術研究所 厚板・条鋼・接合研究部門 主任研究員(主席掛長)



星野 俊幸
Toshiyuki Hoshino

技術研究所 厚板・条鋼・接合研究部門 主任研究員(課長)・工博



天野 虔一
Keniti Amano

技術研究所 厚板・条鋼・接合研究部門長・工博

要旨

極低炭素ベイナイト組織と制御圧延による析出制御技術を組み合わせた新しい組織制御技術 (thermo-mechanical precipitation control process) により高強度・高靱性非調質棒鋼の開発に成功した。従来技術では、太径棒鋼で SCM435 焼入れ焼もどし材と同等以上の強度と靱性を達成することは困難であった。鋼成分を極低炭素化することにより、常温で 250 J/cm² 以上の衝撃値を達成した。また、切削時の工具摩耗が抑制されるため、大幅に被削性が向上した。極低炭素ベイナイト組織を母相中にナノオーダーで微細分散させた Cu 析出物で強化することにより、ベイナイト型非調質鋼の問題点であった低降伏比の問題を解消し、85%以上の高降伏比を達成した。

Synopsis:

A non-heat-treated high strength steel bar for machine structural use through a thermo-mechanical precipitation control process (hereafter, referred to as TPCP) has been developed. The newly developed TPCP is a technique for controlling the strength of the steel by precipitation hardening effected with the benefit of an extremely low carbon bainitic microstructure. The carbon content of the steel is decreased to below 0.02 mass% for realizing the proper microstructure, which improves both the notch toughness and machinability. In order to make the microstructure bainitic and to obtain effective precipitation hardening, some micro-alloying elements are added. The developed steel manufactured with these advanced techniques showed a higher impact value, higher yield strength and better machinability than those of the quenched and tempered SCM435 steel. The impact value of the steel is 250 J/cm² or more at room temperature. The problem of the reduction in yield ratio, inherent to non-heat-treated steel, was overcome by strengthening the extremely low carbon single-phase bainitic microstructure with Cu precipitation which was minutely dispersed by nano order in the base-phase structure, attaining the high levels of 85% or more in yield ratio of the steel. The considerable improvement of the durability of the tools, leading to the significant advantages of machinability through the suppression of the abrasion of tools, was also achieved.

1 緒 言

機械構造用鋼を使用する自動車分野や産業機械分野では、コスト低減およびリードタイム短縮の観点から非調質鋼の適用が積極的に進められてきた¹⁾。この結果、機械構造用炭素鋼を調質処理して製造されていた引張強さ 700~900 MPa 級の部品は、そのほとんどが非調質化されるに至った。これらの非調質鋼の主体は、0.2~0.5 mass% C のフェライト・パーライト鋼を V 炭窒化物で強化した鋼であるが^{2~4)}、この鋼は靱性が低く適用範囲が限定される。また、フェライト・パーライト型よりも高強度・高靱化が可能な鋼としてベイナイト型非調質鋼が開発されているが^{5~7)}、降伏比が低く、質

量効果が大きいため適用される部品サイズが限定されるなどの問題があり実用化は進んでいない。

川崎製鉄では、これら従来鋼の問題点を克服し、さらなる高強度・高靱化が可能な非調質鋼を極低炭素ベイナイト鋼に関する知見をもとに検討し⁸⁾、TPCP (thermo-mechanical precipitation control process) と称する組織制御技術を開発した⁹⁾。この TPCP 法の適用により機械構造用合金鋼焼入れ焼もどし材と代替可能な、そしてそれ以上の特性を有するまったく新しい極低炭素ベイナイト型非調質鋼を開発した。TPCP 法の基本概念は、ミクロ組織の冷却速度が極めて小さい鋼組織を選択し、強度制御を従来のような冷却制御ではなく析出制御で行うものである。この手法で得られる非調質鋼は、強度・靱性バランスおよび被削性に優れるという特徴がある。

本報では、TPCP 技術の冶金的特徴とこの技術を利用して開発した 800 MPa 級直接切削用非調質鋼の特性について紹介する。

* 平成13年11月15日原稿受付

Table 1 Chemical compositions of steels examined

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Others
Extremely low carbon bainitic steel	0.009	0.26	1.99	0.015	0.015	0.034	Tr.	Tr.	Nb, Ti, B
Conventional low alloy steel (SCM435)	0.34	0.22	0.80	0.016	0.014	0.026	1.08	0.21	—

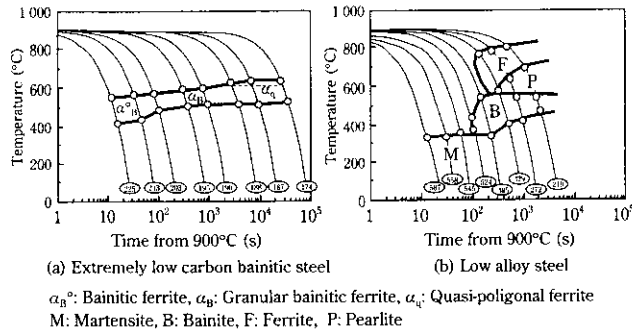


Fig. 1 CCT diagram of extremely low carbon bainitic steel and conventional low alloy steel

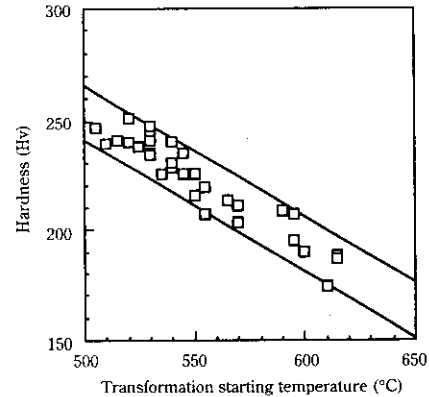


Fig. 2 Relationship between transformation starting temperature and hardness of the extremely low carbon bainitic steel

2 TPCP 技術

TPCP 技術の基本概念は、マイクロ組織の冷却速度依存性が極めて小さい鋼組織を選択し、析出制御により強度調整を行うことにある。本章では、TPCP 法の基本技術であるマイクロ組織制御と析出制御技術について紹介する。

2.1 ミクロ組織制御

TPCP 法では、熱間加工後の冷却速度依存性が小さい単一なマイクロ組織を得ることが重要である。鋼の含有炭素量を $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時に炭素の分配が起こらない 0.02 mass% 未満とし、他の合金元素を適正化することにより、冷却速度依存性の小さい単一な極低炭素ベイナイト組織を得ることができる。

低合金鋼として一般的に使用されている SCM435 鋼と極低炭素ベイナイト鋼の代表的な化学組成を Table 1 に示す。また、これらの鋼の連続冷却変態曲線を Fig. 1 に示す。SCM435 鋼では、冷却速度が小さくなるにしたがって、マルテンサイト、ベイナイト、フェライト・パーライトとマイクロ組織が変化し、硬さも組織変化に対応して、Hv567 から Hv219 と大きく変化している。一方、極低炭素ベイナイト鋼では、冷却速度が変化してもマイクロ組織の変化が小さい特徴がある。すなわち、冷却速度が顕著に大きい場合と小さい場合には bainitic ferrite (α_B)¹⁰⁾ および quasi-polygonal ferrite (α_Q)¹⁰⁾ が形成されるが、組織の主体は granular bainitic ferrite (α_B)¹⁰⁾ であるため、冷却速度変化が非常に大きいにもかかわらず硬さ変化は Hv225 から Hv174 と SCM435 鋼と比較して非常に小さい。このように、極低炭素ベイナイト鋼を適用することにより厚肉の鋼材でも断面内の強度均一性の確保が可能である。

極低炭素ベイナイト鋼の変態開始温度と硬さの関係を Fig. 2 に示す。極低炭素ベイナイト鋼の硬さは変態開始温度により一義的に決定されることから¹¹⁾、変態開始温度を合金元素添加量に応じて制御することで硬さ制御すなわち強度制御が可能である。

最近の研究によると極低炭素ベイナイト鋼は優れた強度・靱性バランスを示すため⁹⁾、これまでの非調質鋼では達成困難であった低合金鋼焼入れ焼もどし材と同等以上の優れた靱性が達成可能である。

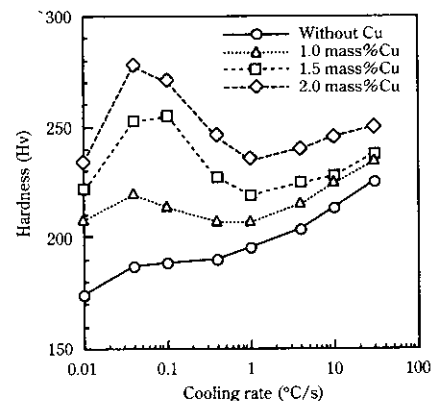


Fig. 3 Effect of cooling rate and Cu content on hardness of extremely low carbon bainitic steels

2.2 析出制御技術

TPCP 法では、目標とする強度を達成するために析出制御技術が重要である。極低炭素鋼では炭化物が形成されないため、炭化物以外の析出物を選択する必要がある。Cu は効果的な鋼の析出強化元素として知られているが、マルエージング鋼に代表されるように、従来は急冷-時効処理プロセスで用いられるのが一般的であった¹²⁻¹⁴⁾。Cu の時効硬化現象を非調質鋼へ適用するために圧延後の冷却プロセスでの Cu 析出強化現象に着目した。

極低炭素ベイナイト鋼を 1100°C に加熱後、種々の冷却速度で冷却した場合の硬さ変化を Fig. 3 に示す。Cu を含有しない鋼は、冷却速度の低下とともに硬さが低下する傾向にある。Cu を含有する鋼は、1°C/s より小さい冷却速度範囲において冷却速度の低下とともに硬さが上昇する挙動を示している。2 mass% Cu 含有鋼を 0.4°C/s、0.04°C/s と 0.01°C/s の冷却速度で冷却した試料について TEM 観察した結果を Photo 1 に示す。TEM 観察結果によると、0.4°C/s では、Cu 析出物のコントラストはまったく得られず、最大硬さを示す 0.04°C/s では弱いひずみコントラストが観察され、

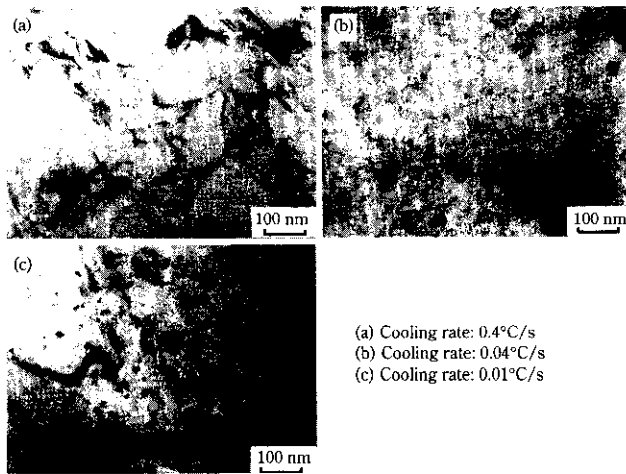


Photo 1 TEM micrographs of Cu precipitates in Cu-bearing extremely low carbon bainitic steel

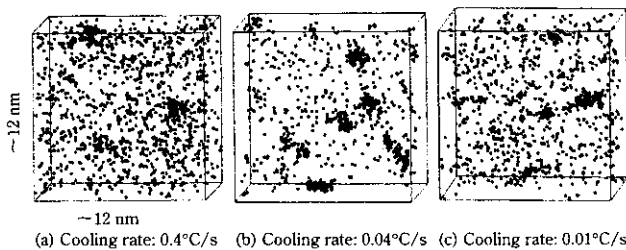


Fig. 4 3DAP Cu maps of Cu-bearing extremely low carbon bainitic steels with different cooling rates

0.01°C/s では粗大な ϵ -Cu が転位に沿って不均一核生成していた。これらの試料についてさらに 3 次元アトムプローブ (3DAP) による微細構造解析を行った結果を Fig. 4 に示す¹⁵⁾。3DAP による分析結果では 0.4°C/s の試料ですでに Cu 原子の凝集したクラスター (GP ゾーン) が観察されるが、マトリックス中にもかなりの Cu 原子が固溶している状態にあり、最大硬さを示す 0.04°C/s では 0.4°C/s より高密度クラスター (GP ゾーン) が観察された。Fig. 5 に析出強化量に及ぼす Cu 含有量の影響を示す。析出強化量は、Cu 含有量で一義的に決まり、Cu 含有量を調整することで析出強化量が調整できる。Fig. 6 に制御圧延を行った場合の硬さの冷却速度依存性を示す¹⁶⁾。熱間加工条件を適正化して析出制御を行うことにより、広い冷却速度範囲において安定した強度確保が可能である。

このように TPCP 法では強度水準に応じて析出強化元素の添加量を選択するとともに熱間加工条件を選択して析出制御を行えば、広い冷却速度範囲において安定した強度を確保することが可能である。

3 開発鋼の特性

TPCP 技術の適用により、太径の SCM435 焼入れ焼もどし材と代替可能な 800 MPa 級高靱性非調質鋼を開発した。以下に開発鋼について紹介する。

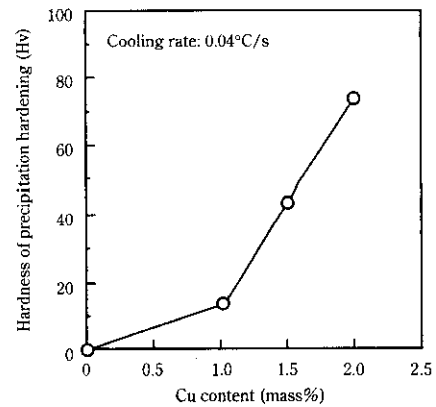


Fig. 5 Effect of Cu content on precipitation hardening on self-aging process

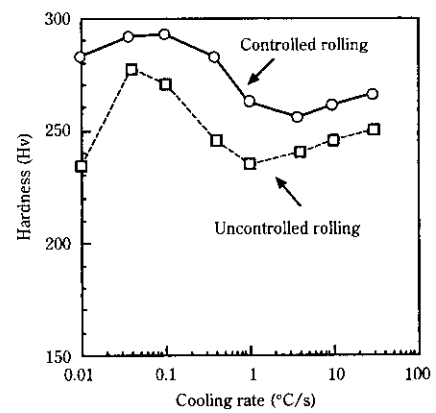


Fig. 6 Relationship between cooling rate and hardness of Cu-bearing extremely low carbon bainitic steels

3.1 化学組成とマイクロ組織

Table 2 に開発鋼と SCM435 鋼のレードル成分を示す。開発鋼はマイクロ組織を冷却速度依存性の少ない単一な極低炭素ベイナイト組織とするために C 量を 0.02 mass% 未満とし、極低炭素ベイナイト組織とするために他の合金元素を適正化した。また、SCM435 太径焼入れ焼もどし材と同等の強度を得るために析出強化元素として Cu を添加した。

開発鋼は、転炉一連続鋳造プロセスを経て制御圧延により直径 190 mmφ の棒鋼に圧延した。また、SCM435 鋼は、同様のプロセスを経て 190 mmφ の棒鋼に圧延した後、焼入れ焼もどし処理を行った。

Photo 2 に棒鋼 D/4 部の圧延方向のマイクロ組織を示す。開発鋼のマイクロ組織は、極低炭素ベイナイト組織に分類される α_B 組織であり、SCM435 焼入れ焼もどし材のマイクロ組織は焼もどし上部ベイナイトであった。

3.2 機械的特性

開発鋼と SCM435 焼入れ焼もどし材の引張試験結果を Table 3

Table 2 Chemical compositions of steels examined

Steel	(mass%)								
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Others
TPCP steel	0.007	0.24	2.01	0.015	0.016	0.036	Tr.	Tr.	Cu, Ni, Nb, Ti, B
SCM435	0.34	0.22	0.80	0.016	0.014	0.026	1.08	0.21	—

Table 3 Mechanical properties of the TPCP steel bar and the quench-tempered SCM435

Steel	Position	0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	El (%)	RA (%)
TPCP steel	Surface*	730	840	87	26	74
	1/4D	708	818	87	25	72
	1/2D	689	813	85	22	66
Quench-tempered SCM435	Surface*	644	820	79	23	62
	1/4D	638	811	79	22	59
	1/2D	636	807	79	20	52

*15 mm inside from surface

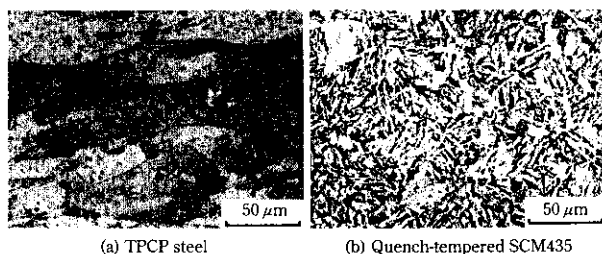


Photo 2 Optical microstructures of the TPCP steel bar and the quench-tempered SCM435 at the distance of 1/4 diameter from the surface rolling direction

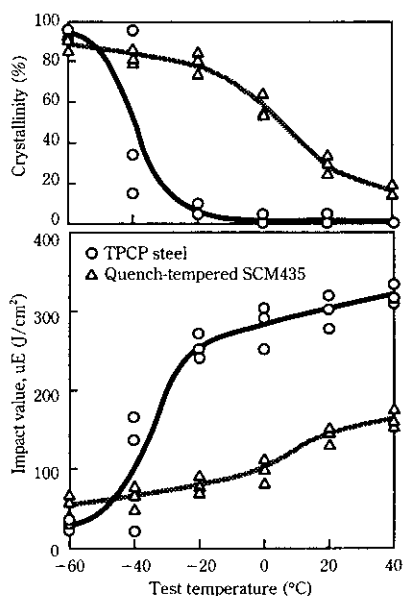


Fig. 7 Temperature dependence of Charpy impact value and crystallinity of the TPCP steel and the quench-tempered SCM435

に示す。開発鋼は、680 MPa 以上の 0.2% 耐力、810 MPa 以上の引張強さを示し、伸び、絞りともに SCM435 焼入れ焼もどし材よりも優れた特性を示した。特筆すべき点は、非調質鋼でありながら 85% 以上の降伏比を示している点である。

Fig. 7 に、2mm-U ノッチ試験片によるシャルピー衝撃試験結果を示す。開発鋼は、300 J/cm² 以上の上部衝撃値を有し、脆性破壊遷移温度は -40°C の優れた靱性を示している。

Fig. 8 に小野式回転曲げ疲労試験によって得た S-N 線図を示す。開発鋼は、析出強化により降伏強さが高いため、SCM435 焼入れ焼もどし材に比べて優れた疲労強度を示している。引張強さと回転曲げ疲労試験における疲労強度の関係を機械構造用鋼焼入れ焼もどし材と比較して Fig. 9 に示す¹⁷⁾。開発鋼のデータは従来鋼のデータ

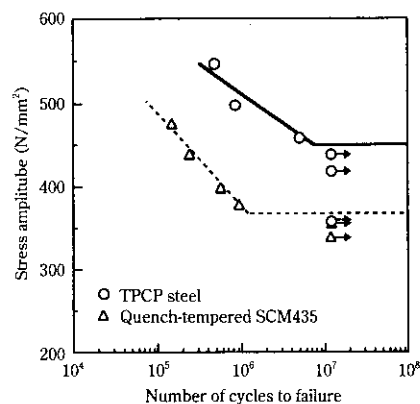


Fig. 8 S-N diagrams of the TPCP steel and the quench-tempered SCM435

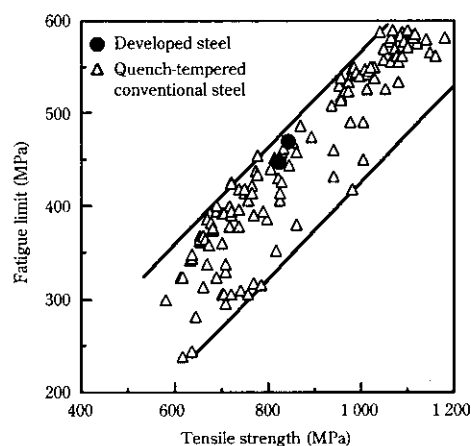


Fig. 9 Relationship between tensile strength and fatigue limit in a rotating bending fatigue test

Table 4 Conditions of turning test

Item	Condition
Tool	Sintered carbide, JIS-P10
Cutting speed (m/min)	200, 250, 300
Cutting depth (mm)	2
Feed (mm/rev)	0.25
Lubricant	Dry
Criterion for tool life	Flank wear (V_B) = 0.1 mm

の範囲で疲労強度が高い上限位置にある。

3.3 被削性

開発鋼の被削性を評価するために、Table 4 に示す条件で外周旋削試験を行った。開発鋼、SCM435 焼入れ焼もどし材および

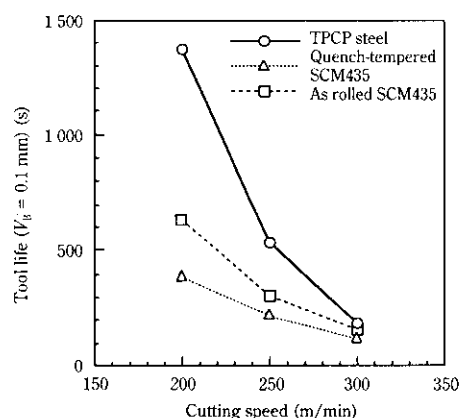


Fig. 10 Relationship between tool life in turning test and cutting speed of TPCP steel, as rolled SCM435, and quench-tempered SCM435

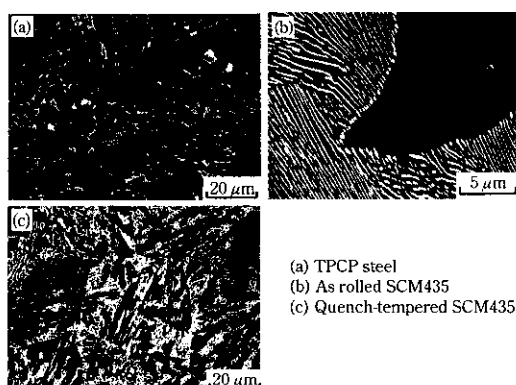


Photo 3 SEM micrographs of TPCP steel, as rolled SCM435, and quench-tempered SCM435

SCM435 圧延まま材の工具の逃げ面摩耗に及ぼす切削速度の影響を Fig. 10 に示す。開発鋼は、圧延ままで SCM435 焼入れ焼もどし材と同等以上の強度・靱性が得られているにもかかわらず工具の摩耗が非常に少なかった。Photo 3 に各鋼のミクロ組織を走査型電子顕微鏡で観察した結果を示す。開発鋼には工具の機械的摩耗を促進する硬質なセメントライトが存在しておらず、これにより優れた工具摩耗特性を示している。

3.4 補修溶接性

丸棒表面の打痕疵補修溶接後の母材の硬化挙動を比較するために溶接熱影響部の最高硬さ試験 (JIS Z 3101) を行った。溶接条件を Table 5 に示す。開発鋼と SCM435 焼入れ焼もどし材の溶接熱影響部 (HAZ) の硬さ分布を Fig. 11 に示す。SCM435 鋼は、HAZ 部において母材硬さの 2 倍以上に硬化しているのに対して開発鋼は母材と同等の硬さを示しており、まったく硬化していない。したがって、補修溶接前の予熱や溶接後に特別な熱処理を施す必要はなく、そのまま切削加工できる利点がある。

Table 5 Conditions of maximum hardness test

Item	Condition
Method	Bead on plate
Shield gas	Ar + 20%CO ₂ , 20 ℓ/min
Welding wire	JIS Z 3313 YGW23 (KM-60)
Current (A)	300
Voltage (V)	34
Welding speed (mm/s)	5
Heat input (kJ/mm)	2

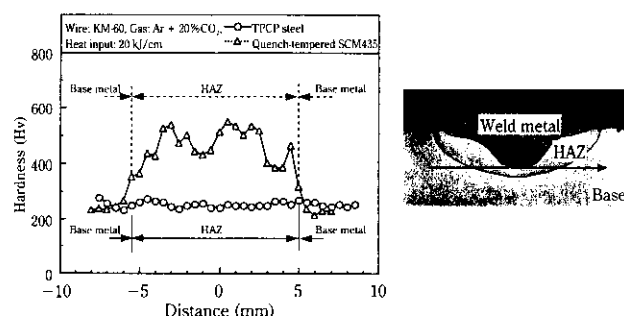


Fig. 11 Hardness distributions of the heat affected zone of the TPCP steel and quench-tempered SCM435

4 結 言

TPCP 技術を適用することにより、被削性に優れた高強度高靱性棒鋼を非調質で製造することに成功し、実用化した。開発鋼の特性は以下に示す通りである。

- (1) 開発鋼は、190 mmφ の太径棒鋼で 680 MPa 以上の降伏強さと 810 MPa 以上の引張強さを有する。
- (2) 開発鋼は、上部衝撃値 300 J/cm² 以上、脆性破面遷移温度 -40°C の優れた靱性を有する。
- (3) 開発鋼の回転曲げ疲労強度は 450 MPa であり、SCM435 焼入れ焼もどし材よりも優れている。
- (4) TPCP 鋼のミクロ組織には工具摩耗を促進する硬質なセメントライトが存在しないため外周旋削の工具寿命は、SCM435 圧延まま材および焼入れ焼もどし材のいずれよりも優れている。
- (5) 開発鋼は、溶接時の HAZ 硬度上昇のない優れた特性を示す。

本鋼の開発により、SCM435 焼入れ焼もどし材との代替が可能となり、機械構造部品の製造プロセスにおいて省エネルギー化、低コスト化が可能になった。また、開発鋼は優れた靱性を示すことから日本海事協会の船級承認を取得した。

開発鋼の微細組織解析において、独立行政法人 物質・材料研究機構 材料研究所 材料基盤研究センター 宝野和博博士および平徳海博士に多大なご協力をいただきました。ここに記して感謝いたします。

参 考 文 献

- 1) 小島久義: CAMP-ISIJ, 5(1992), 772-776
- 2) 大谷泰夫, 中里福和: 鉄と鋼, 68(1982), S1279
- 3) 山本俊郎, 相沢 武, 横溝良雄, 福井康二: 鉄と鋼, 70(1984), S512

- 4) 高田啓督, 越智達朗, 子安善郎, 石川房男: *CAMP-ISIJ*, **5**(1992), 777-780
- 5) 岩間直樹, 津崎兼彰, 牧 正志, 野村一衛, 花井義泰, 山本俊郎: *CAMP-ISIJ*, **5**(1992), 801-804
- 6) 石崎哲行, 白神哲夫, 三瓶哲也, 松本和明: *CAMP-ISIJ*, **5**(1992), 793-796
- 7) 勝亦正昭, 松本 修, 石山 治, 井上 毅, 中村守文, 松島義武, 中谷良行: *CAMP-ISIJ*, **5**(1992), 805-808
- 8) 岡津光浩, 天野慶一, 林 透: 川崎製鉄技報, **30**(1998)3, 131-138
- 9) 天野慶一, 川端文丸, 星野俊幸, 谷川 治, 今村晴幸: まてりあ, **39**(2000), 184-186
- 10) 日本鉄鋼協会, ベイナイト調査研究部会編: 「鋼のベイナイト写真集-1」, (1992), 4, [日本鉄鋼協会]
- 11) 長谷和邦, 星野俊幸, 天野慶一: *CAMP-ISIJ*, **12**(1999), 478
- 12) E.A. Wilson: *J. of the Iron and Steel Inst.*, **206**(1968), 164-168
- 13) K. Osamura, H. Okuda, S. Ochiai, M. Takashima, K. Asano, M. Furusaka, K. Kishida, and F. Kurosawa: *ISIJ Int.*, **34**(1994), 359-365
- 14) Iain Le May and L. McDonald Schetky: "Cu in Iron and Steel", A Wiley-Interscience Publication, Canada (1982), 23-32
- 15) 平 徳海, 宝野和博, 長谷和邦, 天野慶一: *CAMP-ISIJ*, **14**(2001), 1230
- 16) 長谷和邦, 星野俊幸, 松崎明博, 天野慶一: *CAMP-ISIJ*, **14**(2001), 1229
- 17) 日本機械学会: 「金属材料 疲労強度の設計資料 I (改訂第 2 版)」, (1982)