

解説

オキサイドメタラジー-2
-介在物利用による組織制御-

高性能厚鋼板のHAZ靱性向上技術-2

Improving Technology of Toughness at HAZ in Advanced High Strength Steel Plates-2

大井健次
Kenji Oi

JFE スチール (株) スチール研究所
接合・強度研究部 主任研究員
副部長

1 はじめに

溶接構造用鋼材の使用にあたっては従来から溶接性が大きな要求特性の一つである。近年、構造物が大型化するにつれ、高強度かつ厚肉鋼材の使用が増加してきている。そこで、溶接の施工能率を考慮した大入熱溶接の適用が増し、その継手特性の維持および高性能化が国際競争力を高める上でも強く求められるようになってきた¹⁾。とくに、ここ数年の造船分野におけるコンテナ船の8000TEU (TEU: Twenty-foot Equivalent Unit) を超えるような大型化や建築分野でのビルの高層化に伴って、鋼材の高強度化および厚肉化が進むことで、靱性に対する要求も厳しくなっている。たとえば、阪神淡路大震災を契機にビルの地震に対する安全性を重視した高靱性化の要求もその一例と考えられる²⁾。

これらの要求に応えるためには大入熱溶接での溶接金属の特性確保はもとより、鋼板の溶接熱影響部 (以下溶接 HAZ とする) の靱性確保が大きな課題である。すなわち、HAZ においては、TMCP 技術で微細組織化することによって造り込まれた鋼板の組織が、大入熱溶接時に受ける熱サイクルによって粗粒化され、その結果、著しく靱性が低下するためである。溶接 HAZ の組織制御は鋼板の組織制御と異なり、鋼板の化学組成をコントロールすることだけでは不十分であり、製鋼段階からの介在物制御技術と合わせて組織を制御する技術開発が、長年にわたって追求されてきた。

大入熱溶接 HAZ の組織制御技術では、利用される介在物の種類によって以下に示したように大きく2つに分類される。

- (1) 本連載の第1回目の解説³⁾において紹介されたTi酸化物を中心とした粒内フェライト生成による組織微細化技術
 - (2) 窒化物系、硫化物系およびホウ化物系介在物を利用した γ 粒成長のピンニングやフェライト生成能利用による組織微細化技術
- 前者は溶接金属のTi-B系アシキュラーフェライト組織制

御技術⁴⁾を鋼材のHAZへ応用したものであり、前解説にて詳細に説明された。後者は1950年代から研究が進められてきたTiNをベースとし、1970年代に本格的に実用化が始まった各種介在物の利用技術である。本解説ではTiの酸化物系介在物以外の表1に分類した各種介在物について、大入熱溶接でのHAZ組織制御に実用化された技術内容を紹介する。なお、BNについては窒化物系介在物ではあるが、それ単独の効果に加えて、酸硫化物との複合効果やB単独での粒界偏析の影響など種々の働きがあるため、Bの利用技術の中でまとめて取り扱うこととする。

2 窒化物系介在物の利用技術

窒化物の中で、溶接 HAZ の組織制御や鋼板組織微細化に利用されている代表的なものは表1に示したようにTiN、AlN、VNである。中でも、溶接 HAZ 靱性の改善に小入熱溶接から大入熱溶接にわたるすべての領域で最も古くから多用されているのはTiNと考えられる。TiNの有する利用技術は γ 粒の粗大化抑制とフェライト生成能であるが、1950年代から主として γ 粒の粗大化抑制について多くの検討がなされ、Ostrobovskayaによる大入熱エレクトロスラグ溶接HAZの靱性改善の中でTi/0.010%-0.012%、N/0.0026%-0.0038%添加が行われたのがスタートであると思われる⁵⁾。その後、1970年頃からTiNの添加量やサイズの議論が活発になり、

表1 大入熱溶接HAZ組織制御に利用されている介在物の分類

分類	介在物種類		
窒化物系	TiN ⁵⁻¹²⁾	AlN ^{13,14)}	VN ¹⁵⁻¹⁸⁾
硫化物系	REM(O,S) ¹⁹⁻²²⁾	Ca(O,S) ¹⁰⁾	CaS+MnS ^{12,23)}
ホウ化物系	BN ^{20,21,26-28)}	Fe ₂₃ (CB) ₆ , Fe ₃ (CB) ²⁵⁾	

0.05 μm 以下のサイズの TiN 量が 1400°C 加熱時の γ 粒径と相関することや⁶⁾、体積分率とサイズを定量化し γ 粒径が r/f (r : TiN の平均粒子径、 f : TiN の体積分率) で整理できることが明らかにされた⁷⁾。すなわち、TiN 量の増大あるいは TiN サイズの減少により γ 粒径が微細化されることが明確になっていった。

一方、TiN からのフェライト生成については $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の促進効果がいくつか明らかにされている。 γ 粒径をそろえた鋼板において Ti 添加によって粒内フェライト生成量が増加することや CCT 図によってフェライト変態ノーズが短時間側へ移行すること⁶⁾などが挙げられ、フェライト相が TiN 粒子から核生成し (一例を図 1 に示す⁹⁾)、その成長が TiN によって抑制されないことなども明らかにされている。さらに、TiN に加えて、Ti (C,N) の存在が観察され、介在物界面近傍の C 濃度の低下がフェライト生成の促進ではないかと推察されている⁸⁾。また、フェライト生成核としてのサイズについて TiN を直方体と仮定し、古典的核生成理論に基づくフェライト生成モデルを検討し、フェライト生成核として適切な臨界サイズが存在し、そのサイズは変態温度および成分変化に応じた変態駆動力 ΔG_v によって変化することが報告されている⁹⁾。すなわち、微細な TiN ほど γ 粒成長のピンニング効果が大きい反面、小さすぎると核生成には不利であると考えられ、組織微細化には適切な量と大きさの TiN の存在が必要と考えられる。

以上のように TiN の組織微細化効果には、 γ 粒成長のピンニング効果とフェライト生成能の両面が確認され、工業的に利用されている。一例として図 2 に示した Ti 量と N 量における靱性の関係から Ti/N 比は 1～3 付近が良好であり、絶対量についても適正な範囲が存在することが実験的にも示されている^{10,11)}。また、最近では TiN の固溶温度ができるだけ 1450°C 以上になるように Ti、N 添加量と Ti/N 比およびマイクロアロイング添加量を制御することで、TiN 効果を最大限に引き出して、大入熱溶接 HAZ の粗粒域幅を極小化する技術が開発されている (図 3 にマクロ組織を示す。)¹²⁾。

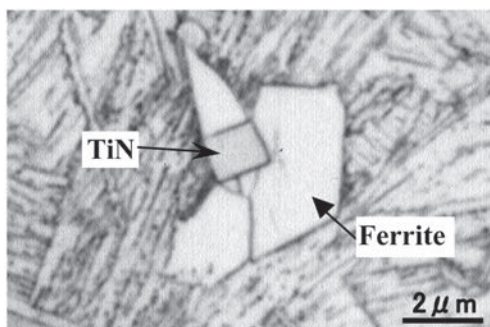


図1 TiN 粒子からのフェライト生成の一例⁹⁾

AIN の利用技術については、通常の Al キルド鋼に含まれる量より多量の AIN を微細析出させて細粒化を図る処理が、主として焼き入れ一焼き戻し鋼に適用されてきたが、大入熱溶接 HAZ のボンド近傍は 1400°C 以上の高温に長時間さらされるために、 γ 粒の成長抑制にはほとんど効果が見られない。AIN の大入熱溶接 HAZ での利用技術は、溶接熱サイクルの冷却過程での AIN の析出を利用して、HAZ 部の地組織を高靱化する靱性改善技術である。すなわち、低 N-Ti 添加をベースとして、母材にあらかじめ sol.Al の添加を行い、溶接熱サイクルの冷却過程でフリー N を AIN として固定することで、転位の固着作用によって靱性を劣化させると考えられているフリー N を低減する技術であり¹³⁾、溶接熱サイクル過程でのフリー N 量および TotalN 量をそれぞれ定量分析することで、600-850°C の領域で AIN の析出が起こることが確認されている¹⁴⁾。

VN については AIN と同様に融点は低く、 γ 粒のピンニン

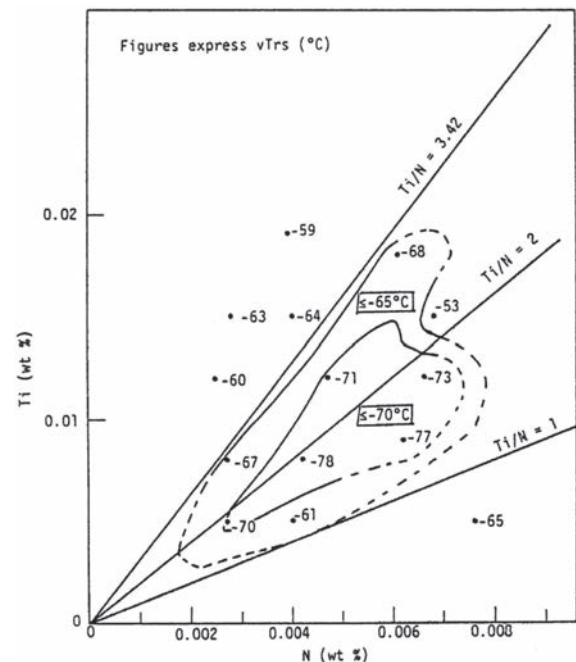


図2 HAZ 靱性に及ぼす Ti、N 量の影響¹⁰⁾

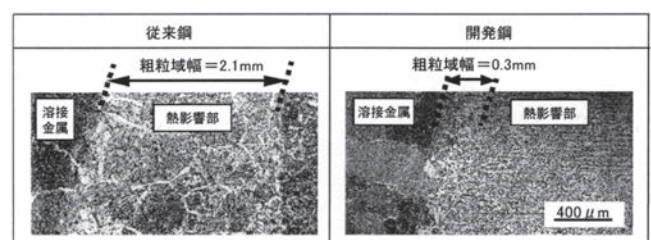


図3 エレクトロガスアーク溶接継手のボンド部近傍ミクロ組織 (従来鋼: 板厚 60mm、溶接入熱 40kJ/mm、開発鋼: 板厚 65mm、溶接入熱 45kJ/mm)¹²⁾

グ粒子としては利用できないが、フェライト核生成能が界面エネルギーの観点から TiN と同等レベルの一つとされており、いろいろな粒内変態の研究がなされている^{15,16)}。たとえば極厚の H 形鋼の造り込みの中で、V と N を添加することで制御圧延によるオーステナイト中への VN の歪誘起析出を利用して、析出した VN を核としたフェライト生成の促進によって組織を微細化する技術がある¹⁷⁾。また、粒内だけに着目するのではなく、粒界でのフェライト変態の促進効果についても詳細に調べられており、粒界に優先的に析出した VN からの粒界フェライトの析出が容易になることが報告されている¹⁸⁾。

以上のように窒化物の利用技術について TiN、AlN、VN を取り上げて技術内容を紹介したが、大入熱 HAZ の組織制御技術としては基本的には TiN をベースとした技術が広く利用されており、AlN についてはフェライトの生成能よりフリー N の固定による地組織の高靱化を狙って、TiN などと複合的に使われている。また、VN については鋼板の造り込み技術としては多くの研究が行われているものの、溶接熱サイクルの冷却過程で VN をオーステナイト中に析出させることは困難であり、大入熱溶接 HAZ の組織制御にはほとんど活用されていないのが現状である。

3 硫化物系介在物の利用技術

硫化物系介在物としては Ca、REM の酸硫化物や硫化物が多くの研究対象となっている。1970 年代の研究では鋼板の製造プロセスが造塊—分塊—圧延であったために鋼塊の凝固速度が遅く、TiN 添加鋼を製造するにあたって、TiN の微細分散が困難であり、必ずしも TiN による大入熱溶接 HAZ 部の靱性が確保できない問題があった。そこで、Ca や Ce の複合添加効果の検討が行われ¹⁹⁾、ボンド近傍（溶接金属／HAZ 界面）の靱性が著しく改善するとの報告がなされている。この理由としては Ca によるフェライト・パーライト変態の促進効果や Ce の硫化物系介在物の球状化効果であると考えられた。

一方で REM と B の複合添加効果についても明らかにされている^{20,21)}。この技術は TS：490MPa 級レベルの鋼に 0.020～0.040% REM と 0.0020～0.0035% B を添加することで大入熱溶接 HAZ のボンド部に塊状の微細フェライトを多数形成し、靱性を著しく向上させる技術である。REM (O,S) は鋼に微細分散されており、溶接熱サイクルの高温に加熱されたボンド近傍でもほとんど溶解しない。そこに固溶している B が冷却過程で BN として析出し、それを核として粒内フェライトが生成することを利用している。ただし、B 添加量の適正化も必要であり、粒内フェライト変態を促進するために

はフリー B が適量 γ 粒界に偏析し、粒界フェライトの析出を抑制することも必要である。図 4 に REM (O,S) 上に BN が析出した介在物の観察結果を示す²¹⁾。

その後 1980 年代になると、鋼板の製造プロセスが造塊から連続鋳造プロセスに移行し、凝固速度が速くなることで、鋼中への TiN 微細分散が容易になった結果、造塊プロセスにて検討されていた Ca や Ce 添加の考え方や必要性は薄れ、溶接ボンド部の高温にさらされる領域での γ 粒の粗大化抑制のためのピンニング介在物としての検討が中心となっていった。

すなわち、TiN 分散鋼ではボンド近傍の TiN が溶解するため、 γ 粒が粗大化しやすく靱性が大きく低下する。そこで、TiN よりも融点が高い Ca¹⁰⁾ や REM²²⁾ の酸硫化物を分散させることで、HAZ の低温加熱部では TiN を主体としたピンニングとフェライト生成能を使い、高温加熱部では融点の高い酸硫化物によるピンニングを利用することで、HAZ 全体の靱性を良好にするというものである。その考えを模式的に示したものが図 5 である²²⁾。また、最近では CaS と MnS の複合介在物によってフェライト変態を促進することで、靱性を向上させる技術も報告されている¹²⁻²³⁾。この技術は Ca 系介在物の形態制御指標である ACR (Atomic Concentration Ratio)²⁴⁾ を適正な範囲に制御することで、S の一部を CaS と

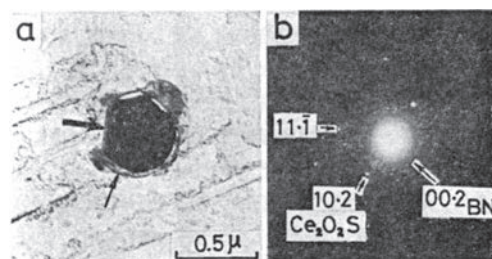


図 4 REM (O,S) 上への BN 析出²¹⁾

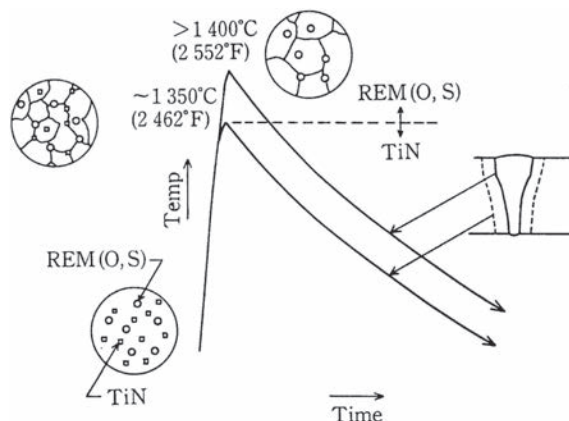


図 5 TiN と REM (O,S) 利用による HAZ 組織微細化モデル²²⁾

し、晶出過程で余剰の S と Mn を結びつけることで、CaS + MnS の複合介在物によりフェライト変態を促進するという技術である。

以上のように Ca や REM の硫化物や酸硫化物を使って、直接的あるいは間接的にフェライト変態の促進や γ 粒の粗大化抑制による組織微細化が達成され、大入熱溶接部の高 HAZ 靱性化に利用されている。

4 B の利用技術

本章では B を添加することで、大入熱溶接 HAZ において組織変化に与える影響について解説する。B は他の合金元素に比べて鋼中での拡散速度が速く、溶接熱サイクル時に HAZ で大きく移動が可能な元素である。よって、その作用も複雑でありコントロールも非常に難しい元素である。

基本的な B の機能として挙げられるのは、BN でのフェライト生成核としての働き^{20,21)} と γ 粒界での界面エネルギーを低下させて粒界からのフェライト生成を抑制する二つである。前者は、REM (O,S) との複合化によってフェライト生成核として働くことを説明したが、同時に固溶 N の BN としての固定による地組織の高靱化も兼ね備えた機能である。この固溶 N の低減は AlN の効果として説明したものと同等であるが、B の拡散速度の速さから推察して、より効果的な働きをすると考えられる。後者は、固溶 B として粒界に偏析することで、粒内からのフェライト生成を促進する機能であり、溶接金属の Ti-B 添加によるアシキュラーフェライトの生成機構でも活用されている重要なものである。

BN 生成と同時に起こるこれらの基本的な機能に加えて、Fe の炭ホウ化物としての利用も報告されている²⁵⁾。図 6 に TiN + MnS の析出部の周囲に鉄の炭ホウ化物である $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ や $\text{Fe}_3(\text{CB})$ などが析出することによって C の希薄帯が形成され、フェライト変態を促進するモデルを示した。ここでは鉄の炭ホウ化物の析出進行過程において粒内フェライト変態が始まることにより C 希薄帯が消滅することなく存在すると考えている。また、MnS は最外殻の核生成サイトとし

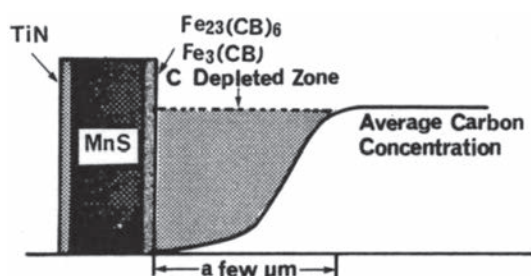


図6 鉄の炭ホウ化物による粒内フェライトプレート生成モデル²⁵⁾

での役割と同時にフェライト生成核としての表面積を確保する役割も備えていると考えられた。

以上のように B 添加は高靱化を達成する上で粒内フェライト生成の促進など著しく有益な元素であるが、一方では微量添加で焼き入れ性を向上させる最も効果的な元素でもある。すなわち、添加方法や添加量によっては焼き入れ性を向上させ、靱性を著しく低下させる場合もあり、その利用技術をコントロールすることは必ずしも簡単ではないと考えられる。図7は再現熱サイクル試験による最高加熱温度と靱性の関係を B 量と sol.Al 量を変化させて求めたものである²⁶⁾。最高加熱温度が 1350℃ で TiN が溶解されるボンド近傍領域では B は固溶 N と結びついて BN として析出し、BN からのフェライト生成および固溶 N の低減により靱性を向上させる効果があるものの、供給量が過剰となりやすいボンドから少し離れた最高加熱が 1150℃ 以下の領域では TiN などが溶解されないため、固溶 N が少なく、B が焼き入れ性向上に寄与し、靱性が低下したと考えられている。そこで、対策の一つとして sol.Al 添加量の低減が有効であることが報告されている。すなわち、B 添加はボンド近傍にのみ添加することが望ましいと考えられ、固溶 N などが存在しない領域では焼き入れ性を向上し、靱性劣化を招く危険性が大きいことが示唆される。言い換えれば、大入熱溶接 HAZ の中ではボンド近傍の必要な領域にのみ B を添加するのが理想的ということであり、その試みとして最近では溶接金属から HAZ への B 拡散を利用した技術も開発されている^{12,27,28)}。図8および9に溶接金属からの B の拡散を調査した結果（図中の縦軸は B 量を表わしている）と B 拡散を利用した HAZ 組織制御モデルを示す。この技術は大入熱溶接金属部で粒界フェライトの生成抑制に

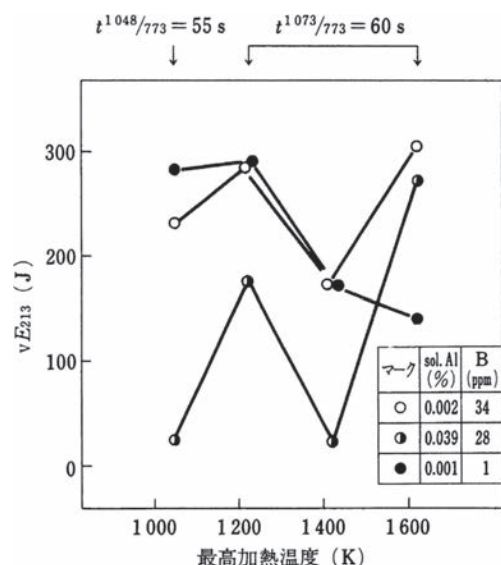


図7 再現 HAZ 靱性に及ぼす最高加熱温度と sol.Al、B 量の影響²⁶⁾

添加されるBが溶接中にHAZ側へ拡散することに着目した技術であり、適切なB量にコントロールされた溶接金属と銅板を組み合わせることで、TiNが溶解するボンド部近傍にだけ溶接金属からBを供給し、BNとして機能させるものであり、溶接金属からHAZ全域にわたって良好な靱性が得られることが報告されている。

以上のようにBの利用技術は多岐にわたっており、使い方によっては靱性改善に効果的な役割を備えているものの、焼き入れ性を著しく増加する特性も兼ね備えており、適切な利用によって有効に活用される必要がある。

5 まとめ

これまで紹介した各種介在物の利用技術は多くの構造物にすでに適用されている。中でも造船および建築の厚肉材への大入熱溶接用銅板において広く適用されており²⁹⁻³¹⁾、そのマイクロ組織の一例を図10に示す¹²⁾。添加量が最適化されたTiN銅をベースとし、微量B、Ca添加技術を活用した銅材のマイクロ組織変化において、フェライト主体の微細組織が介

在物の利用によって得られている。しかしながら、従来の介在物制御技術だけでは、今後適用が進められるであろう高強度材や厚肉材の大入熱溶接部の必要靱性を確保することは困難と予測され、HAZ組織制御は技術的に未だ十分ではないと考えられる。

よって、酸化物を主体とした技術においては、微細多量分散方法やフェライト核生成メカニズムの解明、TiNを主体とした技術においてはボンド近傍の組織制御技術の定量的な制御や新しい利用介在物の探索など多くの課題が残されていると考えられる。これらの研究を遂行して行く中で、最新の解析手法を駆使しながら着実に知見を積み重ねていくことが、今後のより一層高度な介在物の利用による溶接HAZの組織制御技術を発展させて行くと期待している。

参考文献

- 1) 伊藤秀太郎, 香島英彦, 奥井信之: 日本造船学会誌, 813 (1997), 171.
- 2) 日本建築センター: 鉄骨梁端溶接接合部の脆性的破断防止ガイドライン, (2003.9)
- 3) 植森龍治: ふえらむ, 14 (2009) 7, 472.
- 4) たとえばH.Terashima, N.Nishiyama, J.Tsuboi: Preprints of The National Meeting of JWS, No.26 spring (1980), 80.
- 5) S.A.Ostrovskaya: Automatic Welding, 5 (1959) 1.
- 6) 金沢正午, 中島明, 岡本健太郎, 金谷研: 鉄と鋼, 61 (1975), 2589.
- 7) 松田昭一, 奥村直樹: 鉄と鋼, 62 (1976), 1209.
- 8) 松田昭一, 影山英明: 鉄と鋼, 62 (1976), 1356.
- 9) 森影康, 大井健次, 川端文丸, 天野虔一: 鉄と鋼, 84 (1998), 510.
- 10) 中西睦夫, 小溝裕一, 瀬田一郎: 溶接学会誌, 52 (1983), 117.
- 11) 笠松裕, 高嶋修嗣, 細谷隆司: 鉄と鋼, 65 (1979), 1232.
- 12) 鈴木伸一, 大井健次, 一宮克行, 木谷靖, 村上善明: まてりあ, 43 (2004), 232.
- 13) 渡邊之, 鈴木元昭, 山崎善崇, 徳永高信: 溶接学会誌,

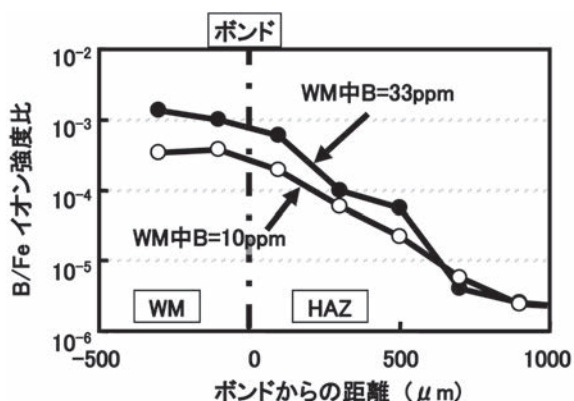


図8 溶接金属(WM)からHAZへのB拡散²⁷⁾

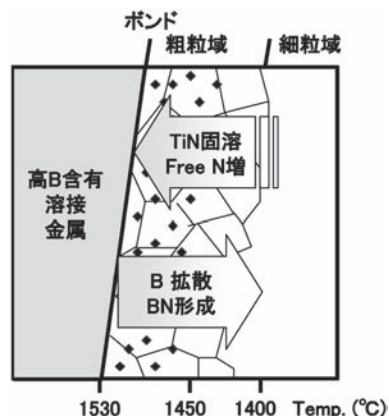


図9 溶接金属からのB拡散を利用したHAZ組織制御モデル²⁷⁾

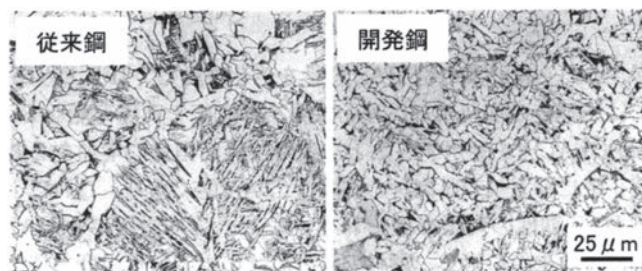


図10 TiN、B、Ca量の最適化によるHAZマイクロ組織変化¹²⁾

- 51 (1982), 118.
- 14) 渡邊之, 鈴木元昭, 小嶋敏文, 土田正治: 溶接学会誌, 51 (1982), 650.
- 15) 坂口功一, 大内朋樹, 梅本実: CAMP-ISIJ, 10 (1997), 1310.
- 16) 山口純, 古原忠, 牧正志: CAMP-ISIJ, 10 (1997), 1312.
- 17) 木村達巳, 大森章夫, 川端文丸, 天野虔一: CAMP-ISIJ, 9 (1996), 1137.
- 18) 大森章夫, 大井健次, 川端文丸, 天野虔一: 鉄と鋼, 84 (1998), 797.
- 19) 笠松裕, 鍋谷昭生, 高嶋修嗣: 鉄と鋼, 61 (1975), S327.
- 20) 上田修三, 石川正明, 小林邦彦, 船越督巳: 鉄と鋼, 61 (1975), S598.
- 21) 船越督巳, 田中智夫, 上田修三, 石川正明, 腰塚典明, 小林邦彦: 鉄と鋼, 63 (1977), 303.
- 22) 弟子丸慎一, 平井征夫, 天野虔一, 上田修三, 上村尚志, 坪田一哉: 川崎製鉄技報, 18 (1986), 295.
- 23) M.OKATSU, K.OI, K.IHARA and T.HOSHINO: Proceedings of OMAE04 23rd International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Vancouver, Canada, (2004.6), OMAE2004-51143.
- 24) 拝田治, 江見俊彦, 三本木貢治, 白石利明, 藤原昭敏: 鉄と鋼, 64 (1978), 1538.
- 25) 大野恭秀, 岡村義弘, 松田昭一, 山本広一, 向井俊夫: 鉄と鋼, 73 (1987), 1010.
- 26) 古澤遵, 有持和茂, 蔵保浩文, 中野直和, 鈴木秀一: 住友金属, 40 (1988), 39.
- 27) 木谷靖, 池田倫正, 大井健次, 一宮克行: 溶接学会全国大会講演概要, 72 (2003), 108.
- 28) KITANI, R.IKEDA, K.YASUDA, K.OI and K.ICHIMIYA: IIW Document No.11-A-152-04, (2005)
- 29) 香取修治, 横山幸夫, 木村達巳, 木谷靖, 矢埜浩史, 藤沢清二, 稲田達夫: 鉄構技術, 16 (2003), 25.
- 30) 植田圭治, 木村達巳, 林健次, 木谷靖, 森谷豊, 宮本一範: CAMP-ISIJ, 18 (2005), 484.
- 31) 一宮克行, 角博幸, 平井龍至: JFE 技報, 18 (2007), 13.

(2009年5月19日受付)