



ミニ特集・2

マルテンサイトとベイナイトの基礎：
高強度化と高延性・高靱性への挑戦

溶接構造用厚板からみたベイナイト・マルテンサイト研究への期待

A Proposal for Future Researches on Bainitic and Martensitic Microstructural Steels for Welded Structures

JFE スチール (株) 厚板セクター部 主任部員

遠藤 茂 Shigeru Endo

JFE スチール (株) スチール研究所 厚板・形鋼研究部
主任研究員

石川信行 Nobuyuki Ishikawa

同 部長

鹿内伸夫 Nobuo Shikanai

1 緒言

近年の大型溶接構造物では、製品や構造物の設計、製造技術の高度化とトータルコスト削減の要求が強く、厚鋼板に要求される性能は、高強度化・高施工性・高靱性化などますます高度なものとなってきている。一方、高性能厚鋼板の製造に好適なオンラインの加速冷却技術も著しい進歩を示し、これを用いた高強度鋼の製造量も増加している。本報告では、まず、焼戻しを省略した加速冷却プロセスで製造される570MPa級鋼の高性能化のための組織制御技術と今後の研究課題について述べる。次に、超高強度のX100超のラインパイプ (YS680MPa、TS770MPa以上)の要求特性と組織制御技術について紹介し、ベイナイト活用鋼の組織制御の現状とその課題について概説する。最後に溶接構造用鋼のさらなる高機能化に向けた組織材質制御の課題について言及する。

2 高性能厚鋼板のニーズと開発状況

Fig.1に、過去30年における造船用鋼、建築・橋梁用鋼、

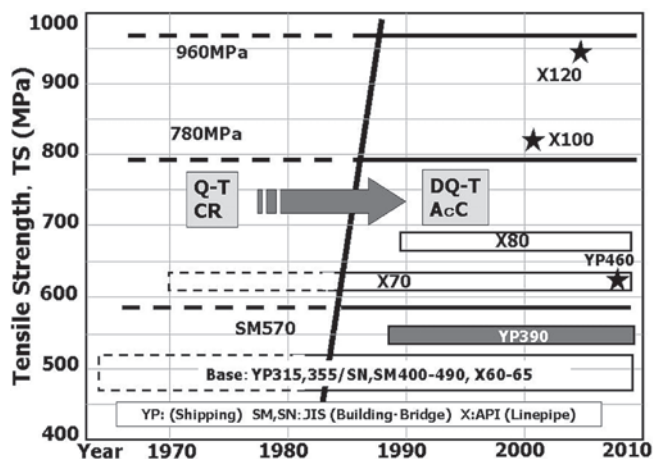


Fig.1 History of high strength structural steel developments

ラインパイプ用鋼の強度ならびに製造プロセスの変遷の模式図を示す。破線で示した鋼材 (例えば1980年代以前のX70ラインパイプ)の製造プロセスは、高強度材では主にオフラインの焼入れ、焼戻し (Q-T)で、400-490MPa級鋼では制御圧延 (CR)である。一方、実線で示した材料の製造プロセスは直接焼入れ、焼戻し (DQ-T)ないし加速例冷却 (AcC)である。Q-TあるいはCRプロセスからそれぞれDQ-T、AcCへのおよその移行時期を斜線で示した。

造船ならびにラインパイプ用途の鋼板では、ベースの400-490MPa級鋼からの高強度化の傾向が認められる。2006年現在では、造船用途では大型のコンテナ船用にYP460級鋼 (降伏強度460MPa)、ラインパイプ用ではX100、X120グレード (降伏強度100ksi、120ksi)の開発適用が報告されている^{1,3)}。このような高強度化の背景は、コンテナ輸送量ならびにガス輸送量の増加を目的としたコンテナ船の大型化であり、パイプラインガス輸送圧力の高圧化である。いずれも従前の低強度鋼を用いた場合、鋼板厚さが極厚化し輸送や溶接施工コストが増大する。このコスト増加の回避とさらなるコスト低減を図るために高強度材が用いられてきている。ラインパイプでは、X70グレードからX80グレードへの変更で5%程度の敷設コストの低減が可能であるとの報告もある⁴⁾。このような高強度の造船、ラインパイプ用途の鋼板は経済性ならびに生産性の制約から、CRとAcCとの組み合わせで製造され、オフラインでの熱処理はほとんど適用されていない。これら鋼材の組織は、ベイナイト主体である。

主に、建築や橋梁用途であるTS570MPa級鋼は、その適用量は拡大傾向にあり、製造プロセスのオンライン化 (QTあるいはDQ-TのAcC化)による生産量の拡大と製造コストの削減が進められている。高強度かつ高靱性を有するベイナイト鋼のオンライン組織材質制御技術の確立がこの分野の至近の課題である。

TS780MPa (80キロ)、960MPa (100キロ)の高強度を有

する鋼板は、90年代以前はQ-Tプロセスを用いて製造され、主に、橋梁、ペンストックや建産機用途に用いられてきた。90年代以降は、このような高強度鋼を対象としたDQプロセスの適用研究がなされてきている。これら高強度鋼の組織は、焼戻しマルテンサイトである。

3 オンライン型TS570MPa級鋼の組織制御技術と課題

3.1 低炭素ベイナイト鋼とその高靱化

ベイナイト組織を活用したオンライン製造型のTS570MPa級高靱製鋼材の開発事例が報告されている^{5,6)}。その一つとして、炭素含有量を0.02%程度として、Nb、Bを含み、ベイナイト組織となるよう成分調整した低炭素ベイナイト鋼が開発されている。この鋼は、広い冷却速度範囲でベイナイト変態が生じる特徴的な変態挙動を示す (Fig.2)。この低炭素ベイナイト鋼を種々の冷却速度で冷却した場合の冷却速度とその硬さとの関係では、冷却速度によらず、その冷却後の組織がベイナイトとなり硬さがほぼ一定となっている。このことは、鋼板製造時においては、製造条件、圧延後の冷却の変動に鈍感であること、溶接においてはどのような溶接条件においても組織や性能が変わらないことを意味している。さらに、加速冷却では、高い冷却速度が得にくくなる、例えば75mm超といった厚い鋼板の製造に好適な鋼である。焼戻し処理の省略を前提として、この低炭素ベイナイト鋼の母材の高靱化検討もなされており、低炭素ベイナイト鋼の組織形態に及ぼすオースフォームの影響について調べられている⁷⁾。再結晶温度域における圧延温度の変化に伴う再結晶 γ 粒径の

変化を Fig.3 に示す。Fig.3 では、再結晶温度域での圧延における圧延温度の低下に伴う結晶粒の細粒化が認められる。また、藤原らの報告と同様に、オーステナイト未再結晶温度における加工率の増加に伴うベイナイト粒径の低下も認められている⁵⁾。しかし、ベイナイト粒径は加工率の増加に伴い一様に減少し、それに伴い靱性の向上が認められることなど、異なる現象も観察された。

このようなベイナイト変態と変態組織変化に及ぼすオースフォームの影響についての統一的理解が今後のベイナイト組織制御の一つの課題である。

3.2 ベイナイト組織鋼の機械的性質に及ぼす第2相組織の影響

ベイナイトラスやベイニティックフェライト間に残留したオーステナイトが変態し形成される第2相組織の形態に及ぼす加速冷却条件の影響や、第2相組織の機械的性質に及ぼす影響に関しての報告がある⁸⁾。加速冷却の停止温度の低下によるラス間のM-A (Martensite-Austenite Constituents) の面積率およびサイズの低下が報告されている。シャルピー試験のき裂の伝播経路は、フェライトとM-Aの界面であることが観察され、シャルピー靱性の低下はM-Aの増加が原因であること述べられている (Fig.4)。また、第2相組織の機械的性質に及ぼす影響として、4 μ m以下の極小さいM-Aは、グラニュラベイナイトの靱性に与える影響の小さいことも報告されている。M-Aの存在による引張変形時の加工硬化挙動の変化に関する報告もある⁹⁾。このような機械的性質 (降伏強度、加工硬化特性、破壊靱性など) に及ぼす第2相組織の影響の明確化と定量的評価は、今後解決が期待される課題の一つである。

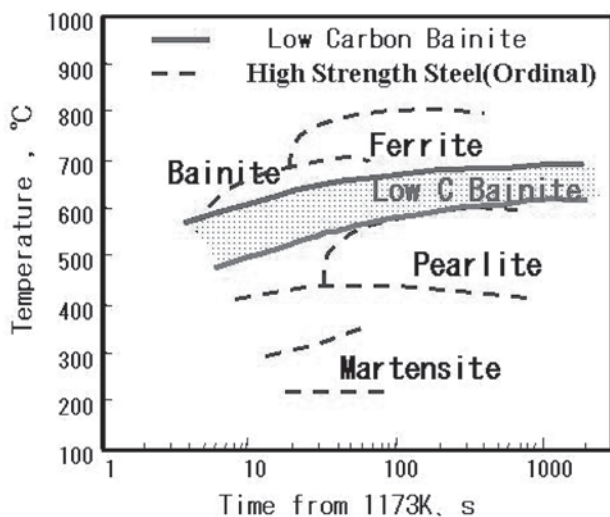


Fig.2 Transform behavior after deformation of the Low-carbon bainite steel as a function of cooling rate⁵⁾

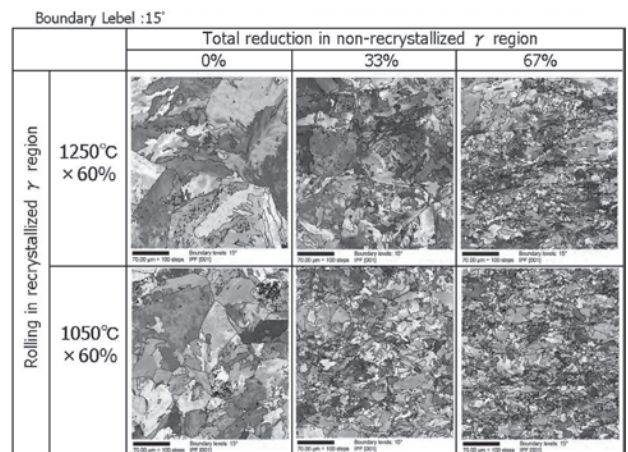


Fig.3 Microstructural change as a function of reduction ratio at austenite non-recrystallizing temperature range (Rolling finishing temperature : 1323K)⁷⁾

4 高強度ラインパイプX100-X120の組織制御とその課題

長距離パイプラインの経済的設計が確立されつつあり、1つのパイプライン長は増加する傾向にある。この設計ではパイプラインの高圧化が前提であり、用いられるラインパイプは高強度材が求められる。また、脆性破壊の発生抑制、延性脆性破壊の伝播停止性能要求に加えて、極地や地震地帯を通るパイプラインでは塑性設計が導入され始めている。この結果、ラインパイプに高い変形能が求められ、一様伸びなどが要求されるケースも出てきている。X120ラインパイプに要求される特性例をFig.5に示す。引張強度が930MPaと高強度にも関わらず、母材のシャルピー吸収エネルギーは250J前後と著しく高いものとなっている。さらに、Fig.5にその要求特性を示したケースでは塑性設計の観点から、4%以上の一様伸びが要求されている。

570MPa級の厚鋼板で鋼の高変形能（高一様伸び）を達成するために軟硬複相組織鋼の適用が検討され実用化されて

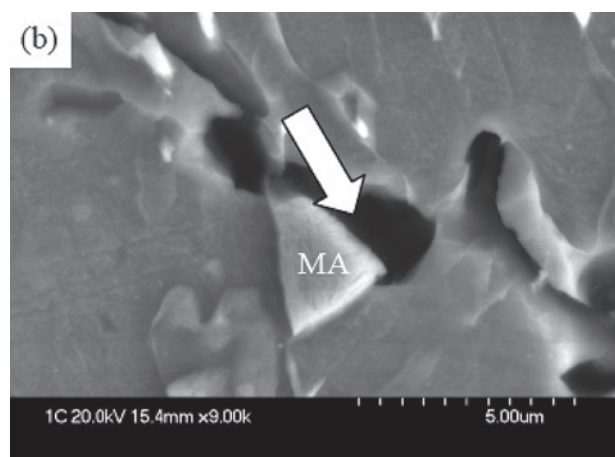


Fig.4 SEM micrograph of the area around crack path in the Charpy V-notch tested specimen⁸⁾

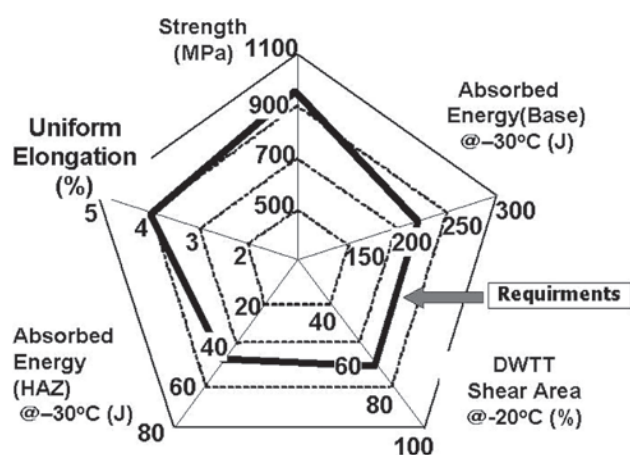


Fig.5 An example of required mechanical properties of X120 linepipe

いる。一様伸び特性の向上を目的として、570MPa級の厚鋼板と同様の組織制御により製造されたX120ラインパイプ（高変形能：High Strain Capacity）のミクロ組織をFig.6に示す。Fig.6には、光学顕微鏡組織と母相のベイナイト部のラス組織と軟質のフェライトを含む部分のTEM像を示している。光学顕微鏡写真で白く見える部分は、TEM写真から転位がほとんど含まれていないフェライトである。また、ベイナイトはラス間にセメントイトを含んだ組織を呈しておりこの組織は上部ベイナイトである。ベイナイトとフェライトの2相組織を呈するこの鋼は、X120級の強度を有し、かつ、降伏比は80%以下で、5%前後の一様伸びが得られている¹⁰⁾。超高強度として、この5%は、大きな一様伸びではあるが、ほぼ同程度の降伏比を有するX65鋼（TS550MPa）の10%前後と比較すると、半分程度の低い値である。また、開発された材料は、高変形能を得るため、軟硬複相組織鋼が適用されている。この軟硬複相組織鋼は、変形に伴い発生する三軸応力により板表面と平行な方向のき裂が発生しやすく、シャルピー衝撃試験では延性破壊領域での吸収エネルギーを低下させることが報告されている¹¹⁾。このため、2相組織を呈するX120鋼のシャルピー吸収エネルギーは250J前後で、ベイナイト単相鋼に比べて小さい値であった。

さらなる高強度ラインパイプの高機能化に向けて材質上の克服すべき課題は、超高強度ベイナイト鋼における高変形能、高吸収エネルギー、高延性を達成するための変形挙動ならびに加工硬化挙動の定量的評価とその理解に基づいた組織制御の確立である。

5 溶接構造用鋼の適用拡大に向けた課題

5.1 微視組織解析と組織制御

EBSDを用いて、変態温度と生成するラス状ベイナイトの結晶学的特徴や加速冷却条件とグラニュラベイナイトの変態組織変化などが調べられている^{8,12)}。変態温度の高い上部ベイナイトのパケット中では、特定のバリエントが選択されていること、変態温度が低い下部ベイナイトのパケット中には、K-S関係に従う6つのバリエントがすべて存在していることなどが報告されている（twin-relatedバリエント対が多

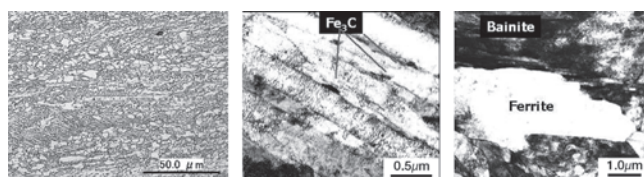


Fig.6 Microstructures of X120 high strain capacity linepipe

数観察された)。また、隣接するフェライトプレートは、変態終了温度が下がるにつれて塊状となり、結晶方位差がより小さくなることも報告されている。このように、至近のEBSDなど解析機器の発達に伴って、微視組織の解析が比較的容易に行えるようになってきている。より精度の高い組織材質制御を行うためには、この微視組織構造と機械的性質との関係の定量評価が重要と考えられる。このような試みとして、隣接する結晶粒間あるいはベイナイト・ラス間のすべり系の平行性を定量的に解析した結果も報告されている¹³⁾。隣接するベイナイト・ラス中のすべり系同士の平行性が良好であれば、剪断歪が隣接するベイナイト・ラスの変形によって緩和されやすく、靱性の向上が期待できるとの考えに基づき解析が行われている (Fig.7)。このような微視組織解析とその機械的性質への影響の定量的評価や微視組織制御技術の確立も今後期待される研究領域である。

5.2 さらに高機能鋼適用拡大への課題

ベイナイト、マルテンサイト組織を呈する高強度溶接構造用鋼の適用拡大を考えた場合、溶接熱影響部靱性の向上ならびに高強度鋼の溶接材料開発も重要な課題である。溶接熱影響部靱性の向上では、 γ 粒径微細化メカニズムとその制御、変態後の最終組織微細化メカニズムとその制御などが具体的課題として挙げられる。マルテンサイト組織を呈する高強度鋼溶接金属開発では、その靱性の向上と水素進入による遅れ割れ機構の究明と耐遅れ割れ性の向上が課題である。

6 結言

低炭素ベイナイト鋼ならびに超高強度ラインパイプの要求特性と組織制御技術について紹介した。また、溶接構造用鋼

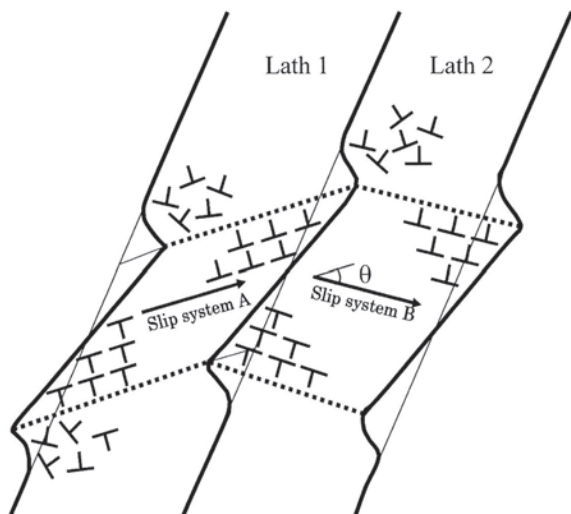


Fig.7 Schemattc illustration of deformed bainite laths¹³⁾

の適用拡大に向けて定量的理解の進歩が期待される研究課題についての私見を述べた。

今後取組みが期待される主な課題をまとめて以下に示す。

- 1) 第2相組織が分散したベイナイト鋼の変形挙動ならびに加工硬化挙動の定量的評価と理解
- 2) 微視組織解析とその機械的性質への定量的影響の評価と微視組織制御技術の確立
- 3) 水素進入による遅れ割れ機構の究明と耐遅れ割れ性の向上

参考文献

- 1) 一宮克行, 角博幸, 平井龍至: JFE 技報 (2007) 18, 13-17.
- 2) S.Endo, N.Suzuki and N.Ishikawa: Proc.of Pipe Dreamers Conference.Yokohama, (2002-11), 273-288.
- 3) J.Y.Koo, M.J.Luton, N.V.Bangaru and R.A.Petkovic: Proc.of ISOPE Conference Honolulu, (2003), 10-18.
- 4) A.Glover, J.Zhou, D.Horsley, N.Suzuki, S.Endo and J.Takehara: Proc.of OMAE 2003 (2003), OMAE2003-37429.
- 5) 岡津光浩, 林透, 天野虔一: 川崎製鉄技報, 30 (1998), 131.
- 6) 藤原智哉: 住友金属, 50 (1998) 1, 26-34.
- 7) 植田圭治, 遠藤茂, 鹿内伸夫: CAMP-ISIJ, 20 (2007), 465.
- 8) J.-Y.Cho, K.-K.Um, and J.-K.Choi: Proceedings of the 1st International Symposium on Steel Science (IS³-2007), 199-201.
- 9) 遠藤茂, 石川信行, 岡津光浩, 鹿内伸夫: 日本鉄鋼協会 材料の組織と特性部会 降伏強度研究委員会 降伏強度と組織 研究会報告書Ⅱ-課題研究編, 113-119.
- 10) OMAE992098 N.ISHIKAWA, M.OKATSU, J.SHIMAMURA, S.ENDO and N.SHIKANAI: Proceedings of OMAE07, June 10-16, San Diego, California, USA, (2007)
- 11) N.Itakura, M Okatsu, F.Kawabata and K.Amano., : Proceedings of OMAE 99, (1999)
- 12) Y.Shinohara, T.Hara and H.Asahi: Proceedings of the 1st International Symposium on Steel Science (IS³-2007), The Iron and Steel Institute of Japan, (2007), 131-134.
- 13) 仲井清真: 日本鉄鋼協会 材料の組織と特性部会 降伏強度研究委員会 降伏強度と組織 研究会報告書Ⅱ-課題研究編, (2007), 106-112.

(2008年11月4日受付)