

解説

オキサイドメタラジー-1
-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-1

Improving Technology of Toughness at HAZ in Advanced High Strength Steel Plates-1

植森龍治
Ryuji Uemori

新日本製鐵(株) 鉄鋼研究所
鋼材第二研究部 主幹研究員

1 はじめに

厚鋼板は溶接構造用鋼として使用される場合がほとんどであり、安全性の観点から、母材に加えて溶接部の靱性を確保することが極めて重要である。特に、靱性劣化が懸念される溶接熱影響部 (Heat Affected Zone: 以下ではHAZと記述) の靱性確保が不可欠であり、その向上策としてHAZ組織微細化の有効性が古くより知られている。HAZ組織微細化技術としては、酸化物を中心とする複合介在物 (主として製鋼段階で生成した酸化物に硫化物・窒化物などが複合的に晶出・析出した介在物) を利用した粒内変態制御技術などが広範に検討されてきた。この技術はオキサイドメタラジーと言われている^{1,2)}。本連載では、この介在物を利用した組織制御技術を酸化物に限定することなく、他の介在物や鋼中析出物などにも拡張して、幅広く紹介することになった。したがって、連載タイトルは“オキサイドメタラジー (介在物利用による組織制御)”としており、やや広い概念として使用している点をお断りしておきたい。

連載は全7回で、最初の2回で実用的な開発例を取り上げ、主に厚板分野で有効な介在物種やそれに関連したメタラジーについて技術紹介する。第3回以後では、本技術の本質に迫るものとして、変態核発生のメカニズム (第3回) および異相界面上核生成の結晶学 (第4回) について、さらには実用的な側面を理解する上で重要な介在物制御 (第5回)、凝固組織制御・溶接金属ミクロ組織制御 (第6回) について、それぞれの専門家に広く紹介して頂く。また、本連載の最後 (第7回) に、関連する解析技術として、電子顕微鏡法やその周辺技術 (FIB/TEM 法) についても取り上げる。

本稿は実用的な例を示す第1回目として、高性能厚鋼板のHAZ靱性向上技術 (1) と題し、粒内変態の特徴と適用例、さらには最近の技術として強力なピン止め効果を有するHAZ細粒鋼について簡単に紹介する。

2 鋼中非金属介在物を利用した組織制御技術の実用化

HAZ靱性確保のためには、母材の場合と同様であるが、①HAZ組織の有効結晶粒径 (d_{eff}) の微細化、②地鉄の高靱性化、③島状マルテンサイトのような破壊起点となる脆化相の低減、の3点が有効であることがよく知られている。そして、有効結晶粒径 (d_{eff}) の微細化を可能にする技術の1つとして Ti_2O_3 のような介在物を利用した「粒内フェライト (Intragranular Ferrite: IGF)」技術がある。IGFによる鋼の組織制御は、加工熱処理 (Thermo-Mechanical Control Process: TMCP) による組織改善が困難な材料やTMCP条件の軽減などに有効な新しい組織制御技術として注目されてきた。特に、溶接部では溶接途中あるいは溶接後に母材製造時のような圧延加工を付与することができないことから、TMCPの活用は不可能であり、IGFの適用が望ましい対象でもあった。このような背景から、1970年代後半より厚鋼板のHAZ組織改善を図る技術として、まずは TiN ³⁾ や $REM (O,S)$ ⁴⁾ などを利用した実用化研究が検討された。また、1980年代後半に実用化されたTi脱酸鋼はTi酸化物を利用したものである。この開発では、Ti酸化物の有効性が溶接金属で確認された後にTi-B系溶接金属として実用化され^{5,6)}、その後高性能厚鋼板のHAZ組織改善技術として結実した⁷⁻¹²⁾。本分野では、 TiN による微細化の最適化・高度化などが今日においても検討されており、IGF技術のさらなる工夫とこれらの組合せにより日々進化を遂げている。IGFに関するこれまでの研究成果は多くの論文、解説等で報告されている¹³⁻¹⁹⁾。また、日本鉄鋼協会基礎研究会「鋼中介在物利用による組織と材質の制御研究部会 (平成5年~7年)」では、IGFによる組織制御に関する成果の整理とともにその生成機構に関して計算機シミュレーションによる詳細な検討も行われた²⁰⁾。その後も「鋼中介在物による変態と組織」研究フォー

ラムとして引続き精力的な活動（平成 8～10 年）がなされ、基礎的な技術整理が一段と進んだ²¹⁾。

2.1 IGF に有効な介在物種

図 1 に HAZ における典型的な IGF の写真²²⁾を示した。これは Ti 酸化物を核に生成した IGF である。通常、HAZ 部は高温（大入熱では 1450℃以上）に再加熱されるために、母材製造時のようにオーステナイト粒の成長を微細窒化物（TiN など）の分散によって完全に抑制することは不可能であり、組織の粗大化による靱性劣化を避けることができない。粗大化したオーステナイトの場合には溶接時のような冷却条件では粒界に粗大なフェライト（粒界フェライト）やフェライトサイドプレート（粒界に核生成し、粒内に成長する）が最初に生成され、粒内の残りの部分が上部ベイナイト組織となる。このような組織では、 d_{eff} が大きくなり、破壊起点となる脆化相（セメントイトや島状マルテンサイト）も粒内に多量に生成され、靱性が劣化する。これに対して、図 1 の写真（右図）のように、粒内の介在物を核に生成した IGF を多数発達させることで、HAZ 組織が微細化（ d_{eff} が微細化）し、しかも脆化相を少なくすることができる。このような HAZ 組織制御に有効な介在物としては、TiN³⁾、REM (O,S) -BN⁴⁾、Ca (O,S)²³⁾、TiN-MnS-Fe₂₃ (CB) 6²⁴⁾、Ti₂O₃-TiN-MnS⁷⁻¹²⁾、Ti₂O₃-MnS-BN²⁵⁾、TiN-MnS²⁶⁾ などが報告されている。多くの場合は酸化物、炭窒化物、硫化物からなる複合介在物である。この中で、TiN 並びに REM (O,S) -BN によってオーステナイト／フェライト変態が促進されるという知見はオキサイドメタラジーの中での先駆的な業績である。前者は Ti 添加の HAZ 靱性への有効性（細粒化と IGF 変態促進）を初めて示したものであり³⁾、後者は酸化物系の非金属介在物の有

効性（IGF 変態促進）を示した最初の報告である⁴⁾。また、Ti 酸化物（Ti₂O₃ など）は海洋構造物やラインパイプ用鋼などの実用鋼に広く適用されており¹¹⁾、オキサイドメタラジーの成果の一つと言えよう。

核生成サイトとして作用する介在物サイズは、例えば、Ti 系介在物では TiN [・MnS] < TiN-MnS-Fe₂₃ (CB) 6 < Ti₂O₃-TiN-MnS の順に大きく、0.5～2 μm 程度である²⁰⁾。IGF 形態は塊状と針状に分類され、後者は Ti₂O₃ 複合介在物から生成することが確認されている¹⁰⁻¹²⁾。図 2 は変態後直後の針状 IGF（急冷材）を示したもので、IGF の核生成サイトは図 1 と同様に Ti₂O₃ である¹¹⁾。HAZ 靱性は IGF 分率（体積率）に支配され、IGF 分率が大きくなると HAZ 靱性は著しく向上し、破面単位が小さくなっていることも確認されている³⁾。IGF 変態には介在物種など多くの因子が複雑に影響する。IGF 変態に及ぼす金属的因子については次章にて記述する。

2.2 Ti 酸化物鋼の HAZ 靱性¹¹⁾

表 1 は Ti 酸化物鋼の化学成分の例である。Ti と N を適量含有し、Al 濃度が 30ppm 程度と低いことを特徴としている。図 3 に Ti 酸化物（Ti₂O₃）の粒子数と IGF 分率の関係を、図 4 に IGF 分率とシャルピー試験の破面遷移温度（vTrs）の関係を示す。これらの結果からわかるように、Ti₂O₃ が 5～10 個/mm² 以上存在している場合には顕著に IGF 分率が増加し、この IGF 分率の増加とともに vTrs がより低温側に変化している。このように、IGF 分率を増加させることにより、HAZ 靱性は向上する。

図 5 は入熱 10kJ/mm 相当の再現熱サイクル試験の結果である。この結果で重要な点は、最高加熱温度を変化させた場合に、高温であるほど比較の TiN 鋼の靱性が劣化しているの

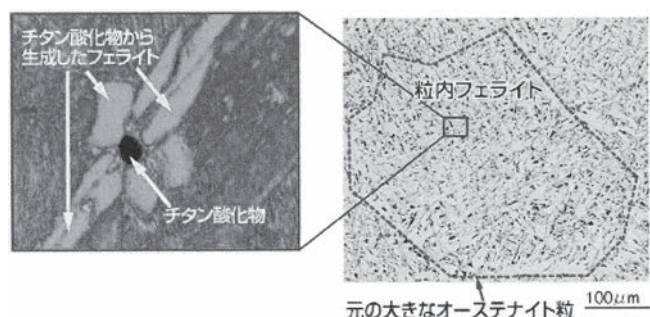


図 1 Ti 酸化物鋼のミクロ組織と IGF 観察例²²⁾



図 2 Ti₂O₃ より生成した針状の IGF¹¹⁾

表 1 Ti 脱酸鋼の化学組成の一例 (mass%)¹¹⁾

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	Al	Ti	N
0.082	0.17	1.54	0.004	0.002	0.22	0.24	0.013	0.003	0.014	0.0020

に対して、Ti 酸化物鋼のそれは変化が認められないことである。すなわち、溶接入熱量が大きくなった場合においても Ti 酸化物鋼の靱性は良好であり、HAZ 靱性が熱履歴にほとんど依存していない（換言すると、溶接条件によらず熱的に安定である）ことを示している。この理由は TiN 鋼では 1350℃ 以上では TiN が溶解していたのに対して、Ti 酸化物鋼の IGF の核生成サイトである Ti_2O_3 が 1350℃～1450℃の温度範囲でも物理的に安定な状態を維持していたためと理解することができる。図 6 は破壊靱性試験の 1 つであるき裂開口変位 (Crack Tip Opening Displacement : CTOD) 試験の結果であり、図 5 の結果に対応して、Ti 酸化物鋼の -10℃ における限界 CTOD 値には全く低値が見られない。このように、Ti 酸化物鋼の靱性は極めて良好である。最近では、Ti 酸化物鋼の低温靱性に及ぼす合金元素の影響なども検討されている²⁷⁾。

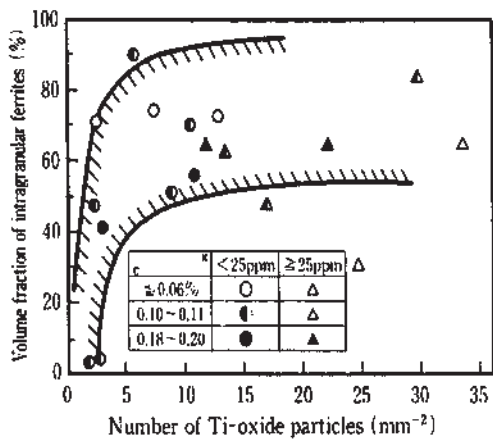


図 3 酸化物粒子数と IGF 分率の関係¹¹⁾

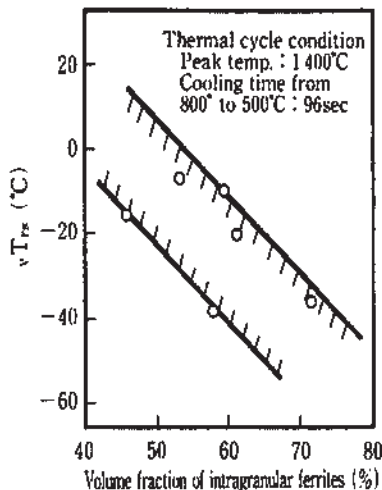


図 4 靱性に及ぼす IGF 分率の影響¹¹⁾

3 IGF 変態に及ぼす金属学的因子

IGF 変態を論じる上では、核生成サイトとして作用する介在物の生成条件並びにその特性についても言及すべきであるが、この点については本連載でも介在物制御として別途解説 (第5回) がなされることから、ここでは IGF 生成に先立って、IGF の核生成サイトとして作用する介在物が晶出・析出していることを前提とする。IGF 変態に影響する金属学的因子としては、主として、鋼の組成・熱履歴、介在物/母相界面付近の溶質原子の欠乏層、介在物と母相の熱膨張係数の相違により発生する弾性ひずみエネルギー、介在物/オーステナイト母相および介在物/フェライト界面の格子整合性 (界面エネルギー) などが議論されてきた^{14,16,20)}。以下、それぞれについて簡単に説明するが、主要な部分は前述した日本鉄鋼協会基礎研究会「鋼中介在物利用による組織と材質の制御研究部会」の知見を参考にした。詳細については部会報告書²⁰⁾を参照して頂きたい。

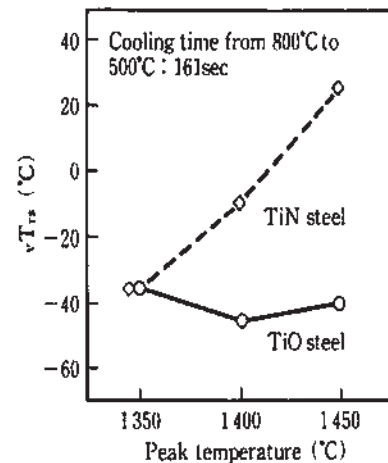


図 5 破面遷移温度に及ぼす最高加熱温度の影響¹¹⁾

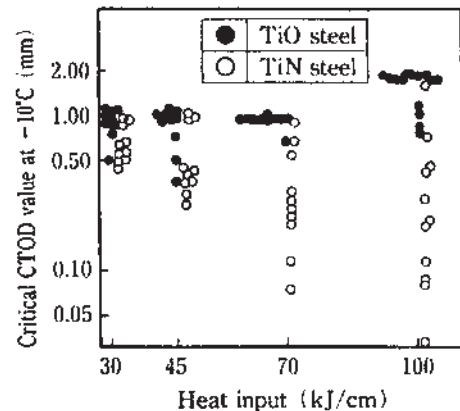


図 6 入熱量を変えたときの臨界 CTOD 値¹¹⁾

3.1 鋼の組成

IGF による組織制御においては、鋼の組成や冷却速度などが変化すると粒界フェライト生成量が大きく変化するため、IGF 分率が大きな影響を受ける。特に、焼入れ性が低い組成あるいは冷却速度が小さい場合には比較的高温で粒界フェライトが生成しはじめることから、粒界フェライト量が増大する。粒界フェライト生成はオーステナイト粒内の炭素濃度を増加させて IGF 変態の駆動力を低下させる。この効果はオーステナイト粒径が小さく、冷却速度が小さいほど大きい。合金元素の影響についても報告されており、粒界フェライト生成を抑制する Mn、Mo、Nb、B のような元素の適量添加は Ti 酸化物鋼の HAZ (粒径: 数 100 μm) において IGF 分率を増加させることが実験的に確かめられている²⁸⁾。オーステナイト粒径のみの影響については 3.5 節でも述べる。

3.2 介在物/母相界面付近の溶質原子の欠乏層

溶質原子の欠乏層 (希薄域とも言う) は生成核近傍の変態駆動力に影響を与え、欠乏層をなくすような熱処理は駆動力を消失させることが実験的に明らかにされている。MnS に関するシミュレーション計算結果 (1.0 ~ 1.5% Mn 鋼)²⁰⁾ によると、界面の Mn 濃度は、S 拡散によるオーステナイト/MnS 界面の S 濃度の低下がある場合、欠乏層の深さ (バルク濃度との最大濃度差) は約 0.2 ~ 0.4% となる。また、S の拡散は十分速く界面濃度がバルク濃度と等しいとした場合には約 1% 以上となり、欠乏層幅は数 100nm 程度であると報告されている。最近、Mn 欠乏層の実測も行われており、欠乏層の深さは S 濃度や熱履歴に依存し、0 ~ 1.0% との測定結果が得られている (図 7²⁹⁾)。また、TiN-MnS 系実用鋼成分 (S = 0.0038%) における欠乏層の検討もなされている³⁰⁻³²⁾。図 8 は熱処理条件の違いによる IGF 分率 (面積率) の測定結果であり、高温での保持温度の違いと保持時間によって変態挙動

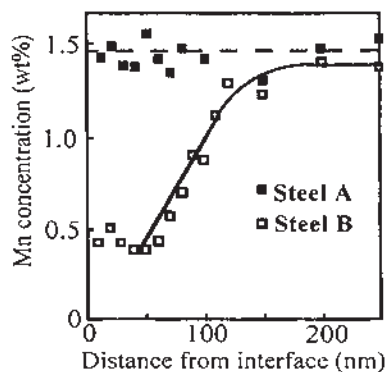


図7 TEMにより測定されたMn濃度²⁹⁾
鋼Aの化学成分 (mass%) は 0.08C-0.0024S-1.5Mn、
鋼Bは 0.10C-0.47S-1.5Mn

が異なっていることを示している³⁰⁾。少し説明すると、ここで、Aは1713Kにて4s保持し、続いて1523Kでこれを保持 (時間: 100 ~ 1000s) して、さらに 823K で変態させた後急冷している。一方、Bは中間の保持温度を 1373K で行った場合であり、Cは 1673K より連続冷却処理を施した場合である。本結果では、保持時間と保持温度により IGF 分率は 0 ~ 80% の間で変化し、保持時間が長くなるにつれて IGF 分率が低下していることがわかる。また、1373K で保持した場合には 1000s 保持しても IGF 分率は約 40% までしか低下しないが、1523K で保持した場合には 300s の保持で IGF はほとんど生成しなくなる。以上の IGF 分率を示す試験片を収束イオンビーム加工法 (FIB) により薄膜化して電子顕微鏡用試料を作製し、組織観察と Mn 濃度低下量を測定した結果が図 9 と図 10 である³¹⁻³³⁾。図 9 は IGF の核生成サイトとしての介在物の存在を示す走査型電子顕微鏡像とその核を含む部分を FIB 法により薄膜化し、同一方向より観察した透過型電子顕微鏡像である。このような薄膜試料の組成分析 (電子線のビーム径は約 2nm) より得られた結果が図 10 であり、1523K で 1000s 保持した試料では Mn 濃度の低下は認められず、一方 1373K で 100s ~ 1000s 保持した場合にはそれぞれ 0.4%、0.2% の Mn の低下量となっている。界面の Mn 濃度の低下は変態温度を約 10°C (0.2% Mn 当たり) 上昇させるので³⁴⁾、

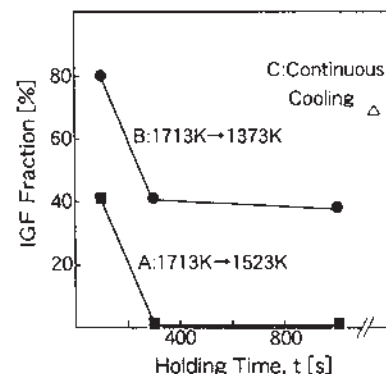


図8 IGF 分率に及ぼす冷却途中の保持温度と保持時間の影響³⁰⁾

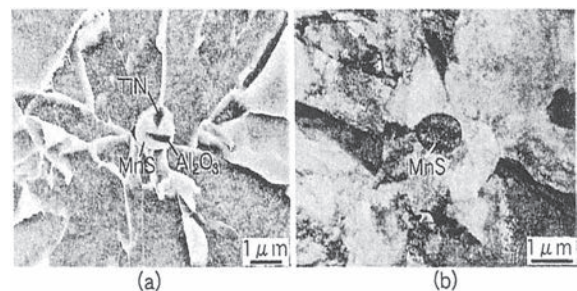


図9 IGF の観察結果³¹⁻³³⁾ :
(a) 走査型電子顕微鏡像、(b) 透過型電子顕微鏡像

この点から IGF 生成に対して有効に作用するものと考えられる。以上の実測結果は MnS の溶解・析出を伴うオーステナイト中の Mn 濃度分布を計算した結果ともよく一致しており^{32,33)}、図8の IGF 分率とも良い対応を示すことから考えて、このような Mn 欠乏層 (希薄域) の形成は実用鋼において大きな役割を果たしていると推定される。

MnS 周辺における合金元素の欠乏層は、他の硫化物 (CuS) や炭窒化物でも形成される。しかしながら、炭窒化物では C、N の拡散が低温でも非常に速く、欠乏層が生じている可能性は低い。一方、Nb、V、Ti などの合金元素の欠乏層が存在することは計算的には示されている²⁰⁾。ただし、これら元素の欠乏層が変態に及ぼす影響は明らかではない。この他、HAZ における $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ の炭素欠乏層からの IGF 生成²⁴⁾ や B を含む Ti 酸化物鋼では B が陽イオン空孔をもつ Ti_2O_3 に拡散浸透し、オーステナイト/酸化物界面に B の欠乏層が形成されて IGF 変態を促進するとの報告もなされている (図11²⁵⁾)。

なお、Ti 酸化物鋼に関しては、最近も Mn 欠乏層の重要

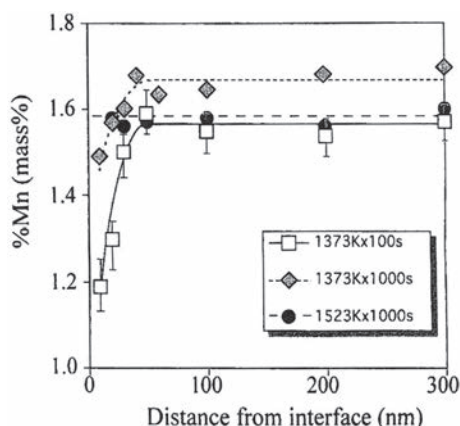


図10 核生成サイト近傍における Mn 濃度分布³¹⁻³³⁾

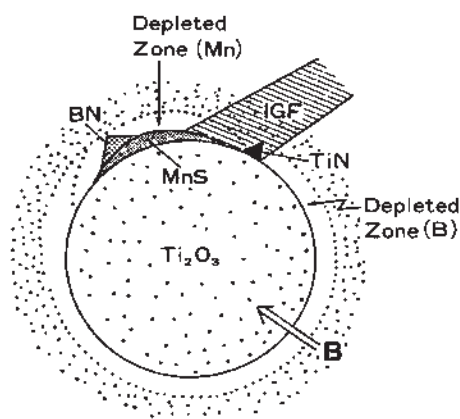


図11 B 添加 Ti 酸化物鋼における IGF の生成機構を示す模式図²⁵⁾

性が指摘されており、低 S 材 (S: 0.0005%) でも IGF 生成能を有していることが示されている³⁵⁾。Ti 酸化物周辺での Mn 欠乏層の形成に対しては、MnS 生成以外のメカニズムが提案されている。すなわち、酸化物への単純な拡散浸透などに加えて、Ti 酸化物表面に複合析出する TiN の成長に付随して、酸化物中の陽イオン空孔が増加し Mn 固溶量が増大することにより、助長されると推定されている³⁵⁻³⁷⁾。Ti 酸化物鋼では粒内でのベイナイト生成についても同様な研究がなされており、IGF に関する知見とほぼ一致している^{36,38)}。

3.3 介在物と母相の熱膨張係数の相違により発生するひずみエネルギー²⁰⁾

鋼中に介在物や析出相のような第二相が存在すると、冷却過程において母相との熱膨張率の違いによる熱応力を生じ、第二相の周囲にひずみエネルギーが蓄積される。変態前の弾性ひずみエネルギーが大きければ、オーステナイトの自由エネルギーが変化して、IGF 変態に影響を与える可能性が示されている。しかしながら、弾性論による計算²⁰⁾ から、オーステナイト中に誘起される応力は降伏応力を超えて塑性ひずみ (エネルギーは小さい) が生じることが示唆されており、IGF 変態に及ぼす影響は小さいと言われている。また、熱膨張率が大きい VC、ZrC、NbC では塑性ひずみエネルギーが大きくなるが、塑性論による計算結果では一番大きいと予測される VC においてもせいぜい 10J/mol のオーダーとなっており、その影響は小さいと考えられている²⁰⁾。介在物周辺の転位の存在などが影響している可能性も残されており、ひずみエネルギーの影響はさらなる検討が必要である。

3.4 介在物/オーステナイト母相および介在物/フェライトの界面エネルギー (格子整合性)²⁰⁾

IGF 生成は介在物/オーステナイト母相の界面エネルギーが大きく、介在物/フェライト母相の界面エネルギーが小さいほど容易になると考えられる。各種の制御因子の定量評価によると、IGF 変態機構の中でも界面エネルギーの影響が大きいことを示唆しているが、現時点では後述のようにこれまでの知見を統一的には説明できていない。界面エネルギーに関する主な計算結果²⁰⁾ では、 Ti_2O_3 、 Al_2O_3 、MnS および REM では、オーステナイトよりもフェライトとの界面エネルギーが大きく、TiN、TiC、VN、VC および BN などでは逆にフェライトよりもオーステナイトとの界面エネルギーが大きい。また界面エネルギー差から推定されるフェライト変態促進効果は、六方晶系の Ti_2O_3 、 Al_2O_3 で a 軸を考えた場合や MnS、REM などでは小さいが、これらの酸化物で c 軸を考えた場合や Ti、V の炭窒化物、BN では比較的大きいことが示された。TiN、VN、BN などは優れた IGF の核生成サイト

であることが実験的に確かめられており、この計算結果は実験結果の傾向に良く一致している²⁰⁾。界面エネルギーの相対値を 0-Lattice モデルに基づいて求めた Ishikawa ら³⁹⁾の結果でも同様な傾向が示されている。

一方で、 Ti_2O_3 、 MnS の優れた変態促進効果については界面エネルギーだけでは十分に説明できない。この理由としては、 Ti_2O_3 には TiN 、 MnS の核生成サイトとしての効果を有していることから、上記の TiN の利点を有し、さらに両者とも 3.2 節において示した Mn 欠乏層²⁹⁻³²⁾の影響が大きいことを示唆している。

3.5 その他

以上に述べた因子の他に、介在物サイズの影響、変態前のオーステナイト粒径などが考えられる^{20,21)}。介在物サイズについてはフェライト臨界核サイズとの関係を考えると、あまりに小さくなると核生成サイトとしての作用は消失するものと思われる。例えば、 TiN の場合には低 C 鋼 (0.08% C) の 923K での IGF の核生成サイトとなる臨界サイズが 38nm、1023K での臨界サイズが 160nm という報告がなされている⁴⁰⁾。また、曲率半径が大きいほど IGF 生成の活性化エネルギーが減少するという考え方や、粒子が大きいほど界面曲率による効果で界面の平衡濃度が低下し、欠乏層における溶質原子のバルク濃度との濃度差が大きくなり、領域も拡大するという別の考え方もある²¹⁾。

変態前の母相オーステナイト粒径の影響も無視はできない。周知の通り、IGF 変態はオーステナイト粒界からの変態との競合あるいはその後に遅れて生じるものであり、少なくともオーステナイト粒界よりも先に IGF が核生成するといった特別な介在物は残念ながら見つかっていない。したがって、粒界フェライトがまずはオーステナイト粒界に生成することになり、この粒界フェライトの成長に伴って、粒内に炭素が濃縮し、結果的にフェライトの核生成の駆動力に影響を及ぼす。一般には IGF 変態の駆動力を減少させるものと考えられる。この駆動力の変化には当然ながら粒径依存性が生じる。オーステナイト粒径として $300\mu m$ と $30\mu m$ の場合を比較すると、 $30\mu m$ の場合に IGF 生成が起こりにくくなるとの報告^{20,21)}がなされている。

最後に、前項で Ti_2O_3 に関連して述べたように、複合介在物では個々の構成粒子の単独機構がうまく重畳して作用している (図 11²⁵⁾ 参照) と解釈できるものの、複合析出した場合には 2 つの介在物とオーステナイトとの界面が 3 重点を形成し、これが旧オーステナイト粒界のようなフェライトの優先核生成サイトとして作用している可能性もある²¹⁾ ことを付記しておきたい。

3.6 IGF 変態機構のまとめ

IGF 変態機構については、未だに十分解明されていない点もあるが、これまで述べてきたように主要な金属学的因子についての評価結果は多くの点で実験事実と良く対応している。図 12 は古原⁴¹⁾により示された IGF 変態組織の例と IGF 変態の模式図である。このように、 Mn の希薄領域の存在と低エネルギー界面の形成 (図では $V(C,N)$ / フェライト母相界面) が極めて重要な役割を演じていることはほぼ間違いないと思われる。また、古原ら⁴²⁻⁴⁴⁾によれば今まで述べてきたような介在物のほとんどがオーステナイト母相に対して特定の方位関係を持たず、整合性の悪い界面を形成している。そのような「非整合」な第二相粒子上でのフェライトの核生成では、過冷度が小さい場合には第二相との整合性を優先させて核生成が起こるため、通常の粒内核生成とは異なり、オーステナイトに対するフェライト結晶方位関係がランダム化するという重要な知見も得られている。これは IGF が結晶学的にも有効結晶粒径 d_{eff} の微細化に有効であることを示している。

4 大入熱・超大入熱 HAZ 靱性の向上策と HAZ 細粒鋼

鋼構造物の建造コスト低減の観点から、大入熱溶接あるいは超大入熱溶接 (入熱量の目安として $30 \sim 100 kJ/mm$ 程度) を用いた高能率な溶接施工の利用が近年急激に増えている。以上のような背景から、厚板母材性能の高性能化に対応しつ

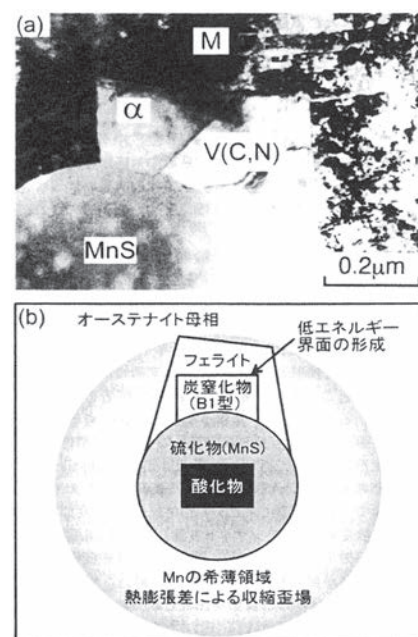


図 12 $MnS-V(C,N)$ より核生成した IGF と IGF 変態の模式図⁴¹⁾

つ、大入熱溶接を行った場合においても HAZ 靱性を確保できる厚鋼板の開発が広く求められている。入熱量が大きくなった場合の HAZ 靱性に関しても、HAZ の有効結晶粒径 (d_{eff}) の微細化が有効である点に変わりない。 d_{eff} の微細化にはこれまでに説明してきた IGF と HAZ における変態前のオーステナイト粒を微細にするという 2 つの方法がある。前者の例が TiN 鋼³⁾ や Ti 酸化物鋼¹¹⁾ である。後者については、入熱量が大きくなった場合の HAZ の熱履歴が、高温での保持時間が長くなることに加えて冷却条件も極めて徐冷となることから、特に溶融線近傍における変態前のオーステナイト粒を微細なままに維持しておくことは至難の業であった。良く知られているように、変態前のオーステナイト粒の微細化に対して、TiN によるピン止め効果が最も広く利用されてきたが、入熱量が大きくなった場合には、TiN をもってしても粒成長を完全に抑制することは困難となる。この理由は、TiN は 1200℃ 以上の高温での滞留時間が長い場合には次第に熱的安定性を失い、TiN 粒子の量が減少したり、あるいはオストワルド成長により粗大化するためにピン止め効果を失うことによる。以下では、大入熱・超大入熱対応の HAZ 靱性向上技術として直近開発されている“微細粒子による HAZ 細粒高靱化技術”を適用した HAZ 細粒鋼について紹介する。

HAZ のオーステナイト粒の粒成長抑制に対して、窒化物よりもさらに熱的に安定な酸化物を利用するという研究・実用化検討が古くよりなされている。例えば、既出の REM (O,S)^{4,45-47)} や Ca (O,S)^{23,48-50)} などがその例であり、これら粒子による IGF だけでなくピン止め効果についても報告がなされている。しかしながら、これらのシーズが上述の超大入熱のような溶接方法に対して利用可能かどうかについては十分な検討がなされてきたわけではない。最近の研究においては、図 13 に示すような超微細粒子 (数 10nm ～数 100nm の Mg や Ca を含有する酸化物あるいは硫化物) を鋼中に密に分散させることにより、オーステナイトの著しい細粒化が実現されている^{51,52)}。これらの超微細粒子は、1400℃ から水冷された試験片にて観察されていることから、1400℃ の状態で固溶せずに残存していた粒子であることが確認されている。IGF の核生成サイトとして利用している酸化物や硫化物が微

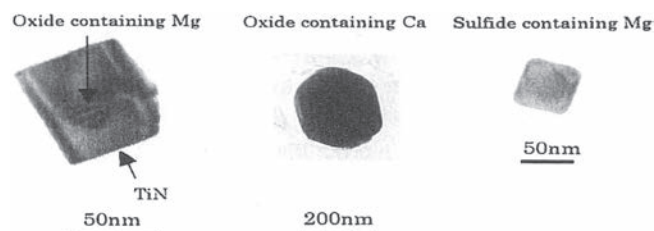


図 13 超微細なピン止め粒子の例^{51,52)}

細とは言え、数 μm 程度の大きさのものが主であることから、これらの新しいピン止め粒子は従来の 1/100 ～ 1/10 程度の大きさであることになる。図 14 に示すように微細分散したピン止め粒子によって、1400℃ の高温で 1 ～ 100s 保持を行った場合もオーステナイト粒がほとんど成長せずおよそ 70 μm 程度を維持したままであり、従来鋼ではまず実現できなかった極めて強力なピン止め効果が発揮されている^{51,52)}。この HAZ 細粒化技術を適用した厚鋼板は建築、造船、海洋構造物、ラインパイプなどの広い分野で使用されている⁵²⁾。

図 15 は建築用 590MPa 級鋼への適用例であり、上段が工場製造材のボックス柱のダイヤフラム溶接部を模擬した実継手における溶接金属 (WM)、溶融線 (FL)、HAZ のそれぞれのマイクロ組織であり、下段は比較として従来鋼のマイクロ組織を示している。HAZ 組織の粒径差は歴然としており、HAZ 靱性も良好であることが確認されている。

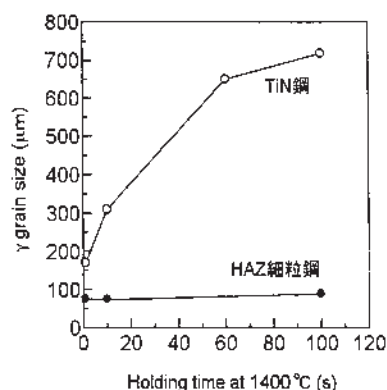


図 14 HAZ 細粒鋼の 1400℃ における粒成長挙動^{51,52)}

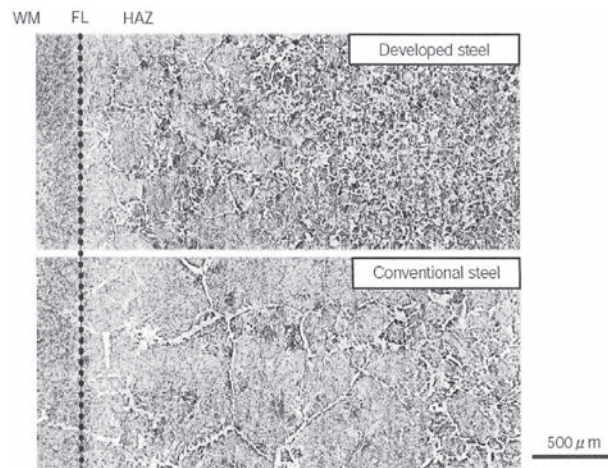


図 15 超大入熱溶接条件 [87kJ/mm] における建築用鋼の継手マイクロ組織⁵²⁾

5 まとめ

本稿では、高性能厚鋼板のHAZ 靱性向上技術の一つとして有効な粒内変態の特徴と適用例、さらには最近の技術として強力なピン止め効果作用を有するHAZ 細粒鋼について簡単に紹介した。併せて、粒内変態に及ぼす金属学的因子についても、これまでの知見を整理して概説した。本分野は厚鋼板における重要な研究領域であることから、粒内変態機構などの基礎的側面と介在物制御技術など実用的側面において、確実な知見を蓄積していくことが肝要である。そのことにより、本分野のさらなる発展を期待したい。

参考文献

- 1) J.Takamura and S.Mizoguchi : The Sixth Int. Iron and Steel Congress, 1 (1990), 591.
- 2) 谷野満, 鈴木茂 : 鉄鋼材料の科学, 内田老鶴圃, (2001)
- 3) 金沢正午, 中島明, 岡本健太郎, 金谷研 : 鉄と鋼, 61 (1975), 2589.
- 4) 船越督己, 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.
- 5) N.Mori, H.Homma, S.Ohkita and M.Wakabayashi : IIW Doc.IX-1196-81, (1981)
- 6) S.Ohkita, H.Homma, S.Tsushima and N.Mori : Australian Weld.J., 29 (1984), 29.
- 7) 千々岩力雄, 相川登, 今輩倍正名 : 溶接冶金委員会資料, WM-1057-85, (1985)
- 8) M.Imagunbai, R.Chijiwa, N.Aikawa, M.Nagumo, H.Homma, S.Matsuda and H.Mimura : HSLA Steels'85, (1985), 557.
- 9) H.Homma, S.Ohkita, S.Matsuda and K.Yamamoto : Welding Research Supplement, (1987) 301-s.
- 10) 大北茂, 若林正邦, 本間弘之, 山本広一, 松田正一 : 新日鉄技報, 327 (1987), 9.
- 11) R.Chijiwa, H.Tamehiro, M.Hirai, H.Matsuda and H.Mimura : 7th Int.Conf.On Offshore Mechanics and Arctic Engineering, 5 (1988), 165.
- 12) K.Yamamoto, S.Matsuda, H.Haze, R.Chijiwa and H.Mimura : Residual and Unspecified Elements in Steels, ASTM STP1042 (1989), 266.
- 13) 荻林成章 : 新日鉄技報, 351 (1993), 64.
- 14) 閼津秀里, 栗飯原周二 : まてりあ, 34 (1995), 301.
- 15) 若生昌光 : まてりあ, 35 (1996), 1311.
- 16) 大橋徹郎, 為広博, 高橋学 : まてりあ, 36 (1997), 159.
- 17) 為広博, 植森龍治 : CAMP-ISIJ, 13 (2000), 756.
- 18) 植森龍治 : 第182・183回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, (2004), 89.
- 19) 小関敏彦 : 鉄と鋼, 90 (2004), 61.
- 20) 鋼中介在物による組織と材質制御の現状と制御メカニズムの検討, 日本鉄鋼協会編, 日本鉄鋼協会基礎研究会, 鋼中介在物利用による組織と材質の制御研究部会 (部会長 : 榎本正人), (1995)
- 21) 鋼中介在物による変態と組織の制御, 「鋼中介在物による変態と組織の制御」フォーラム研究報告書, 日本鉄鋼協会編, 日本鉄鋼協会学会部門, 材料の組織と特性部会 (座長 : 榎本正人), (1998)
- 22) 新日本製鉄 (株) : NIPPON STEEL MONTHLY, 170 (2007), 15.
- 23) 中西睦夫, 小溝裕一, 瀬田一郎 : 溶接学会誌, 52 (1983), 117.
- 24) 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.
- 25) 山本広一, 長谷川俊永, 高村仁一 : 鉄と鋼, 79 (1993), 1169.
- 26) Y.Tomita, N.Saitoh, T.Tsuzuki, Y.Tokunaga and K.Okamoto : ISIJ Int., 34 (1994), 829.
- 27) 寺田好男, 為広博, 千々岩力雄 : 鉄と鋼, 90 (2004), 812.
- 28) K.Nishioka and H.Tamehiro : Microalloyed HSLA Steels, (1988), 597.
- 29) 重里元一, 杉山昌章, 植森龍治, 寺田好男 : CAMP-ISIJ, 12 (1999), 534.
- 30) 栗飯原周二, 植森龍治, 古谷仁志, 富田幸男, 重里元一 : CAMP-ISIJ, 12 (1999), 1293.
- 31) 重里元一, 杉山昌章, 栗飯原周二, 植森龍治, 古谷仁志 : CAMP-ISIJ, 12 (1999), 1294.
- 32) 重里元一, 杉山昌章, 栗飯原周二, 植森龍治, 富田幸男 : 鉄と鋼, 87 (2001), 93.
- 33) S.Aihara, G.Shigesato, M.Sugiyama and R.Uemori : Nippon Steel Technical Report, 91 (2005), 43
- 34) M.Enomoto : Metall. Trans. A25 (1994), 1947.
- 35) 児島明彦, 田中洋一, 栗飯原周二, 植森龍治, 寺田好男, 重里元一 : CAMP-ISIJ, 16 (2003), 1530.
- 36) 重里元一, 杉山昌章, 児島明彦, 篠原康浩, 原卓也, 栗飯原周二, 高濱敬子, 山田淳一 : CAMP-ISIJ, 16 (2003), 1532.
- 37) 児島明彦, 植森龍治, 寺田好男, 杉山昌章 : CAMP-ISIJ, 18 (2005), 1599.
- 38) 篠原康浩, 原卓也, 朝日均, 重里元一 : CAMP-ISIJ, 16 (2003), 1531.
- 39) F.Ishikawa, T.Takahashi and T.Ochi : Metall. Trans.

- A. 25A (1994), 929.
- 40) 森影康, 大井健次, 川端文丸, 天野虔一: 鉄と鋼, 84 (1998), 510.
- 41) 古原忠: まてりあ, 43 (2004), 103.
- 42) 山口純, 竹村信泰, 古原忠, 牧正志, 植森龍治: CAMP-ISIJ, 11 (1998), 1128.
- 43) G.Miyamoto, T.Shinyoshi, J.Yamaguchi, T.Furuhara, T.Maki and R.Uemori: Scr. Mater., 48 (2003), 371.
- 44) T.Furuhara, T.Shinyoshi, G.Miyamoto, J.Yamaguchi, N.Sugita, N.Kimura, N.Takemura and T.Maki: ISIJ Inter., 43 (2003), 2028.
- 45) 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.
- 46) 中野善文, 天野虔一, 三宮好央, 小林英司, 小川隆生, 矢島浩: 川崎製鉄技報, 18 (1986), 301.
- 47) 西森正徳, 川端文丸, 松崎明博, 天野虔一: CAMP-ISIJ, 9 (1996), 554.
- 48) 中西睦夫, 小溝裕一, 瀬田一郎, 中村昌明, 斉藤康行: 住友金属, 35 (1983), 133.
- 49) 染谷良, 藤本光春, 瀬田一郎, 木村博則, 中西睦夫: 住友金属, 37 (1985), 24.
- 50) 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.
- 51) 児島明彦, 植森龍治, 皆川昌紀, 星野学, 市川和利: まてりあ, 42 (2003), 67.
- 52) 児島明彦, 清瀬明人, 植森龍治, 皆川昌紀, 星野学, 中島隆雄, 石田浩司, 安井洋二: 新日鉄技報, 380 (2004), 2.

(2009年4月7日受付)