

最近の TMCP による厚板組織制御技術の進展と高性能化

Recent Development in Microstructural Control Technologies through Thermo-Mechanical Control Process (TMCP) Applied for JFE Steel's High Performance Plates

鹿内 伸夫 SHIKANAI Nobuo JFE スチール スチール研究所 厚板・形鋼研究部長・工博
三田尾眞司 MITAO Shinji JFE スチール スチール研究所 厚板・形鋼研究部 主任研究員(副部長)・工博
遠藤 茂 ENDO Shigeru JFE スチール スチール研究所 厚板・形鋼研究部 主任研究員(副部長)・工博

要旨

TMCP (thermo-mechanical control process: 加工熱処理, 熱加工制御) は, 制御圧延技術と制御冷却技術を組み合わせ, オンラインで組織を造り込むことにより, 優れた機械的性質を引き出す鋼材の製造技術体系である。JFE スチールは 1980 年に厚板のオンライン加速冷却装置 (OLAC[®]: On-Line Accelerated Cooling) を西日本製鉄所 (福山地区) にて世界で初めて実用化して以来, TMCP の高度化に向けた取り組みを続けている。1998 年には均一冷却, かつ理論限界相当の高冷却速度による加速冷却が可能な Super-OLAC を開発, 稼働させた。2004 年には, オンラインの誘導加熱装置 (HOP[®] (Heat-treatment On-line Process)) を世界で初めて実用化した。Super-OLAC と HOP の組み合わせにより, 焼入・焼もどしにより製造される高強度鋼材のマイクロ組織の微細化を通じた高性能化, さらに, 加速冷却途中停止後再加熱という, 従来想定されていない熱履歴を用いた新たな組織制御法を見出し, それを活用した新商品開発を進めている。本稿では, TMCP による組織制御技術の基礎, ならびに最近の TMCP の展開と高性能化について概説する。

Abstract:

Thermo-mechanical control process (TMCP) is one of microstructural control techniques, combining controlled rolling and controlled cooling, to obtain excellent properties of steel plates, such as high strength, excellent toughness and weldability. JFE Steel has continued efforts to develop TMCP technologies, ever since JFE Steel started operation of the accelerated cooling facility, OLAC[®] (On-Line Accelerated Cooling), in the plate mill at West Japan Works (Fukuyama) in 1980, which was the first industrial accelerated cooling system in the world. In 2004, the epoch-making on-line induction heating facilities, HOP[®] (Heat-treatment On-line Process), were installed also in the plate mill at West Japan Works (Fukuyama). Toughness of high strength steels, which are usually produced by the quenching and tempering (Q-T) process, has been improved with the refining carbides through the rapid tempering by HOP. In addition, since cooling stop-temperature before tempering can be accurately controlled by Super-OLAC, unique microstructural control techniques utilizing martensite-austenite constituent (M-A) as the hard phase, which are not be able to be achieved by the conventional Q-T process or TMCP, have been developed. These techniques have already been applied to a variety of new products. This paper describes fundamentals of microstructural control by TMCP, and the recent development in TMCP with some examples of new products in JFE Steel.

1. はじめに

TMCP (thermo-mechanical control process: 加工熱処理, 熱加工制御) は, 制御圧延技術と制御冷却技術を組み合わ

せ, オンラインで組織を造り込むことにより, 優れた機械的性質を引き出す鋼材の製造技術体系である¹⁰⁾。JFE スチールは 1980 年に厚板のオンライン加速冷却装置 (OLAC[®]: On-Line Accelerated Cooling) を西日本製鉄所福山地区にて世界で初めて工業的に実用化¹⁾して以来, TMCP の高度化に向けた取り組みを続けている。

TMCP による鋼材の高強度化・高靱性化は, 基本的に制

御圧延によるオーステナイトの細粒化、加工ひずみの導入と、その後の制御冷却との組み合わせによる変態組織制御と変態生成組織の微細化によりもたらされる。高強度化・高靱性化のみならず、合金元素の添加量を低減できるので、溶接性の向上など、幅広いメリットが期待できる。また、近年では、造船、建築用途をはじめ各分野において、高能率の大入熱溶接を行った場合でも、溶接熱影響部 (HAZ: heat affected zone) の機械的性質に優れる総合的な組織制御技術 (JFE EWEL[®])^{2,3)} を確立し、お客様における溶接施工後の組織を制御し、優れた機械的特性を確保する技術として幅広く適用されている。

2004 年には、西日本製鉄所福山地区における Super-OLAC⁴⁾ の後段に、オンラインの誘導加熱装置 HOP[®] (Heat-treatment On-line Process) を世界で初めて厚板製造ラインに導入、実用化した⁵⁾。これにより、従来、主に焼入 (quenching)-焼もどし (tempering) (Q-T) プロセスで製造されていた引張強度 600 MPa 以上の高強度ハイテンがオフライン熱処理なしに、オンラインで製造できるようになり、製造能力の増強、リードタイムの大幅な短縮を実現した。同時に、誘導加熱ならではの急速加熱により、焼もどし過程で形成される炭化物が均一かつ微細になるため、オフラインでテンパーしたものと比較して、特に靱性が向上することが見出されている⁶⁻⁸⁾。さらに、Super-OLAC の優れた温度制御性と相まって、従来の Q-T プロセスでは制御できなかった水冷途中停止・焼もどし前温度制御が可能となり、これに基づく新しい組織制御技術を開発して、高強度ハイテン商品に適用している。

本稿では、TMCP による組織制御技術の基礎的事項について簡単に述べた後、Super-OLAC ならび HOP に代表される近年の組織制御技術の展開について、いくつかの厚板新商品の例をあげながら概説する。

2. TMCP による組織制御技術の基礎

図 1 に、主に引張強度 600 MPa 以下の鋼材における高靱性化を図る際に、オフライン熱処理を用いる場合と、

TMCP を用いる場合について、模式的に比較して示す。

TMCP を用いずに高靱性化を図る場合、圧延材を 900℃ 付近のオーステナイト単相域の低温側で熱処理する焼ならし (焼準: normalizing) が行われる (図 1(a))。オーステナイト組織を微細化し、その後、変態によって得られる組織 (フェライト-パーライト組織など) を微細化する。

これに対し、TMCP の場合 (図 1(b))、圧延温度を低温側に制御して行う制御圧延 (CR: controlled rolling) を行う。オーステナイトの結晶粒を微細化し、あるいは、加工ひずみを蓄積させて、引き続き行われる変態の核生成サイトの密度を増加させるのが目的である。

CR 後、引き続き、加速冷却を適用すると (CR-OLAC)、CR した状態のまま放冷した場合 (as CR) と比較して、変態の生じる温度が低温側に移行する (図 1(b) 中の太矢印参照)。変態の駆動力が大きくなる一方で、原子の拡散速度は小さくなるので、より均一、微細にフェライトが生成する。このような変態組織の均一・微細化をとおして、鋼材の高強度化、高靱性化を図っている^{15,16)}。

JFE スチールは、理論限界相当の高冷却速度による加速冷却が可能な Super-OLAC を開発⁴⁾ し、西日本製鉄所福山地区 (1998 年稼働)、倉敷地区 (2003 年稼働)、東日本製鉄所京浜地区 (2004 年稼働) の 3 厚板工場への展開を完了して、水冷型 TMCP を最大限に活用する態勢を整えている。

厚肉・高強度鋼の機械的特性を確保するためには、合金元素の添加量、炭素当量 (C_{eq}) を増加させる方向となる。そのため、たとえば、大入熱溶接を行った際の溶接熱影響部に、硬質の M-A (martensite-austenite constituent) を含む低靱性の上部ベイナイトが生成し、継手としての性能を劣化させる。Super-OLAC の適用により、 C_{eq} の増加を極限まで抑制することは、大入熱溶接部の高品質化を実現する JFE EWEL 技術^{2,3)} において重要な基本技術要素のひとつとなっており、コンテナ船に用いられる造船用厚肉高 HAZ 靱性鋼 (YS390, 460 MPa 級)^{2,3,9)} など、TMCP による厚肉高強度高性能鋼材が開発されている。

一般的な TMCP においては、オーステナイト域から加速

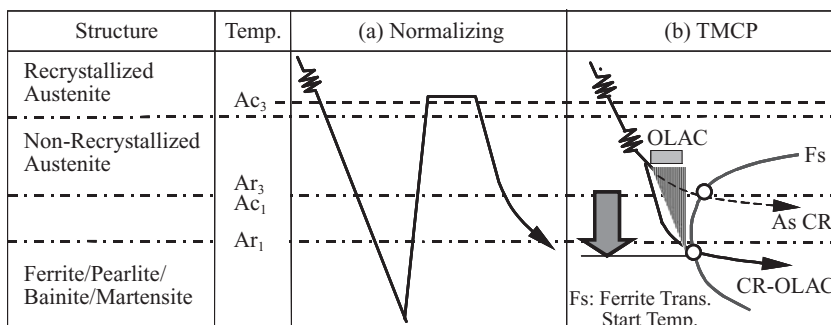


図 1 (a) 焼ならし (b) TMCP の熱加工履歴の模式図

Fig. 1 Schematic diagrams of (a) Normalizing and (b) TMCP

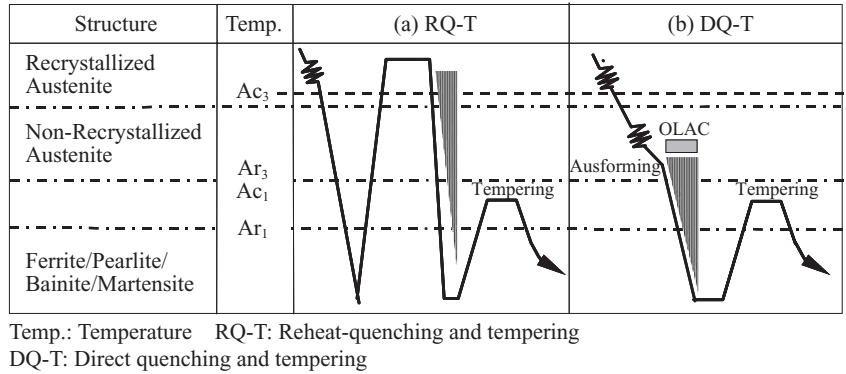


図2 (a) 再加熱 - 焼入 - 焼もどし (RQ-T), (b) 直接焼入 - 焼もどし (DQ-T) の熱加工履歴の模式図
Fig.2 Schematic diagrams of (a) RQ-T and (b) DQ-T

冷却を開始し、たとえば 500℃ 程度以上の温度で停止して、その後は放冷される。これに対し、オーステナイト域から加速冷却を開始し、常温付近まで加速冷却する処理を、直接焼入 (DQ: direct quenching) といい、その後の焼もどし (tempering) と合わせて、DQ-T 処理と呼んでいる (図 2(b))。主に引張強度 600 MPa 以上の高強度ハイテンの製造に適用される。DQ-T 処理は、再加熱 - 焼入 - 焼もどし (RQ-T: reheat-quenching and tempering) (図 2(a)) に対し、再加熱の熱処理を省略した合理化プロセスと見ることができ、調質鋼の製造技術として分類されるケースもある¹⁰⁾が、オースフォーミング (ausforming) により機械的特性が改善される場合が多く、広義の TMCP として分類されることもある^{10,11)}。

DQ-T 処理を適用する高強度ハイテンでは、ベイナイトやマルテンサイトといった低温変態生成組織を活用する。ベイナイト変態やマルテンサイト変態は、フェライト変態と比較して原子の長距離拡散の寄与が小さくなり、オーステナイト組織の形態をより色濃く引き継ぐことになる。制御圧延によりオーステナイトの結晶粒を微細化し、さらに加工ひずみを蓄積させ、引き続き、直接焼入を行うと (オースフォーミング)、ベイナイトやマルテンサイト中にオーステナイト中の転位が引き継がれるとともに、オーステナイトやマルテンサイトの下部組織単位が微細化され、その後の焼もどしとの組み合わせにより、高強度ハイテンの高靱性が達成される¹⁷⁾。

JFE スチールは、HOP の導入により、DQ-T 処理のオンライン化を実現するとともに、DQ-T のさらなる進化に取り組んでいる。また、従来の DQ-T では、焼もどし前の温度は基本的に常温近傍であり、所望の温度に制御することはできなかったが、Super-OLAC-HOP をオンラインで配置することにより、加速冷却停止・加熱前温度を制御することが可能となった。これは、従来の TMCP では想定されていない熱履歴であるが、この熱履歴を活用した組織制御法を見出し、高強度ハイテン商品に適用している。

3 章では、Super-OLAC ならびに HOP を用いた TMCP

の展開と商品開発について簡単に述べる。なお、詳細は、本特集号の各論文^{7,12,13)}をご参照いただきたい。

3. Super-OLAC + HOP による TMCP の展開

3.1 HOP 急速加熱による DQ-T 材の高靱性化^{6~8)}

DQ-T 処理を適用する主に引張強度 600 MPa 以上の高張力鋼板の焼もどしに HOP を適用すると、通常のオフライン熱処理による焼もどしを行った場合に比べて、靱性が向上することが見出されている。

通常のオフライン熱処理による焼もどしと、HOP による焼もどしを比較すると、オフライン熱処理の場合、焼もどし温度までの昇温速度は、0.1~0.3℃/s 程度である (図 3(a))。これに対し、HOP を適用した場合は、DQ 後、直ちに 2~20℃/s の昇温速度で加熱され、焼もどし温度に到達後、放冷される (図 3(b))。HOP を適用した場合には、オフライン熱処理の場合に比べ、昇温速度が 1~2 桁大きい。

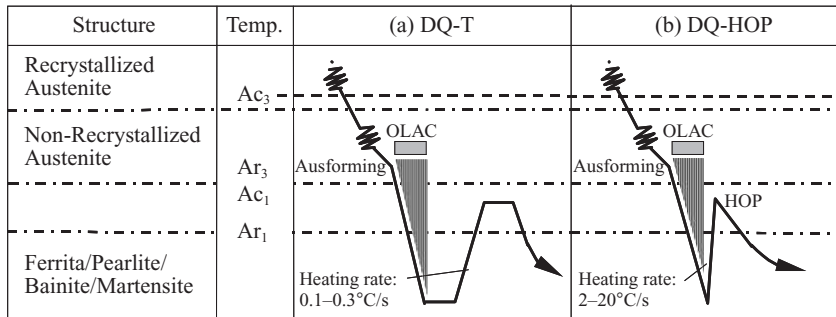
DQ-T 材の特性に及ぼす焼もどし時の昇温速度の影響を調べるために、実験室にて DQ を行った、0.15%C を含む引張強度 780 MPa 級の鋼板を用い、焼もどし時の昇温速度、加熱温度などの熱処理条件を系統的に変化させて、硬さならびにシャルピー衝撃特性を評価した。

焼もどし時のように原子の拡散により組織変化が生ずる場合、一般的に硬さなどの機械的性質は、次式のように時間で補正した温度因子である、焼もどしパラメータ (T.P.) による整理を行う。

$$T.P. = T \times (\log t + C) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、T: 温度 (K), t: 時間 (h), C: 定数である。本検討においては、昇温中、保持中、放冷中を含めた熱履歴全体における積分値として T.P. を求めた。

図 4 は、T.P. 値と硬さ、シャルピー衝撃試験による破面遷移温度との関係を示す。硬さについては昇温速度の大小に関わらず、T.P. 値によっておおむね決まることが分かる。



Temp.: Temperature DQ-T: Direct quenching and tempering
DQ-HOP: Direct quenching and HOP (Heat-treatment On-line Process)

図3 (a) 直接焼入 - 焼もどし (DQ-T), (b) 直接焼入 - HOP の熱加工履歴の模式図

Fig.3 Schematic diagrams of (a) DQ-T and (b) DQ-HOP

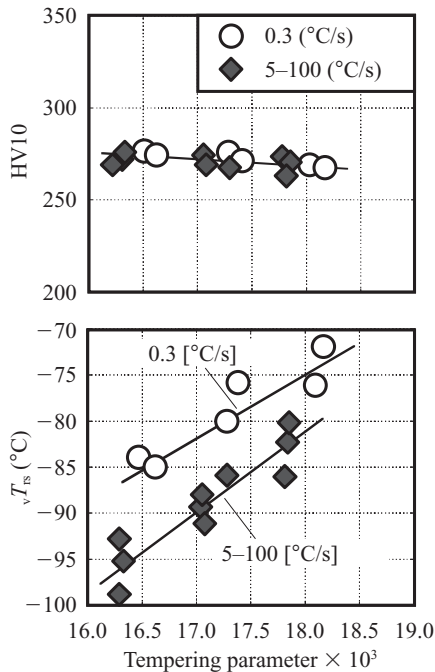


図4 引張強度 780 MPa 級鋼における、焼もどしパラメータにともなうビッカース硬さ (HV10) と破面遷移温度 (vT_{ns})

Fig.4 Changes in Vickers hardness (HV10) and the transition temperatures by Charpy impact tests (vT_{ns}) with the tempering parameter in the TS780 MPa grade steel

これに対し、破面遷移温度は、昇温速度に依存してデータが層別され、T.P. 値だけでは決まらない。通常のオフライン熱処理による焼もどしに相当する 0.3°C/s の昇温速度で焼もどした試料に比べて、5°C/s 以上の昇温速度で焼もどしを行った試料の破面遷移温度は約 10°C 低く、韌性が改善されていることが分かる。

写真1に、引張強度：610 MPa 級鋼で、T.P. 値がいずれも約 16.5×10^3 (すなわち、強度的にはほぼ同じレベル) における、雰囲気炉焼もどし材と HOP 焼もどし材のセメントタイトの分布状態を比較して示す。HOP 焼もどし材においては、セメントタイトが均一・微細に分布しているのに対し (写真1(b))、雰囲気炉焼もどし材においては、セメン

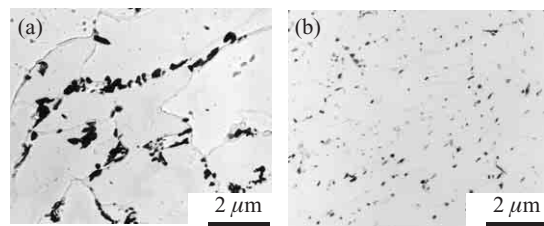


写真1 直接焼入 - 焼もどしした引張強度 610 MPa 級鋼におけるセメントタイトの分布；(a) 雰囲気炉焼もどし (b) HOP による焼もどし

Photo 1 Cementite distributions in the TS610 MPa grade steels produced by DQ-T process; (a) Tempered with an atmospheric furnace, and (b) Tempered with HOP

イトが凝集・粗大化している (写真1(a))。韌性に対して悪影響を及ぼす粗大なセメントタイトが少ないことが、HOP 焼もどし材における優れた韌性の一因であると考えられる。なお、このレベルの大きさの炭化物は強度に対する寄与は小さく、強度については、昇温速度に依存せず、T.P. 値でほぼ一義的に整理できるものと考えられる。

HOP によるこのような炭化物の形態制御技術は、JFE-HITEN 610U2, JFE-HITEN 780LE など、引張強度 600 MPa 以上の高強度ハイテンに広く適用されている。また、JFE HYD960LE, JFE HYD1100LE は、降伏強度がそれぞれ 960, 1100 MPa の超高強度ハイテンであり、オースフォームと HOP による炭化物形態制御技術を有機的に組み合わせた商品である。優れた低温韌性を達成するとともに耐遅れ破壊性の大幅な改善が図られている。詳細は、本特集号の文献¹²⁾をご参照いただきたい。

3.2 M-A を活用した組織制御と材質作り込み^{13,14)}

一様伸びを向上させ、材料の塑性変形能を改善する場合に、軟質相と硬質相から成るミクロ組織制御が行われる。たとえば、建築構造用鋼においては、塑性変形能を向上させ、耐震性能を担保するために、降伏比 (YR: yield ratio, (降伏強度/引張強度) × 100) を小さくするように規定さ

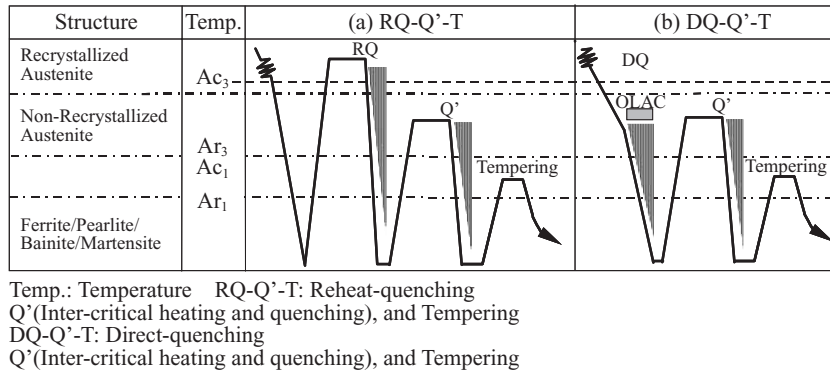


図5 (a) RQ-Q'-T, (b) DQ-Q'-Tの熱加工履歴の模式図
Fig.5 Schematic diagrams of (a): RQ-Q'-T and (b): DQ-Q'-T

れており (JIS G 3136 (建築構造用圧延鋼材) においては、板厚 16~100 mm に対し、 $YR \leq 80\%$ が規定されている)、TMCP, あるいは熱処理をとおして、フェライトとベイナイト複合組織にするなど、軟質相と硬質相から成る組織の造り込みを行っている。

一般的に引張強度が 600 MPa 以上の高強度ハイテンの製造においては、ベイナイト、マルテンサイトなどの低温変態生成組織をベースとする組織制御に頼る部分が大きくなるため、低 YR 化が難しくなる。このような高強度ハイテンにおいて低 YR 化を図るためには、従来、RQ-Q'-T (図 5(a)), DQ-Q'-T (図 5(b)) などの、多段の複雑な熱処理を行っており、製品納期短縮などの観点から課題であった。

JFE スチールは、圧延後、Super-OLAC 途中停止 +HOP という熱履歴の付与により、硬質相として M-A を活用する新しい組織制御法を開発し、低 YR の高強度ハイテンをオンラインで製造する技術を確認した。

M-A は、島状マルテンサイトとも呼ばれ、溶接熱影響部の靱性を低下させる硬質の有害組織として知られている。したがって、通常は M-A の生成を抑えるべく、C 量の低減をはじめ、Si や Al の添加量を抑えてパーライトの生成を促進するなど、種々の対策が取られている。

M-A を硬質第二相として活用するためには、M-A 自体を、極力、等軸・微細化するとともに、母相自体の組織も微細化する必要がある。最適な成分設計に加えて、オースフォーミングとその後の熱履歴制御の組み合わせが非常に重要なポイントとなる。

図 6 に、Super-OLAC 途中停止 +HOP による M-A を活用した、低 YR 高強度ハイテンの組織制御の考え方を模式的に示す。

まず、未再結晶域圧延により、オーステナイト中にひずみを蓄積させ、オーステナイト域から Super-OLAC による加速冷却を行う。

加速冷却は、ベイナイト変態開始温度 (B_s) 以下、ベイナイト変態終了温度 (B_f) 以上で停止する。この段階で、変態して生成したベイナイトと未変態オーステナイトから成る複合組織となる。

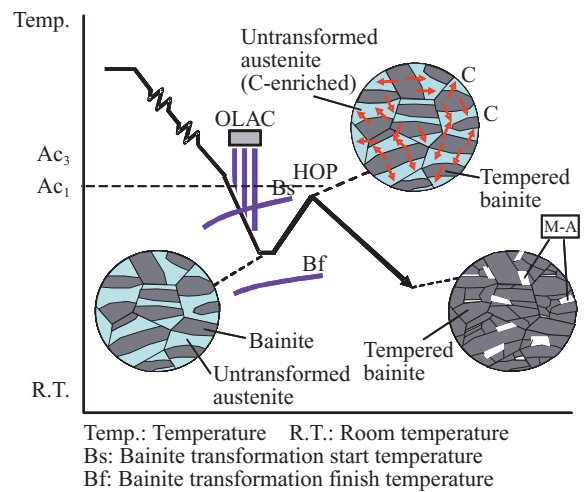


図6 Super-OLAC+HOPを用いたM-A活用組織制御の熱加工履歴と組織変化の模式図

Fig.6 Schematic illustrations showing temperature profile and microstructural changes in the new processing with HOP

次に、この温度から HOP で、 Ac_1 以下の高温域に急速加熱する。この処理により、ベイナイト中に過飽和に含まれる炭素が、未変態オーステナイト中に拡散、濃縮する一方で、ベイナイト中の転位密度は低下して、ベイナイトは比較的軟質な焼もどし組織となる。

その後、引き続き放冷されるが、未変態オーステナイト中への炭素の濃縮が著しいため、常温までの冷却過程において、比較的等軸・微細な M-A が生成する。その結果、軟質な微細焼戻ベイナイトと等軸・微細な M-A から成る複合組織を、オンラインで造り込むことができる。

写真 2 は、このプロセスにより得られた TS780 MPa 級鋼の走査型電子顕微鏡 (SEM) 組織の一例である¹³⁾。明るい相が M-A、暗い相がマトリックスの焼もどしベイナイトである。体積分率で約 13% の M-A が得られている。表 1 にこの鋼板の機械的性質を示す。引張強度：900 MPa 以上の高強度でありながら、 $YR \leq 80\%$ であり、かつ 0℃でのシャルピー吸収エネルギー (vE_{0C}) は 216 J の高水準である。優れた溶接施工性、溶接継手特性も実現している¹³⁾。

Super-OLAC 途中停止 +HOP による M-A 活用組織制御技

表 1 Super-OLAC+ HOPによる M-A活用組織制御を行った低 YR引張強度 780 MPa級鋼の機械的性質

Table 1 Typical mechanical properties of the TS780 MPa grade steel produced by the new processing with HOP

Thickness (mm)	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	YR (%)	$\sqrt{E_{0^\circ\text{C}}}$ (J)
25	703	912	33	77	216

YS: Yield strength TS: Tensile strength El: Elongation
YR: Yield ratio $\sqrt{E_{0^\circ\text{C}}}$: Charpy impact energy at 0°C

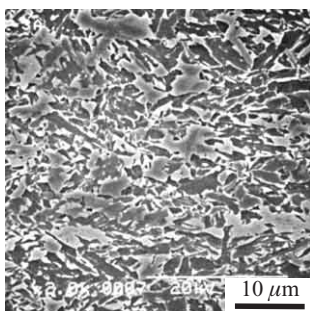


写真 2 Super-OLAC+ HOPで M-A活用組織制御を行った低 YR引張強度 780 MPa級鋼の走査電子顕微鏡組織

Photo 2 A scanning electron micrograph of the TS780 MPa grade steel with the low yield ratio produced by the new processing with HOP

術は、建築構造用低 YR780 MPa 級鋼¹³⁾やラインパイプ用高変形能 X80 鋼 (JFE-HIPER)¹⁴⁾など、高変形能が要求される高強度ハイテン商品に適用されている。HOP 加熱中の炭化物生成により、マトリックス中の固溶炭素濃度、ならびに転位密度が減少する結果、ひずみ時効による強度上昇が抑えられるという効果も報告されている¹⁴⁾。

4. おわりに

Super-OLAC ならびに HOP による TMCP の展開と高性能ハイテンの造り込み技術について概説した。

加工 (加工ひずみの導入)、回復、再結晶、析出、変態などの古典的な冶金現象を有機的に結び付けることによ

て、オンラインで高性能ハイテンを造り込む技術には、成分設計・組織制御技術などの材料技術と、製鋼、圧延、冷却などの製造プロセス技術・生産技術の「総合力」、言葉を変えると、「ものづくり」技術水準そのものが問われている。

JFE スチールは、今後も TMCP の森をきり拓きながら、「ものづくり」技術をさらに高度化し、お客様のご要望にマッチしたオンリーワン・ナンバーワン商品の開発を、強力に推進していく。

参考文献

- 1) 東田幸四郎ほか、日本鋼管技報. 1981, no. 89, p. 121-132.
- 2) 鈴木伸一, 一宮克行, 秋田俊和. JFE 技報. 2004, no. 5, p. 19-24.
- 3) 鈴木伸一, 大井健次, 一宮克行, 木谷靖, 村上善明. あたりあ. 2004, vol. 43, no. 3, p. 232-234.
- 4) 小俣一夫, 吉村洋, 山本定弘, NKK 技報. 2002, no. 179, p. 57-62.
- 5) 藤林晃夫, 小俣一夫. JFE 技報. 2004, no. 5, p. 8-12.
- 6) 長尾彰英, 大井健次, 三田尾眞司, 梶田恭之, 杉岡正敏. あたりあ. 2005, vol. 44, no. 2, p. 148-150.
- 7) Nagao, A.; Hayashi, K.; Oi, K.; Mitao, S.; Shikanai, N. Materials Science Forum. 2007, vol. 539-543, p. 4720-4725.
- 8) 林謙次, 長尾彰英, 松田穰. JFE 技報. 2007, no. 18, p. 35.
- 9) 一宮克行, 角博幸, 平井龍至. JFE 技報. 2007, no. 18, p. 13.
- 10) 小指軍夫. 制御圧延・制御冷却. 東京. 地人書館. 1997, p. 47.
- 11) ASTM Standards. A841/A841M. ASTM International. PA. USA.
- 12) 長尾彰英, 伊藤高幸, 小日向忠. JFE 技報. 2007, no. 18, p. 29.
- 13) 植田圭治, 遠藤茂, 伊藤高幸. JFE 技報. 2007, no. 18, p. 23.
- 14) 石川信行, 遠藤茂, 近藤文. JFE 技報. 2005, no. 9, p. 19-24.
- 15) 関根寛. 第 86・87 回西山記念技術講座. 厚板製造技術の進歩と材質. 日本鉄鋼協会. 1982, p. 123.
- 16) Kozasu, I. Accelerated Cooling of Steel. Southwich, P.D., ed. TMS-AIME, PA, USA, 1986, p. 15.
- 17) Okamoto, K.; Yoshie, A.; Nakao, H. Physical Metallurgy of Direct Quenched Steels. Taylor, K.A., ed. TMS-AIME, PA, USA, 1993, p. 339.



鹿内 伸夫



三田尾眞司



遠藤 茂