

オンライン加熱プロセスを活用した M-A 組織制御による低 YR 780 MPa 級鋼の開発

植田 圭治¹⁾ 鈴木 伸一¹⁾ 三田尾 眞司¹⁾
伊藤 高幸²⁾ 衣川 照久³⁾

1. 緒 言

近年、高層建築物の大型化や長スパン化への要求が増加し、建築構造用鋼として高強度鋼板の適用が拡大している。一般に、高強度鋼材の使用により、必要部材断面の減少による鋼材重量および溶接材料重量の軽減、鉄骨加工、運搬・建方負荷の軽減がもたらされるため、特に高層建築では、より高強度の鋼材が採用されている。

建築構造用鋼として優れた耐震性能を保有するためには降伏比(YR:降伏強度/引張強さ)を低くすることが重要であるが⁽¹⁾⁽²⁾、一般的に高強度化にともなってYRは上昇する傾向にあり、引張強さが590 MPa級を超える高強度鋼板において安定して低YRを確保することは容易でない。このような低YR高強度鋼板の製造に際しては、通常、複雑なオフライン多段熱処理を施す必要があり⁽³⁾⁽⁴⁾、工期の長期化が不可避であった。さらに、780 MPa級の高強度を確保するためには、多量の合金元素添加が必要であり、耐震性能として重要な延靱性や、溶接性の確保が困難であった。

これに対し、780 MPa級高強度と低YRを両立し、さらに、優れた延靱性を兼備した建築構造用高強度鋼を、オンライン製造プロセスにより実現した。高強度と低YRの両立は、鋼板のマイクロ組織をベイナイト主体として、硬質第2相である島状マルテンサイト(M-A: Martensite-Austenite constituent)の分散形態を制御した複相組織とした。このマイクロ組織制御は、制御圧延と加速冷却から成るTMCP(Thermo-Mechanical Control Process)に加え、誘導加熱型のオンラ

イン熱処理 HOP(Heat-treatment On-line Process)⁽⁵⁾を直列に配置することにより、初めて可能となったものである。

本稿では、開発鋼の冶金的特徴と、この技術を適用して実用化した低 YR 780 MPa 級鋼板の機械的特性について紹介する。

2. 開 発 技 術

(1) 加速冷却後の再加熱によるマイクロ組織変化

開発鋼では、780 MPa 級の高強度と低 YR を安定して両立するため、従来の思想とは異なる新しい複相組織に着目した。軟質の母相をフェライトよりも高強度化に有利なベイナイトとし、硬質第2相として、これまで鋼板のマイクロ組織制御に積極的に活用されなかった M-A を分散させることを着想した。

M-A の分散形態に及ぼすオンライン熱処理の影響を検証することを目的として、フォーマスタ試験を実施した。図1に0.06%C-0.2%Si-2.0%Mn系の供試鋼に対して、900°Cか

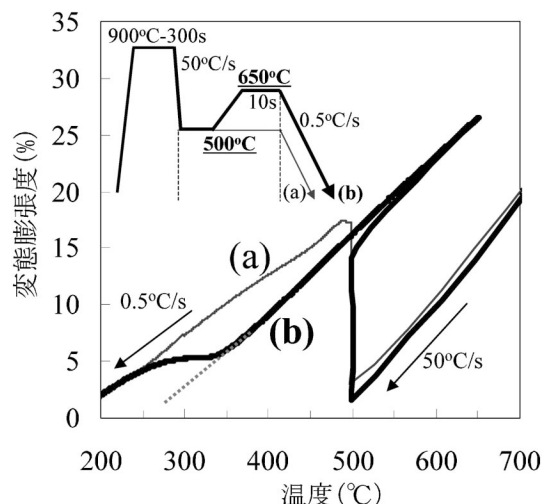


図1 変態挙動に及ぼす加速冷却後の再加熱の影響。

* JFE スチール株式会社

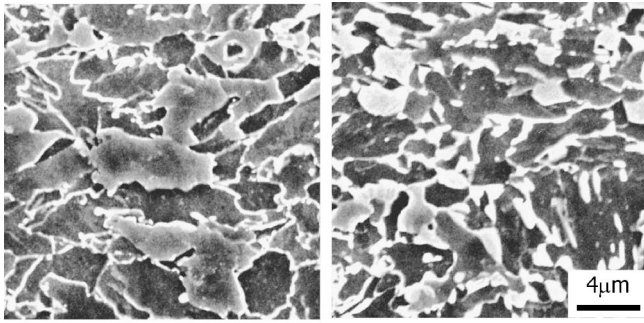
1) スチール研究所 厚板・形鋼研究部 主任研究員

2) 西日本製鉄所 鋼材商品技術部 主任部員

3) 西日本製鉄所 厚板部 主任部員

Development of 780 MPa Grade Steel Plate with Low Yield Ratio by Microstructural Control Through the On-Line Heating Process; Keiji Ueda, Shinichi Suzuki, Shinji Mitao, Takayuki Ito, Teruhisa Kinugawa (JFE Steel Corporation)

2008年10月30日受理



(a) 500°Cから徐冷 (b) 650°Cに再加熱後、徐冷

図2 ミクロ組織に及ぼす加速冷却後の再加熱の影響.

ら過冷領域の500°Cまでの加速冷却を行い、等温保持後、650°Cまで再加熱を行い、徐冷したときの変態膨張曲線を示す。比較として、500°Cで等温保持後、直接徐冷したときの変態膨張曲線も併せて示す。

500°Cから直接徐冷した場合は、400°C以上の温度域において変態膨張がわずかに確認されるのに対して、650°Cに再加熱後、徐冷した場合は、350°C以下において明瞭な変態膨張が認められる。

フォーモスタ試験後の電子顕微鏡組織を図2に示す。500°Cから直接徐冷した場合には、比較的均一なグラニューラーベイニテックフェライトであるのに対して、650°Cに再加熱後、徐冷した場合には、母相中に白色のM-Aが多量に分散した複相組織となる。500°C付近からの再加熱により、M-Aの量や分散状態を制御できることが明らかになった。

(2) 機械的特性に及ぼすM-Aの影響

M-Aは高強度鋼に観察される組織であり、その冶金的な特徴に関しては多数の報告がある⁽⁶⁾⁽⁷⁾。とりわけ、ベイナイト中に生成する硬質相であることが知られており、M-Aの体積分率が上昇すると、靱性が顕著に劣化するため、従来、極力M-Aの生成を抑制することが一般的であった。

これに対し、本開発鋼では、M-Aの分散状態を制御し、靱性を損なうことなく、高強度と低YRの両立を可能とした。

ラボスケールでのTMCPおよびHOPシミュレート実験を行い、機械的特性に及ぼすM-A分率の影響を調査した。その結果を図3に示す。0.06%C-0.2%Si-2.0%Mn系の供試鋼に対して、制御圧延後の加速冷却停止温度とHOP再加熱温度を種々に変化させた。

引張強さ(TS)はM-A分率の増加にともない、直線的に上昇する。一方、降伏強度(YS)はM-A分率の増加にともない低下する。これは、M-A近傍の可動転位が増加すること、およびベイナイトの焼戻し軟化の効果によるものと考えられる。結果として、M-A分率が1~25%まで増加することにより、YRは90~65%まで大きく低下する。

靱性は、制御圧延条件を適正化して、ベイナイトおよびM-Aを微細化することにより、いずれの条件でも、建築用鋼として要求される0°Cでのシャルピー吸収エネルギーで70J以上を確保可能である。M-A分率を、5~15%の範囲に制御することにより、低YR 780 MPa級鋼として良好な

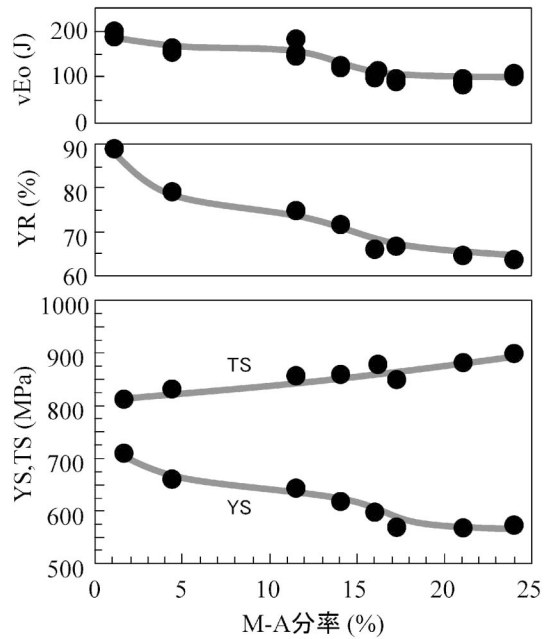


図3 ラボ圧延後の機械的特性に及ぼすM-A分率の影響.

強度と靱性のバランスを得ることができる。

(3) 開発鋼のミクロ組織制御の考え方

従来の焼入れ-焼戻し処理においては、焼戻し前の鋼板温度は基本的に常温であり、その適用は、主に、マルテンサイトあるいはベイナイトの焼戻しによる調質に限られると言える。一方、制御圧延、加速冷却プロセスに引き続きHOPを用いることにより、再加熱前の鋼板温度を、圧延仕上温度以下から常温以上の温度範囲に、自由に制御することができるため、M-A組織制御という新しい組織制御原理を可能にした。

制御圧延、加速冷却およびHOPによる製造過程のミクロ組織制御の考え方を、模式的に図4に示す⁽⁸⁾。この熱履歴では、以下の3段階のミクロ組織形成過程をとらなう。

第1段階は、制御圧延により微細化された加工オーステナイトから、ベイナイト変態開始温度直上の過冷オーステナイト域まで加速冷却を行なう。加速冷却停止後の放冷時に変態した微細なベイナイトと未変態オーステナイトを形成する。

第2段階は、滞留温度からAc1以下の高温域まで、HOPによる再加熱を実施する。この処理により、未変態オーステナイトへはベイナイトから拡散したCが濃縮する一方、ベイナイトは過飽和していたCの減少、および転位密度の減少した焼もどし組織となる。

第3段階は、HOP再加熱後の冷却過程である。再加熱により、未変態オーステナイト中にはCが十分に濃縮しているため、放冷程度の冷却速度であっても、冷却過程に微細なM-Aが生成する。

最終的に、焼戻しベイナイト中にM-Aを分散した複相組織を達成することができるのである。

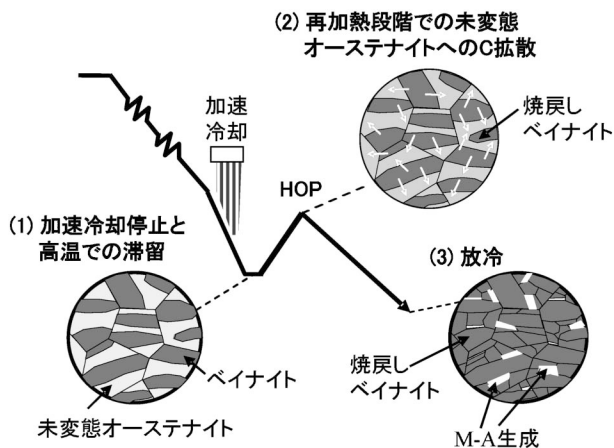


図4 オンライン加熱プロセスを活用した開発鋼のマイクロ組織制御の考え方.

4. 開発鋼の特性

(1) 母材の機械的特性

ベイナイト中に微細な M-A を分散させる新しい複相組織制御技術に基づき、TMCP と HOP を活用して、板厚 12 mm、25 mm および 40 mm の低 YR 780 MPa 級鋼板を実機製造した。

表 1 に開発鋼の化学組成を示す。C 含有量は 0.06%，Mn 含有量は 2.0% とし、ベイナイトと M-A 微細分散の複相組織が得られるよう、Cu, Ni, Cr, Nb, V および Ti を添加している。P_{CM} は 0.24 mass% である。

表 2 に鋼板の引張試験結果およびシャルピー衝撃試験結果を示す。いずれの鋼板も目標値である引張強さ 780 MPa 以上、YR 85% 以下、全伸び 16% 以上を満足している。また、0°C でのシャルピー吸収エネルギーは 150 J 以上で良好である。

図 5 に、引張試験後の応力-ひずみ曲線の一例として、板厚 40 mm 材の結果を、同一強度レベルの従来鋼と比較して示す。いずれの鋼も、明瞭なリューダース伸びは認められないラウンドハウス型の応力-ひずみ曲線であるが、開発鋼の降伏強度が従来鋼に比べて低くなっていることが分かる。開発鋼の一樣伸びは 8% 以上となり、従来鋼よりも向上している。

5. 実用化状況および特許

M-A 分散組織制御を活用した低 YR 780 MPa 級鋼を開発した。本開発鋼は、制御圧延、加速冷却とオンライン熱処理 HOP を直列に配置することにより、初めて達成したものである。建築構造用鋼材の高強度化のニーズがますます高ま

表 1 開発鋼の化学組成 (mass%) .

| C | Si | Mn | P | S | 他 | Ceq | P _{CM} |
|--|------|------|-------|-------|-----------------------|------|-----------------|
| 0.06 | 0.18 | 1.98 | 0.011 | 0.002 | Cu, Ni, Cr, Nb, V, Ti | 0.54 | 0.24 |
| $C_{eq} = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$ $P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$ | | | | | | | |

表 2 開発鋼の機械的特性.

| 板厚 (mm) | 降伏強さ (MPa) | 引張強さ (MPa) | 伸び (%) | 降伏比 (%) | vEo (J) |
|---------|------------|------------|--------|---------|---------|
| 12 | 688 | 923 | 23 | 75 | 188 |
| 25 | 703 | 912 | 33 | 77 | 216 |
| 40 | 665 | 852 | 36 | 78 | 199 |
| ターゲット | >630 | >780 | >16 | <85 | >70 |

引張試験片：JIS 5 号全厚-圧延幅方向
シャルピー試験：板厚 1/4 t-圧延幅方向

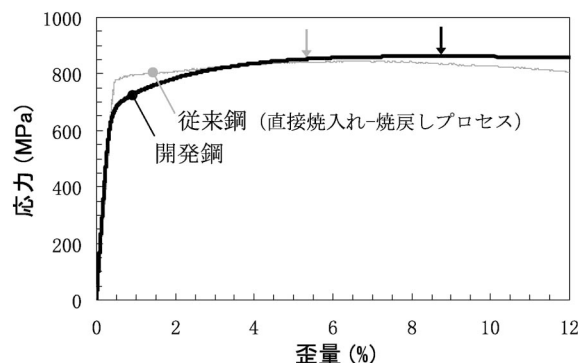


図 5 開発鋼および従来鋼の応力-ひずみ曲線の比較.

り、今後の開発鋼の実用化と適用拡大が期待される。また、本技術に関連した特許も出願済みである。

文 献

- (1) 佐藤邦彦, 豊田政男, 塚本光夫, 渡邊 之, 田川寿俊, 津山青史: 溶接学会論文集, **3**(1985), 589.
- (2) 豊田政男: 溶接学会誌, **58**(1989), 485.
- (3) 金子康弘, 鹿内伸夫, 白神哲夫, 小嶋敏文, 山本定弘, 片平正宏: NKK 技報, **140**(1992), 1.
- (4) 木村達巳, 角 博幸, 木谷 靖: JFE 技報, **5**(2004), 38.
- (5) 藤林晃夫, 小俣一夫: JFE 技報, **5**(2004), 8.
- (6) M. E. Bush and P. M. Kelly: Acta Met., **19**(1971), 1363.
- (7) V. Biss and R. L. Cryderman: Met. Trans., **2**(1971), 2267.
- (8) K. Ueda, S. Endo, S. Mitao, N. Shikanai and T. Ito: CAMP-ISIJ, **21**(2008), 500.