

HAZ靱性に優れた高機能構造用厚板

Progress of High Performance Steel Plates with Excellent HAZ Toughness

重里 元一*
Genichi SHIGESATO

抄 録

新日鐵住金(株)では、溶接熱影響部(HAZ)靱性を向上させる技術:HTUFF®技術を研究開発してきた。本技術を適用することで、建築、造船、海洋構造物、風力発電、ラインパイプなどの各分野で要求される高強度、厚手、高延性、高能率溶接などの様々な特性を有しながら、優れたHAZ靱性を示す鋼材を開発し実用化してきた。

Abstract

Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation has developed HTUFF™ technology to improve the Heat Affected Zone (HAZ) toughness by dispersing fine particles in steel matrix. A variety of high performance steel plates with high HAZ toughness as well as high strength, large thickness, formability, applicability of high heat input welding have been developed and manufactured for practical use for buildings, ship-buildings, ocean structures, wind farms, line pipes etc.

1. はじめに

溶接鋼構造物の特性は溶接部の特性に大きく左右されるため、溶接部には鋼材の特性と同等の特性が要求される。しかしながら、溶接部は構造的に応力が集中しやすく、また、溶接時の熱による材質変化、溶接後の残留応力発生などを考慮せねばならず、溶接部の特性(強度、靱性、疲労特性など)を高いレベルで確保することは容易ではない。さらには、溶接施工効率向上のニーズに応えるために溶接時の入熱量を大きくすると、さらに難しい課題となる。これらの要求に応えるためには、鋼材開発と溶接技術開発の連携が重要である。本報では、鋼材開発の側面から、特に溶接熱影響部(Heat Affected Zone: HAZ)の靱性に優れた鋼材について、これまでの技術開発を概観する。

2. HAZ靱性向上技術の歩み

HAZ靱性は厚板を高機能化する際の最重要課題の一つである。溶接構造物における信頼性の向上、使用環境の苛酷化、溶接能率の向上、構造物の軽量化、大型化などのニーズを踏まえ、HAZ靱性の向上技術が進歩してきた。以下に新日鐵住金(株)の技術開発の歩みをふり返る。

HAZ靱性の向上において最も重要な点は、HAZ組織を

如何に微細化するかである。特に、溶融線近傍の1400℃以上に加熱される領域では、溶接時に γ 粒が粗大化し、冷却過程での変態後の組織も粗大になる。これを踏まえて、図1に代表されるようなHAZ組織微細化技術が開発されてきた。これらの技術の要点は、熱的に安定な微細粒子を鋼中に分散させ、HAZの熱履歴の中で、 γ 粒成長を抑制するピン止め粒子として、あるいは、 γ 粒内におけるフェライト変態核として利用することである。後者の作用によって生成するフェライトをIGF(Intra-Granular Ferrite)と呼ぶ。

図1に示すように、1970年代にTiN鋼が実用化された²⁾。この鋼に用いられた技術は、数十~数百nmサイズのTiNを主に γ 粒成長ピン止めに利用する技術であり、同時にIGF変態核としてのTiNの有効性も知見された^{3,4)}。現在、TiN鋼は標準的な技術として広く普及している。1990年代には、Al無添加Ti脱酸によって数 μm 以下のTi酸化物を鋼中に分散させ、これをIGF変態核として利用するTiO鋼が実用化され⁵⁾、オキサイドメタラジ-の概念が提唱された。2000年代には、オキサイドメタラジ-をさらに追求することによって、HAZ組織がさらに細粒となる鋼が実用化された^{6,7)}。これはMgやCaを含有する数十~数百nmの酸化物や硫化物を鋼中に分散させ、溶融線近傍の γ 粒の成長を強力にピン止めする技術である。

* 鉄鋼研究所 厚板・形鋼研究部 上席主幹研究員 PhD 千葉県富津市新富 20-1 〒293-8511

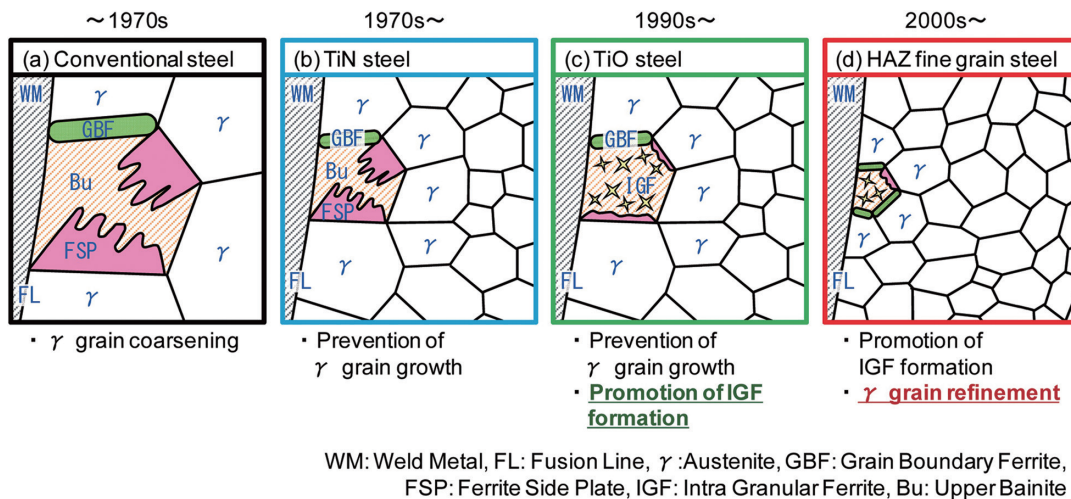


図1 新日鐵住金における HAZ 高韌化技術 HTUFF[®] の歩み
Progress of HAZ toughening technology HTUFF[™] in Nippon Steel & Sumitomo Metal

上記以外の IGF 利用技術として、BN を利用した B 添加鋼、TiN と MnS を組み合わせた TiN-MnS 鋼⁸⁾、TiN と B 析出物 $Fe_{23}(C,B)_6$ 、 $Fe_3(C,B)$ あるいは BN を組み合わせた Ti-B 鋼^{9,12)} などが開発された。上述のような微細粒子利用による HAZ 高韌化技術を総称して、HTUFF[®] (High HAZ Toughness Technology with Fine Microstructure Imparted by Fine Particles: エイチタフ) と呼ぶ。

これらの組織微細化技術に加え、脆化相制御も HAZ 韌性向上技術として重要である。HAZ における脆化相の影響は古くから認識されており、特に鋼材の高強度化に伴い、MA (Martensite-Austenite Constituent) と呼ばれる脆化組織の生成が顕著となり、韌性を劣化させることが知られている^{13,14)}。これに対し、例えば、低 C、低 Si、低 Al 化により脆化相である MA を低減させ、HAZ 韌性を向上させる技術が開発されている¹⁵⁻¹⁷⁾。

3. 高HAZ韌性高機能厚板

HTUFF[®] 技術を適用することで、造船や建築や風力発電などに用いられる大入熱溶接用鋼、海洋構造物向けの高強度低温継手 CTOD (Crack Tip Opening Displacement) 保証用鋼、ラインパイプ向けの寒冷地用鋼などが世界に先駆けて開発され、国内外の広範な用途に向けて多くの鋼材が供給されてきた。製鋼技術力の高さがこれらの量産化を支えてきた。HTUFF[®] 技術を活用した高機能厚板の例として、新日鐵住金で開発してきた鋼材の概略を以下に述べる。

3.1 建築大入熱溶接用鋼

建築構造物の高層化や大スパン化に伴う鉄骨用鋼材の高強度化、厚手化と、鉄骨製作での高能率な溶接施工の要求が高まっている。高能率溶接の例として、4 面ボックス柱のダイヤフラム溶接や角溶接に対して、エレクトロスラグ溶接 (Electroslag Welding: ESW) や多電極のサブマージアーク溶接 (Submerged Arc Welding: SAW) などの大入熱

溶接が適用され、溶接入熱量が 50~100kJ/mm に及ぶ場合がある。従来の建築鉄骨用鋼材にこのような大入熱溶接を適用すると、HAZ のマイクロ組織が著しく粗大化し、韌性が大きく劣化する懸念があった。そこで、大入熱溶接を適用しても高い HAZ 韌性を確保できる建築鉄骨用鋼材の開発が望まれていた。

このようなニーズに対して、HTUFF[®] 技術を適用することで建築鉄骨用高 HAZ 韌性鋼 BT-HT355C-HF、BT-HT440 C-HF を開発し、実用化した¹⁸⁾。ナノメートルサイズの酸化物や硫化物を鋼中に微細分散させ⁷⁾、大入熱溶接においても溶融線近傍 HAZ の γ 粒を従来よりも小さく保ち、 γ 粒界から変態する組織を微細化して韌性の向上をはかった。開発鋼を用いて作製した 4 面ボックス柱の内ダイヤフラム溶接部 (1 パスの ESW 継手) と角溶接部 (1 パスの 2 電極 SAW 継手) において、0℃ のシャルピー吸収エネルギーの平均値が 70J を超える良好な HAZ 韌性を示した。

3.2 海洋構造物用 TMCP 鋼

エネルギー需要の増大に伴って海洋構造物が大型化しており、脚部分への重量負担が大きくなっている。このため、海面上の構造物 (プラットフォーム) の軽量化のため、高強度鋼材の適用が強く求められている。また、海洋資源開発が氷海域や北極圏に広がっており、海洋構造物用の厚鋼板には、より低温での韌性が求められる傾向にある。

新日鐵住金では、高強度化ニーズに対応するため、世界に先駆けて -10℃ 継手 CTOD 保証 YS500MPa 海洋構造物用鋼を実用化した¹⁹⁻²¹⁾。HTUFF[®] 技術を適用することで HAZ 韌性を向上させるとともに、マイクロアロイング技術と TMCP (Thermo-Mechanical Control Process) 技術を駆使することで、降伏強度 500MPa の高強度と、-10℃ 継手 CTOD 特性の両立が可能となった。当技術を用いた高強度海洋構造物用厚鋼板は、プロパー生産で安定した特性を示し、既に 50000 トンを超える製造実績を有する。

さらなる高強度化ニーズに対応するため、 -10°C 継手 CTOD 保証 YS550MPa 鋼を開発し、実用化した¹⁷⁾。この鋼は、Cu 析出強化を利用して高強度するとともに、低 C 化することで高 HAZ 韌性を両立している。

一方、低温化ニーズに対応するために、 -20°C での CTOD 特性を保証する YP420MPa 鋼 (板厚 100mm) を開発し、プロパー生産を開始した^{22,23)}。この鋼は、HTUFF[®] 技術の一つである TiO 鋼の HAZ 細粒化能力をさらに追及することで、低温での HAZ 韌性向上を実現している。TiO 鋼のキーテクノロジーは、鋼中に分散させた Ti 酸化物が Mn を吸収し、Ti 酸化物周囲に Mn 欠乏層が形成され、IGF 生成を促進することで、HAZ 組織を微細化することである。開発鋼では、Mn の働きに着目し、従来の TiO 鋼と同様の Mn 欠乏層形成に加えて、 γ 粒界に偏析した Mn により粗大なフェライトサイドプレート (FSP) の生成を抑制することで、HAZ 組織のさらなる微細化に成功している²⁴⁾。

サハリンプロジェクトのように -35°C 以下での極低温継手 CTOD 特性の要求がある場合に対応するため、極低温用 YP355MPa、YP420MPa 鋼も実用化している^{25,26)}。これらの鋼も HTUFF[®] 技術により高い HAZ 韌性を実現しており、板厚 75mm の鋼板を入熱量 1, 5, 10kJ/mm で溶接した継手において、 -50°C で良好な CTOD 特性が得られている。

H 形鋼の海洋構造物への適用ニーズも高まっている。新日鐵住金では、微細析出物 (TiN, V(C,N)) による母材および HAZ 組織微細化技術を活用して、YS335MPa 級低温 H 形鋼を開発した²⁷⁾。高い母材韌性 (脆性延性遷移温度 -70°C 以下) を満足しつつ、 -50°C でも良好な溶接継手韌性が得られている。

3.3 造船用高強度高韌性鋼

輸送効率向上のため、コンテナ船の大型化が進んでいる。最近では、積載量 2 万 TEU (Twenty-Foot Equivalent Unit : 20 フィートコンテナ換算個数) を超える超大型船が建造され始めている。コンテナ船の大型化に伴い、船体の強度部材に用いられる厚鋼板には、厚手化、高強度化が求められる。さらには、施工コスト削減の観点から、溶接効率向上のために、大入熱溶接の適用ニーズが高まっている。

このような状況に対応するため、アレスト性に優れた高強度厚手 YP47 鋼 (降伏強度 460MPa 超) を開発し、実船に適用した²⁸⁻³⁰⁾。HTUFF[®] 技術を活用し、溶接線近傍の γ 粒粗大化を抑制することで HAZ 組織を細粒化し、TMCP 技術を駆使して母材組織を細粒化している。これにより、溶接部でのき裂発生を抑制するとともに、万一き裂が発生しても、母材部でき裂の伝播を停止することができ、船体の破壊を防ぐことができる。

LPG 船のタンクに使用される低温用鋼でも、液化ガスの輸送効率の向上を目的とした船舶およびタンクの大型化やタンク内部の高圧力化に伴い、高強度が求められている。

また、液化アンモニアを混載する多目的 LPG 船の場合、通常のタンク用鋼に要求される性能に加え、アンモニア応力腐食割れ (Stress Corrosion Cracking : SCC) を防止する性能が要求される。

これらのニーズに応えるために、耐アンモニア SCC 特性を備えた TS530MPa 級低温用鋼を開発し、実船に適用した³¹⁾。HTUFF[®] 技術と CLC プロセス (Continuous OnLine Control Process) により、高強度と良好な継手低温韌性 (-48°C 継手 CTOD 特性) を実現している。

3.4 風力発電用大入熱溶接用鋼

近年の風車の大型化を背景として、厚手材 (板厚 40mm 超) の使用割合が増加する傾向にある。今後、大型風車が大量に設置されていくなかで、厚手材の溶接施工コスト低減、すなわち溶接の高効率化は、風力発電を普及させる上で解決すべき重要な課題である。

溶接の高効率化を実現するには、溶接パス数を大幅に削減可能な大入熱溶接法が有効である。ただし、入熱量が大きくなると HAZ の組織が著しく粗大化し、洋上風力分野で要求される $0\sim-40^{\circ}\text{C}$ の低温での韌性を確保することが難しくなる。このような状況のもと、HTUFF[®] 技術を活用した大入熱溶接用 YS355MPa 級 TMCP 鋼 (KE36-TM) を開発し、浮体式洋上風力基礎に展開を始めている^{32,33)}。板厚 40~50mm の開発鋼を用いて、3 種類の高効率溶接 (片面サブマージアーク溶接 (1 パス, 31kJ/mm), エレクトロガス溶接 (1 パス, 20kJ/mm), サブマージアーク溶接 (2 パス, 12kJ/mm)) を適用して溶接継手を作製し、継手の衝撃特性を評価した。その結果、いずれの溶接継手でも延性脆性遷移温度 ($v\text{Trs}$) が -20°C 以下であり、良好な低温継手韌性を示した。

3.5 低温高強度ラインパイプ用鋼

天然ガスを輸送する長距離パイプライン向けに、高圧輸送による輸送効率の向上や薄肉化による敷設コストの低減を目的として、高強度ラインパイプの開発が行われている。このような高強度ラインパイプには高速延性破壊の停止と脆性破壊の防止の観点から、母材および HAZ に対して優れた低温韌性が要求されるとともに、敷設効率向上の観点から優れた溶接性が要求される。新日鐵住金では、HTUFF[®] 技術の一つである TiO 鋼をラインパイプ用鋼に適用し、北海プロジェクト向けに X70 級 UOE 鋼管を製造した³⁴⁾。

凍土地帯や地震多発地域では地盤変動によってパイプラインに大きな曲げモーメントが加わるため、延性破壊防止の観点から鋼管には大きな変形能 (大きな一様伸びや低降伏比) が要求されつつある。このニーズに応えるため、優れた HAZ 韌性と大きな変形能を具備した X60~X80 級の新しい UOE 鋼管を開発した^{35,36)}。HTUFF[®] 技術を活用して高 HAZ 韌性化し、 -35°C での限界継手 CTOD 値が 0.2

mm 以上を満足した。また TMCP 技術を活用して 2 相混合組織とすることで一様伸びや降伏比を改善している。X60 級 UOE 鋼管はサハリプロジェクトに適用した³⁷⁾。また、さらに高強度の X100 級ラインパイプ用鋼として、高 HAZ 靱性型³⁸⁾ および高一様伸び型³⁹⁾ の 2 種類の鋼も開発した。

より低温での靱性向上ニーズに対応するための低温高強度鋼管 (X80 級) も開発完了している⁴⁰⁾。これは、HTUFF[®] 技術とボロン活用、低炭素濃度化を組み合わせることで、 -60°C でも優れた HAZ 靱性 (シャルピー衝撃特性) を実現している。

4. 今後の展望

HTUFF[®] 技術のメカニズム解明は分析技術の進歩に支えられてきた。たとえば、IGF 変態では Ti 酸化物周辺の Mn 欠乏層が重要な役割を演じている。これは、集束イオンビーム加工装置 (FIB) と電界放出型透過電子顕微鏡 (FE-TEM) を駆使することで実証された⁴¹⁻⁴³⁾。今後も先端分析技術によってメカニズムを追求し、さらなる高機能化を目指していくことが重要である。

HAZ 靱性を向上させるための基盤技術として、靱性支配因子の解明や靱性予測技術の構築が重要である。1980 年代に CTOD 特性の支配因子がマイクロ破壊力学に基づいて解明された。近年は大入熱溶接を対象に、靱性支配因子に及ぼす合金元素と熱履歴の影響が定式化され、HAZ 靱性予測モデルが構築されてきた。今後もこのような基盤的な研究を進めていく必要がある。

高 HAZ 靱性鋼を実用化するためには溶接材料の開発が必要不可欠である。グループ会社に日鐵住金溶接工業(株)を有する強みを活かし、各種の高 HAZ 靱性鋼に適合する溶接材料が開発され、厚板と溶接材料がセットで提案されてきた。このような開発体制は、実用化を加速する点でも有意義であり、今後より一層強化していくことが重要である。

参考文献

- 1) 児島 ほか：新日鉄住金技報. (400), 3 (2014)
- 2) 金沢正午 ほか：鉄と鋼. 61, 2589 (1975)
- 3) 植森：ふえらむ. 14, 472 (2009)
- 4) 小関：鉄と鋼. 90, 61 (2004)
- 5) Chijiwa, R. et al.: Proc. Int. Conf. Offshore Mechanics and Arctic Engineering. 1988, p. 165
- 6) 児島 ほか：まてりあ. 42, 67 (2003)
- 7) 児島 ほか：新日鉄技報. 380, 2 (2004)
- 8) Tomita, Y. et al.: ISIJ Int. 34, 829 (1994)
- 9) 大谷 ほか：鉄と鋼. 61, 2205 (1978)
- 10) 渡辺征一 ほか：溶接学会全国講演大会概要. 37, 210 (1985)
- 11) 大野恭秀 ほか：鉄と鋼. 73, 1010 (1987)
- 12) 別所 ほか：圧力技術. 29, 186 (1991)
- 13) Mimura, H. et al.: Trans. Jap. Weld Soc. 1, 28 (1970)
- 14) 笠松 ほか：鉄と鋼. 65, 1222 (1979)
- 15) Terada, Y. et al.: Proc. 7th Int. Offshore and Polar Engineering Conf. 1997, p. 220
- 16) 寺田 ほか：まてりあ. 38, 236 (1999)
- 17) Kamo, T. et al.: Proc. Int. Conf. Offshore Mechanics and Arctic Engineering. 2004, p. 727
- 18) 児島 ほか：新日鉄技報. (380), 33 (2004)
- 19) Kojima, A. et al.: Proc. 20th Int. Conf. Offshore Mechanics and Arctic Engineering. 2001, p. 167
- 20) Nagai, Y. et al.: Proc. 22nd Int. Conf. Offshore Mechanics and Arctic Engineering. 2003, p. 319
- 21) 長井 ほか：CAMP-ISIJ. 18, 483 (2005)
- 22) Fukunaga, K. et al.: Proc. 29th Int. Conf. OMAE. 2010, p. 20319
- 23) 福永 ほか：新日鉄住金技報. (400), 45 (2014)
- 24) 谷口 ほか：新日鉄住金技報. (400), 109 (2014)
- 25) Chijiwa, R. et al.: Proc. 18th Int. Conf. Offshore Mechanics and Arctic Engineering. 1999, p. 297
- 26) 千々岩 ほか：CAMP-ISIJ. 12, 1191 (1999)
- 27) Ito, H. et al.: Proc. Offshore Technology Conference. 2015
- 28) 白幡 ほか：新日鉄住金技報. (400), 26 (2014)
- 29) 白幡 ほか：まてりあ. 51, 76 (2012)
- 30) Funatsu, Y. et al.: Proc. 20th Int. Offshore and Polar Engineering (ISOPE) Conf. 2010, p. 102
- 31) 永原 ほか：新日鉄技報. (380), 9 (2004)
- 32) Homma, R. et al.: Proc. EWEA Offshore 2013. 2013, p. 104
- 33) 本間 ほか：新日鉄住金技報. (400), 52 (2014)
- 34) Terada, Y. et al.: Proc. 8th Int. Conf. ISOPE. 1998, p. 131
- 35) Terada, Y. et al.: Proc. 22nd Int. Conf. Offshore Mechanics and Arctic Engineering. 2003, p. 279
- 36) 寺田 ほか：新日鉄技報. (380), 76 (2004)
- 37) Hara, T. et al.: Proc. of the 21th International Offshore and Polar Engineering Conference. Hawaii, USA, 2011
- 38) Terada, Y. et al.: Proc. of OMAE03, 22nd International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering. 2003
- 39) Hara, T. et al.: Proc. 7th International Pipeline Conference. 2008, p. 593
- 40) Fujishiro, T. et al.: Proc. 8th International Pipeline Conference. 2010, p. 377
- 41) 栗飯原 ほか：新日鉄技報. (381), 39 (2004)
- 42) 重里 ほか：鉄と鋼. 93, 87 (2001)
- 43) Shigesato, G. et al.: J. Electron Microsc. 51, 359 (2002)



重里元一 Genichi SHIGESATO
鉄鋼研究所 厚板・形鋼研究部
上席主幹研究員 PhD
千葉県富津市新富20-1 〒293-8511