

特集：構造物の基礎を支える鋼材技術

厚板編

JFE スチール株式会社
植田 圭治

1. はじめに

社会の基盤を支える造船や建築、橋梁などの大型鋼構造物の建造にあたっては、用途に応じた加工性と安全性を兼ね備えた厚鋼板が広く使用されている。特に近年、鋼構造物の大型化や高い意匠性に加え、安全性向上、設計の高度化、溶接施工を含めた製作コストの低減やライフサイクルコスト低減など要求は年々厳しくなっており、これに使用される厚鋼板に対しても、高強度、厚肉化など高機能化が進展してきている。厚鋼板は、4重逆転式厚板圧延機を用いて、半製品のスラブを所望の厚み、幅、長さになるまで熱間での圧延工程により製造される鋼板であり、その厚みは4.5mm から200mm以上にわたる。厚鋼板に要求される代表的な特性として強度に加えてじん性や溶接性がある。しかしながら、これらの特性は、一般に一方を向上させると他方が劣化する二律背反のため、高強度化とじん性や溶接性改善の両立を目的とした鋼板の成分設計や圧延技術が開発されてきた。現在、高性能な厚鋼板を大量生産する厚鋼板製造技術として熱加工制御プロセス (TMCP: Thermo-Mechanical Control Process) が広く普及した。図1に示すスラブ加熱に始まる熱間圧延、冷却工程を単に厚鋼板の成型プロセスとしてのみでなく、熱加工・温度条件を精緻に制御することにより、所望する機械的特性に応じて鋼板のマイクロ組織を制御することを目的に開発された技術であり、それらを適用して製造された鋼を一般的にTMCP鋼と呼んでいる^{1),2)}。本稿では、鋼構造物用の厚鋼板の強度、じん性、溶接性の支配因子と、TMCPによる組織制御技術の基礎、ならびに最近のTMCPの展開と高性能化を中心に概説紹介する。

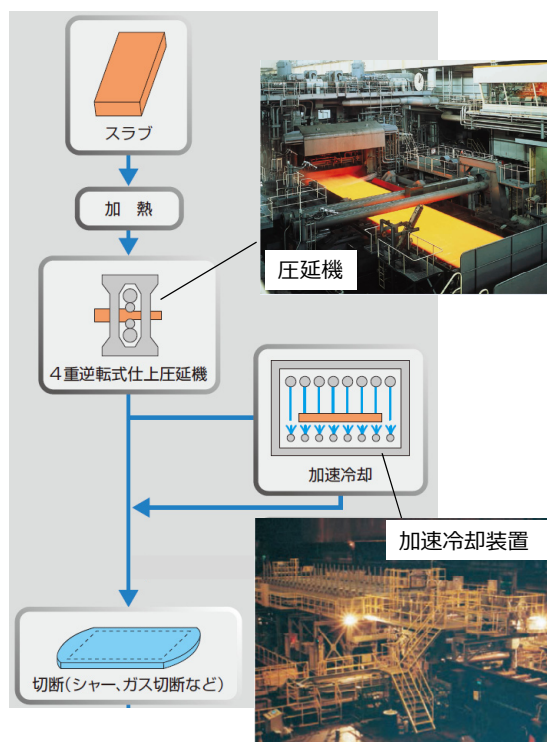


図1 厚鋼板の製造プロセスの例

2. 厚鋼板の強度と材質造り込み

厚鋼板の最も基本的な機械的特性は強度特性であり、構造物設計の基本データとなるだけでなく、加工条件の選定や使用中の変形予測に必要不可欠である。強度特性は引張試験により求められ、厚鋼板より採取した平板や丸棒状の所定形状の引張試験片（例えば、日本工業規格 JIS Z 2241:2011 など）に対して、静的な引張荷重を付与して、弾性変形から塑性変形、さらに破断までの荷重と変形挙動を測定することにより、図 2 に示す応力（ σ ）－歪（ ϵ ）曲線（S-S 曲線）を得ることができる。図中の YP：降伏強さ（降伏応力）、TS：引張強さ（引張応力）、El：全伸び（伸び）等と呼ばれる引張特性を測定する試験となる。なお、一般にはゲージ長の 0.2%塑性歪における応力（0.2%耐力）を降伏応力として取り扱う場合が多い。また、降伏強さと引張強さの比（ $YP/TS \times 100$ (%)）を降伏比（Yield Ratio：YR）といい、成形性や耐震性が要求される厚鋼板では、YR 値が規定される場合がある。降伏強さや引張強さなど強度の単位としては、引張試験荷重（N）を初期引張試験片断面積（ mm^2 ）で除した N/mm^2 (=MPa) で表記することが一般的である。

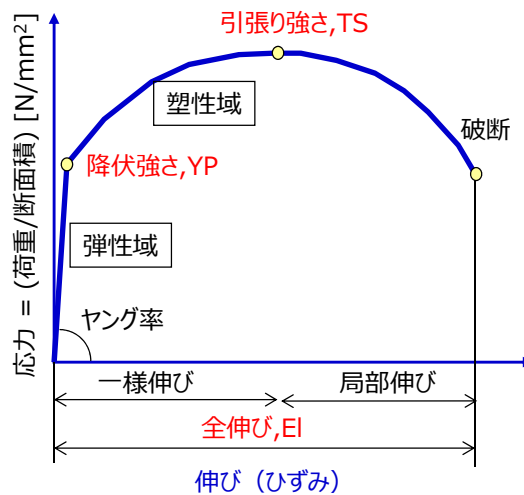


図 2 引張試験における応力-歪曲線（S-S 曲線）の模式図

鋼板に含まれる合金元素量や鋼板製造方法によって、マイクロ組織を変化させて、上記の各種引張特性を制御することができる。鋼をマイクロ組織的観点で強化する手法としては、結晶粒微細化強化、固溶強化、析出強化、転位強化（変態強化）がある。合金成分調整と TMCP により、鋼板の使用用途と所望特性に応じて、マイクロ組織的な強化法を最適に活用することを基本としている。図 3 に、各引張強さレベルの厚鋼板の代表的なマイクロ組織（光学顕微鏡写真）と、おおよそ含有する炭素（C）量と厚鋼板の製造プロセスを示す³⁾。SS400（JIS G3101）に代表される引張強さが 400MPa 級の「軟鋼」と呼ばれる一般構造用鋼は熱間圧延まま放冷して製造され、鋼板のマイクロ組織はフェライト＋パーライトと呼ばれる。光学顕微鏡写真において白い等軸粒の結晶がフェライトの母相であり、黒い組織が炭化物（ Fe_3C ）を含むパーライトである。一方、「高張力鋼（ハイテン）」と呼ばれる引張強さが 490MPa 以上の鋼板は、溶接施工性などの性能を劣化させることなく高強度化を図るため、C などの合金元素量の調整や、TMCP など製造プロセスの最適化が行われマイクロ組織が調整される。引張強さが 490～590MPa 級の厚鋼板では、成分調整に加えて、熱間圧延後、水冷による加速冷却を行うことにより、フェライト＋ベイナイトの混合組織とする。ベイナイトの分率が大きくなるに伴い強度も上昇する。ただし、上部ベイナイトと呼ばれるマイクロ組織は、厚鋼板の重要な特性の一つであるじん性を低下させる場合があり、高強度と高じん性の両立のためには、高度な合金設計と製造プロセスの最適化が必要になる。さらに、引張強さが 780MPa を超える高張力鋼においては、最も強度の高いマイクロ組織であるマルテンサイトを活用する。このため、熱間圧延後直接もしくは熱間圧延後放冷した後

に加熱炉で再加熱し、室温付近まで水冷（焼入れ）することにより、マルテンサイトを得ることができ。ただし、マルテンサイトはもろいため、焼戻しにより延性・じん性を回復させる場合が多い。

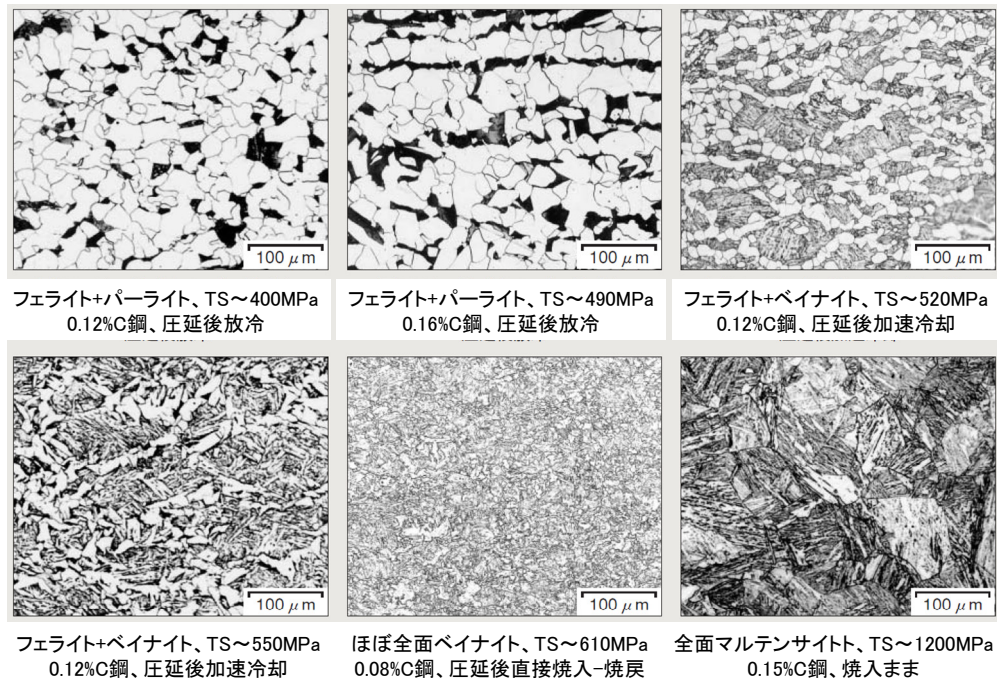


図3 厚鋼板の代表的なミクロ組織例³⁾

厚鋼板の強度—じん性向上に有効な結晶粒微細化強化や、ベイナイトやマルテンサイトなど組織単位が細かく高強度の確保に有効な低温変態相を TMCP プロセスで得る手法は、図4に示す CCT 図（Continuous Cooling Transformation、連続冷却変態）により説明ができる。厚鋼板の素材となるスラブを 1000℃以上のオーステナイト（ γ ）温度域まで再加熱し、一般に 1000℃から 800℃程度の温度域において、多パスの再結晶 γ 域および未再結晶 γ 域の熱間圧延を実施しオーステナイト組織の微細化を図ったのち、冷却温度履歴の制御により様々なミクロ組織を造り分けることができる。厚鋼板の多くは、軟質組織であるフェライトと硬質組織のパーライト、ベイナイト、マルテンサイトの2相もしくは3相が混合したミクロ組織となり、これらの構成によって引張特性やじん性などが制御できる。

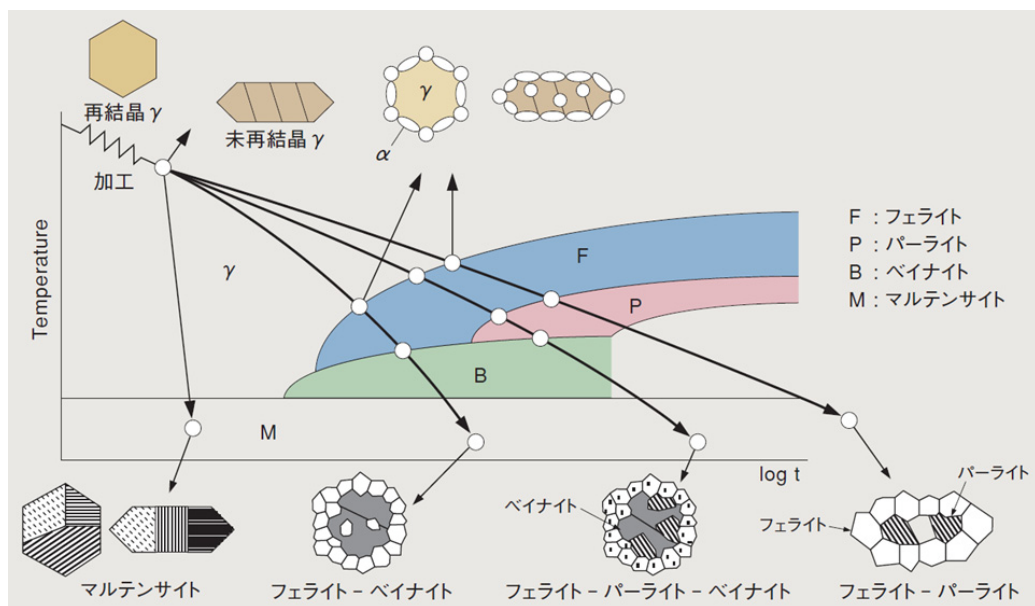


図4 制御圧延—制御冷却によるミクロ組織制御の模式³⁾

3. 最近の TMCP 技術の進歩と厚鋼板の高性能化

図 5 に、主に引張強さが 490～590MPa 級の高じん性厚鋼板を製造する場合に、旧来から用いられるオフライン熱処理（焼ならし）の場合と現行の TMCP の場合の熱加工履歴を模式的に示す⁴⁾。TMCP を用いずに高じん性を図る場合は、通常、再結晶 γ 域での熱間圧延—放冷材を、熱処理炉にて 900℃ 付近の A_{c3} 温度以上にまで再加熱し、オーステナイト単相域の低温側で等温熱処理（焼ならしもしくは焼準、Normalizing）を行い、オーステナイト組織を微細化する。その後、室温まで空冷して冷却中の相変態により得られるフェライトやパーライトなどのマイクロ組織を微細化する製造プロセスである。

これに対して、TMCP の場合は、圧延温度を再結晶 γ 域と未再結晶 γ 域の低温側に制御して行う制御圧延（CR、Controlled Rolling）を実施し、オーステナイト結晶粒の微細化に加えて、オーステナイト結晶粒内に加工ひずみを蓄積させて、引き続き冷却工程での変態核生成サイトの密度を増加し、一層の組織微細化を図ることができる。さらに、制御圧延に引き続き、加速冷却（ACC、Accelerated Controlled Cooling）を適用することにより、相変態の生じる温度（ A_{r3} ）が低温側に移行する。これにより、変態組織が一層微細化されるとともに、ベイナイトなどの高強度の変態組織を得ることができる。旧来の焼ならしプロセスにおいては、鋼板の高強度化を図るには合金添加量の増加が不可避であり溶接性や溶接熱影響部じん性の劣化が課題であったが、TMCP 技術により合金を多量に添加することなく高強度と高じん性を達成することができ、かつ優れた溶接部特性を維持することができる。

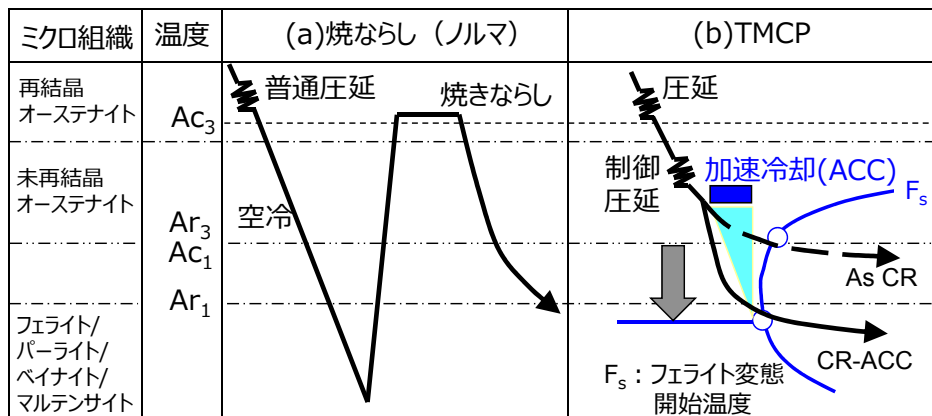


図 5 焼ならしと TMCP の熱加工履歴の模式図

次に、引張強さが 590MPa を超えるような高強度鋼板や板厚が 50mm を超えるような極厚高強度鋼板の製造方法は、オフライン熱処理（焼ならし）と現行の TMCP があり、その熱加工履歴を模式的に図 6 に示す⁴⁾。一般的な TMCP においては、オーステナイト域から加速冷却を開始し、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、再加熱-焼入れ（RQ : Reheat quenching）や直接焼入れ（DQ : direct quenching）といい、その後の焼もどし（tempering）と合わせて、RQ-T、DQ-T 処理と呼んでいる。DQ-T 処理では、制御圧延との組み合わせによりオースフォーミング効果を利用し、RQ-T 処理よりも機械的特性を向上できる場合がある。さらに、近年では、焼戻し処理をオフライン熱処理ではなく、オンラインで再加熱焼戻しする技術が実用化されている。従来の DQ-T 処理では、焼戻し前の温度は基本的に常温であるが、熱間圧延ライン上で熱処理を行う（HOP®、Heat-treatment On-line Process）ことにより、加速冷却停止と再加熱前の温度を自在に制御することが可能になった。これ

により、従来の TMCP では想定されていない熱履歴が可能となり、従来にない新しい組織制御法が見いだされ、高強度の高機能鋼板が実用化されている。

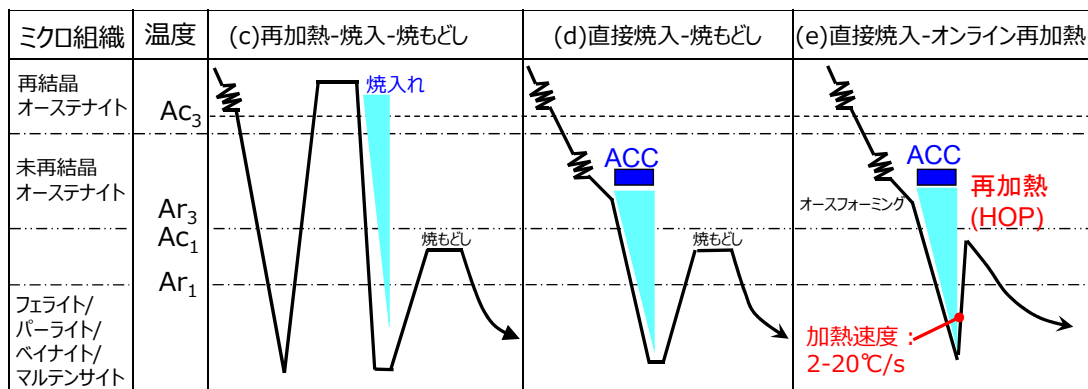


図6 再加熱/直接焼入れ-焼き戻しと直接焼入れ-オンライン再加熱の熱加工履歴の模式図

4. 造船分野における TMCP 技術を利用した高性能化

造船用高強度鋼板は TMCP 技術の発展とともに高性能化してきた歴史がある。TMCP 技術が実用化された 1980 年代に開発された造船用 YP390MPa 級鋼板は船舶の軽量化に寄与するとともに、低炭素かつ低炭素当量 (Ceq) のまま高強度化を達成し、優れた溶接低温割れ性と、厚肉材の高エネルギー向き溶接方法であるエレクトロガスアーク溶接 (EGW : Electrogas arc welding) など高エネルギーの大入熱溶接も適用できることから、船舶建造の効率化にも大きく貢献した。さらに、近年、海上輸送の効率化、燃料費削減、環境負荷の軽減に対するニーズが高まり、例えばコンテナ船の超大型化が急速に進み、YP390MPa 級鋼板では鋼材板厚が極端に増大し溶接施工が困難になることから YP460MPa 級高強度鋼のニーズが生まれた。YP460MPa 級鋼に対しては、YP390MPa 級鋼板と同等の大入熱溶接部品質に加え、板厚 50 mm を超える極厚鋼板を使用した大型コンテナ船の強力甲板においては、鋼材および溶接構造のぜい性破壊に対する安全性の観点からアレストじん性も具備することが求められる。現在では、Nb や Ti などマイクロアロイニングの調整と、TMCP 技術の高度化によって極厚鋼板においても高いアレストじん性を有した鋼板の製造技術も確立している⁵⁾。造船用 YP460 MPa 級鋼の化学成分、機械的特性、EGW 継手特性の一例を表 1、表 2、図 7 に示す。高強度と造船 E グレードの母材および大入熱溶接継手の低温じん性を満足している。

表 1 造船用 YP460MPa 級鋼の化学組成例⁵⁾ (mass%)

| グレード | 板厚 (mm) | 化学組成 (mass%) | | | | | | |
|-------|---------|--------------|------|------|------|------|---------------|------|
| | | C | Si | Mn | Nb | Ti | その他 | Ceq |
| YP460 | 60 | 0.05 | 0.07 | 1.55 | 0.01 | 0.01 | Cu, Ni, Ca, B | 0.39 |

Ceq=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Cu+Ni)/15

表 2 造船用 YP460MPa 級鋼の機械的特性例⁵⁾ (mass%)

| グレード | 引張特性 | | | シャルピー衝撃特性 |
|-------|---------------|---------------|-----------|------------------------|
| | YP:降伏強さ (MPa) | TS:引張強さ (MPa) | El:伸び (%) | vE _{-40℃} (J) |
| YP460 | 508 | 654 | 21 | 282 |

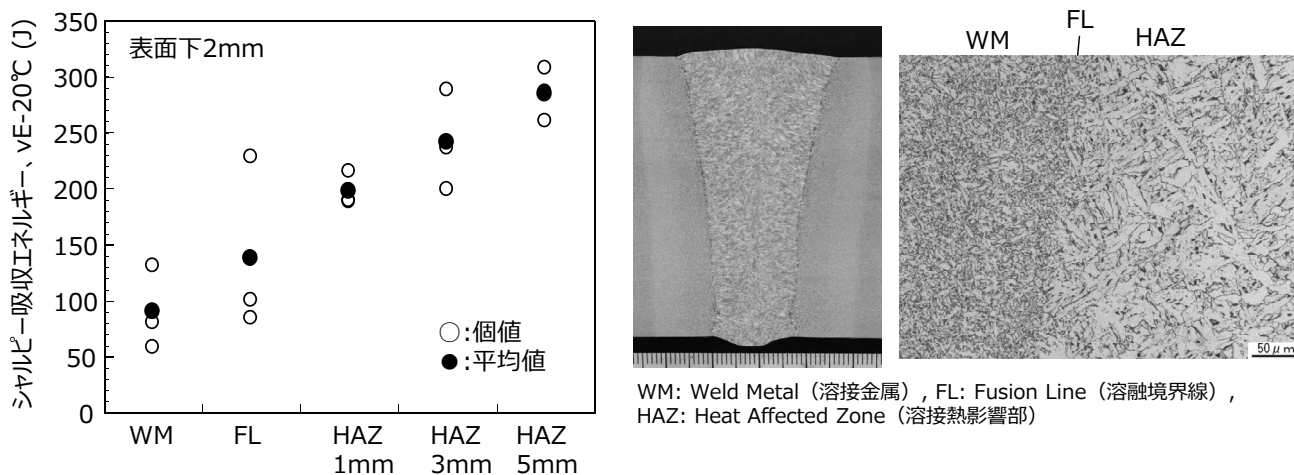


図7 造船用 YP460MPa 級鋼の EGW 継手特性例⁵⁾

5. 建築用 780MPa 級鋼における鋼板製造技術

建築構造用鋼として高強度、高じん性と、優れた溶接性および耐震性を合わせ持つ低降伏比 (YR) 780MPa 級鋼板がオンライン製造プロセスにより開発されている⁶⁾。本鋼材は、TMCP と引き続くオンライン熱処理 (HOP®, Heat-treatment On-line Process) を活用し、鋼板のマイクロ組織をベイナイト主体組織と、微細な島状マルテンサイト (M-A: Martensite-Austenite constituent) の複相組織とすることにより、建築構造用鋼として優れた機械的特性を達成している。高強度と低 YR を両立するためには、鋼板のマイクロ組織を硬質相と軟質相を分散させた複相組織とすることが有効であるが、780MPa 級鋼では、従来の再加熱焼き入れ-焼きもどし処理もしくは TMCP プロセスを用いても、マイクロ組織はベイナイトあるいはマルテンサイトとなり、軟質のフェライトを生成させることは容易ではなかった。このため、YR は上昇する傾向にある。そこで、図8に示す特殊な2相域焼き入れと焼きもどし工程を含む多段熱処理を実施することにより、軟質のフェライトと硬質の焼もどしマルテンサイトの分散組織を達成している。

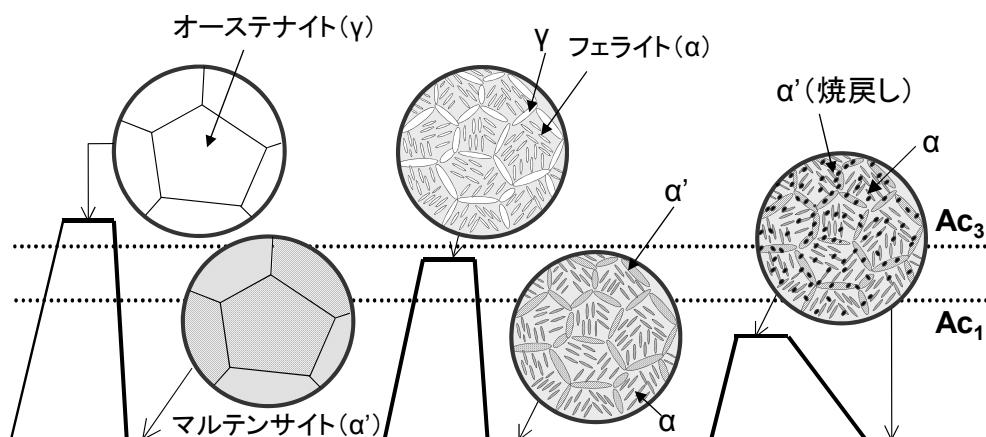


図8 従来型の建築構造用低 YR780MPa 級鋼の製造プロセスとマイクロ組織の模式図⁶⁾

一方、780MPa 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形態として、軟質の母相組織をフェライトよりも高強度化に有利なベイナイト組織とし、硬質第 2 相組織として、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制御圧延、加速冷却プロセスに引き続き、オンライン熱処理を施すことにより、初めて可能とした。これは、従来の焼入れ-焼もどし処理においては、焼もどし前の鋼板温度は基本的に常温であり、制御不能であるが、TMCP 後のオンライン熱処理を用いる場合は、再加熱前の鋼板温度を圧延終了温度以下から常温以上の温度範囲に制御することができるからである。製造過程のマイクロ組織制御の考え方を、模式的に図 9 に示す。熱サイクル時には、以下の 3 段階のマイクロ組織形成過程をとる。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。加速冷却停止後の恒温滞留時に、恒温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 A_{c1} 以下の高温域まで、オンライン熱処理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、再加熱後の冷却過程である。オンライン熱処理による再加熱により、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、焼もどしベイナイト中に M-A を分散した複相組織を達成することができる。

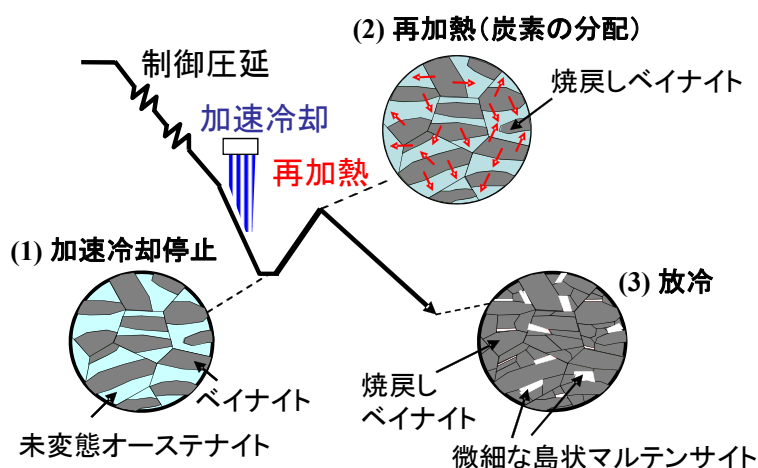


図 9 オンライン熱処理を活用した建築構造用低 YR780MPa 級鋼の製造プロセスとマイクロ組織の模式図⁶⁾

TMCP とオンライン熱処理を活用した建築構造用低 YR780MPa 級鋼の化学組成を表 3 に示す。C 量は 0.06% であり、ベイナイトと M-A 微細分散の複相組織が得られるよう各種の合金元素を適量添加し、 P_{CM} : 0.24mass% に調整している。JIS Z 3101 に準拠した溶接熱影響部の最高硬さ試験では、溶接割れ防止のため上限に規定されるビード長 125mm での HAZ 最高硬さ 350 ポイント以下よりも十分に低い値であり、また、JIS Z 3158 に準拠した y 形溶接割れ試験では予熱なしで割れ発生は認められず、耐低温割れ性に優れる。このような 780MPa 級鋼板として優れた溶接性は、低炭素および低 P_{CM} の成分設計により達成した。また表 4 に、サブマージアーク溶接 (SAW) 継手性能例を示す。継手引張強さは 780MPa 以上であり、シャルピー吸収エネルギー値はいずれの試験位置においても 70J 以上を達成している。

表3 オンライン熱処理を活用した建築構造用低 YR780MPa 級鋼の化学組成 (mass%)

| C | Si | Mn | P | S | その他 | Ceq | PCM |
|------|------|------|-------|-------|------------------|------|------|
| 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4 建築構造用低 YR780MPa 級鋼のサブマージアーク溶接 (SAW) 継手性能例

| 板厚 | 開先形状 | 溶接条件 | 継手引張特性 | | シャルピー衝撃特性 | |
|------|---|--|----------|------|-----------|----------------------|
| | | | TS (MPa) | 破断位置 | ノッチ位置 | vE _{0℃} (J) |
| 40mm |  | 溶接材料 : US80BN - PFH80AK 溶接入熱: 4.6kJ/mm 予熱: 50℃ パス間温度: <250℃ | 817 | WM | WM | 87 |
| | | | 816 | | WM | FL |
| | | | | | HAZ1mm | 231 |
| | | | | | HAZ3mm | 250 |

WM: Weld Metal (溶接金属), FL: Fusion Line (溶融境界線), HAZ: Heat Affected Zone (溶接熱影響部)

6. おわりに

本稿では、構造用厚鋼板の鋼板製造技術とマイクロ組織制御に関する基礎を概説した。また、高性能厚鋼板の代表的な製造プロセスである TMCP を活用した最近の実開発例を紹介した。構造物の高性能化に対する要求は今後も高まっていくと考えられ、厚鋼板への要求特性も引き続き厳格化されていくと予想される。今後も TMCP に代表される厚鋼板製造技術の革新が期待される。

参考文献

- 1) JFE スチールカタログ「JFE-HITEN 高張力鋼板」Cat.No.C1J-002-06
- 2) JFE スチールカタログ「厚鋼板」Cat.No.C1J-001-10
- 3) 大学教材鉄鋼工学 (プロセス編、材料編)、財団法人 JFE21 世紀財団 (2007)
- 4) 鹿内伸夫、三田尾眞司、遠藤茂: 最近の TMCP による厚板組織制御技術の進展と高性能化、JFE 技報、No.18 (2007年11月)
- 5) 遠藤茂、中田直樹: JFE スチールの TMCP 技術の進歩とそれによる高性能厚板、JFE 技報、No.33 (2014年2月)
- 6) 植田圭治、遠藤茂、伊藤高幸: 硬質第2相分散組織制御型低 YR780MPa 級鋼、JFE 技報、No.18 (2007年11月)

<略歴>

植田 圭治 (うへだ けいじ)

2001年 大阪大学 大学院 工学研究科 生産科学専攻 博士前期課程 修了

2001年 川崎製鉄株式会社 (現 JFE スチール株式会社) 入社

技術研究所 厚板条鋼接合研究部門 配属

2016年 JFE スチール株式会社 スチール研究所 鋼材研究部 主任研究員

現在に至る