

# 厚鋼板における溶接・接合技術の最新動向

Latest Trend of Welding and Joining Technology in Steel Plate

大井健次 JFEスチール (株)  
Kenji Oi スチール研究所  
主席研究員

## 1 はじめに

ここ10年の間に、2008年リーマンショック、2011年東日本大震災、2013年にはシェールガス革命などの大きな社会の変化が起こり、これらの不安定な情勢の中、安全安心を求めるインフラの整備はもとよりエネルギーやコンテナの輸送における物流の効率化などはこれまで以上に重要と考えられ、それを支える構造材料に対してより一層、厳しい要求がなされてきている。すなわち、構造物の大型化が志向され、高性能な高張力鋼の採用や厚肉材の適用などが着々と進められている。このような動きの中で、鉄鋼材料の適用については、鋼材そのものの開発が重要であることに加え、優れた鋼材を活用するために、溶接などの利用技術の発展が必要不可欠であり、開発の両輪として研究が進められている<sup>1)</sup>。

厚板の製造技術については、長年の開発の歴史があるが、最近ではさらなる新しい材料創出に向けて、上工程では主にPSなどの不純物の超低減技術や溶接部の組織制御に必要な介在物の制御・分散技術の研究開発が進歩している。下工程においても、高能率な厚板圧延技術や精度の高い冷却制御技術によるTMCP鋼が生み出されており、さらには圧延後の焼き戻し処理をオンラインで行う連続化プロセスも実用化されている。このような優れた厚鋼板を製造しつつ、その溶接性を確保することが、実適用には欠かせない重要なポイントである。

溶接部に求められる特性については適用分野ごとに要求が異なり、それぞれに対応した技術が求められるが、大きく分類すると、高能率な溶接方法や耐割れ性能を含めたその施工性、溶接金属および溶接熱影響部（以下HAZとする）の組織制御による強度・靱性などのコントロール、そしてトータルとしての継手特性である。

本解説では、造船分野におけるコンテナ船の大型化や建築物の高層化に伴う高強度・厚肉化、海洋構造物およびパイプ

ライン分野での高強度化や多様な要求性能、建機分野における超高強度化などに着目し、それらの要求性能を満足するために近年開発されてきた溶接金属およびHAZ組織制御技術を紹介する。また、溶接・接合プロセス技術については最近の代表的な例として、狭間先溶接技術、レーザ溶接、摩擦攪拌接合 (FSW) の最新の技術動向について解説する。

## 2 溶接部の組織制御技術

### 2.1 最新の厚板製造プロセスと組織制御技術の一例

厚鋼板の製造プロセスにおいては、鋼材の成分設計をもとに製鋼段階での化学組成の調整と介在物の制御・分散により所定のスラブを製造し、その後の制御圧延・制御冷却によって組織を微細化することで、高強度・高靱性の鋼板を造り込んでいる。ここでは、詳細は省略するが、製鋼・厚板の各プロセスは長年かけて連続化に取り組んで来ており、近年では鍛造技術に加えて、厚板の焼入れ・焼き戻しにおいてもオンライン化が実現している。具体的には、製鋼での連続鍛造技術、厚板圧延でのTMCP技術および直接焼入れ技術、さらにはオンライン焼き戻し技術である<sup>2)</sup>。とくにオンライン焼き戻し技術では急速焼き戻しによる炭化物の微細化制御が可能となり、高強度・高靱性が達成されている<sup>3)</sup>。また、加速冷却途中からの加熱処理が可能となり、島状マルテンサイト (M-A) の自在制御がある程度可能となり、これまでにない硬質相、軟質相の性状をコントロールできるようになり、材料特性の高性能化が可能となっている<sup>4)</sup>。

一方で、図1に示すように、溶接では厚板製造プロセスにおいて造り込んだ微細組織が溶接時の熱によって一旦分解された後、冷却過程で新たな組織形成によって要求特性を満足する必要がある。溶接金属においては溶接ワイヤー、母材、フラックスが高温にて熔融・攪拌し、冷却までの短時間にスラグメタル反応を制御し、所定の成分と介在物制御により要

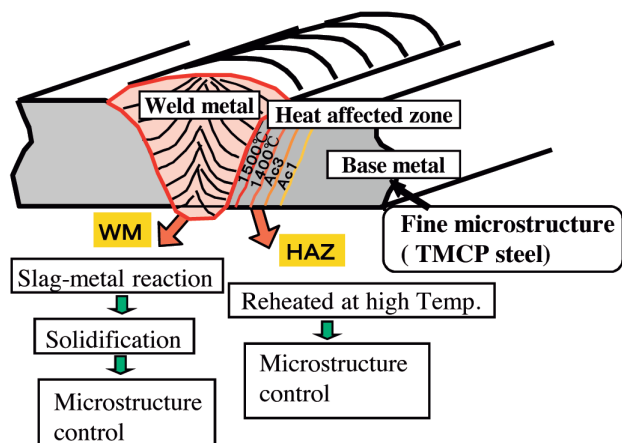


図1 溶接部の組織変化

求される特性を満足する必要がある、極めて高度な材料設計と制御が求められる。すなわち、材料の高性能化が進む中、これらの鋼材を利用するためには、溶接金属、溶接熱影響部の組織制御による継手性能確保が必須であり、利用技術としての溶接がますます重要視されてきている。

## 2.2 溶接金属の組織制御技術

溶接構造物に用いられる低合金溶接金属では、強度と靱性の確保のためアシキュラーフェライト（以下AFと称す）組織が広く活用されている。AF組織は粒内の微細な介在物から核生成した針状のフェライト（ $\alpha$ ）で、小粒径かつ大傾角粒界を有するという特徴のため高靱性が得られるからである<sup>5,6)</sup>。AFは1970年代からそれまで主流であったSi-Mn系溶接金属にTiの添加によって生成することが見出されてから、高強度溶接金属の靱性向上に対する有効性を背景に、幅広い分野で活発に適用が進められてきた。図2に模式的なCCT図を示す。ここで示すように、溶接金属が連続冷却されるとき、従来では凝固後のオーステナイト粒界からフェライトが生成し、針状に成長するフェライトサイドプレート組織を呈する。これは粗大化したフェライト組織によって著しく靱性の低下をもたらす。そこで、Ti添加により、フェライトの析出核となるTi酸化物を分散すると同時に、粒界からのフェライト生成を抑制するために適量のB添加を行うことによって、アシキュラー状のフェライト組織を生成させ、高靱化を達成する技術が確立されてきた。

最近では、高温レーザ顕微鏡を用いたin-situ（その場）観察により、粒内の多数の介在物から生成するアシキュラーフェライトが動的に観察されている<sup>7)</sup>。さらに、介在物とアシキュラーフェライトとの結晶方位関係を解析し、アシキュラーフェライトの形成にはTiを含む酸化物系介在物が有効であることが示されている。Ti-B系サブマージアーク溶接

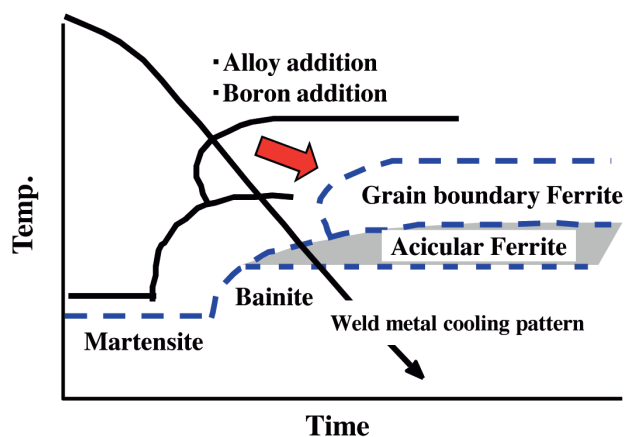


図2 溶接金属の連続冷却曲線（CCT）図

金属に形成された介在物の内部にAl、Mnの濃化が確認され、周囲にはTiの濃化層が確認され、介在物周囲のTi濃化層は、SAD（Selected area diffraction）パターン解析によりB1型のTiO<sub>2</sub>であると同定されている<sup>8)</sup>。このTiO<sub>2</sub>は隣接するアシキュラーフェライトとBaker-Nuttingの関係（B-N関係）を有しており、核生成するアシキュラーフェライトが介在物との一定の結晶方位を持っていることを示している。（図3-（a）<sup>8)</sup>）一方、オーステナイトとアシキュラーフェライトとの結晶方位関係についても検討されている。一般的に、せん断型で相変態したフェライトと母相のオーステナイトはKurdjumov-Sachsの方位関係（K-S関係）を満たすことが知られているが、アシキュラーフェライトの場合はやや異なる様相を呈している。溶接入熱の大きなESWなどの溶接金属の多くのフェライト粒はK-Sの関係を満たして成長すると同時に、介在物に隣接したいくつかのフェライト粒は生成段階初期で母相オーステナイトとK-S関係から若干ずれた方位で生成し、その後、徐々にK-Sの関係を満たす方向へ方位回転しながら成長している（図3-（b）<sup>8)</sup>）。一方、溶接入熱が比較的小さく、冷却速度の大きい溶接金属では、入熱の大きい溶接金属に比べ、介在物に隣接した変態初期のフェライト粒のいくつかはK-Sの関係から若干ずれた方位のまま生成するものの成長は停止し、その周囲にK-Sの関係を満たす新たなアシキュラーフェライトが生成している様子が観察される（図3-（c）<sup>8)</sup>）。

以上のように、アシキュラーフェライトの生成について、レーザ高温顕微鏡を用いた直接観察と特定の介在物の詳細な分析を行いつつ、介在物/フェライト/オーステナイトとの方位関係を調査した報告がなされているが、今後さらなる検証が必要と考えられるとともに、これらのアシキュラーフェライト組織では高強度化や低温靱性に限界があり、新たな高性能溶接金属や組織制御技術の開発が切望されている。

## 2.3 溶接熱影響部組織制御

前節で溶接金属についての最近の研究結果を述べたが、ここではHAZでの組織制御技術について最近の研究を解説する。溶接構造用鋼材の使用にあたっては従来から大入熱溶接をしても、溶接金属やHAZに求められる強度・靱性が確保できることが大きな要求特性の一つである。基本的なHAZ靱性の改善策としては①TiNなどの分散による $\gamma$ 粒成長抑制、② $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の変態核になる析出物や介在物の微細分散によるフェライト粒微細化、③固溶C,Nの低減によるマトリックス組織の脆化防止、④島状マルテンサイトなどの硬質第2相の低減、⑤PSなどの脆化を引き起こす元素の低減、などの手段が用いられてきた<sup>9)</sup>。ただし、これらの技術だけでは近年の要求特性を確保することが困難であり、より高度な組織制御が求められてきた。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、製鋼段階での介在物制御技術によりHAZ組織を制御する技術開発が長年にわたって追及されてきた。とくに、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) 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<sup>10)</sup>と(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 $\gamma$ 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<sup>11)</sup>である。

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を鋼材のHAZへ応用したものであり、その機構は前章にて解説したが、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。しかしながら、鋼材の高強度化や極厚化に伴う溶接入熱量の増大とともに、これまでの技術だけでは対応できないようになりつつある。そこで、これまでにないまったく新しい組織制御技術の研究も進められている。以下にその代表例として2つの技術を紹介する。

### 2.3.1 溶接金属とHAZの相互作用を利用した組織制御技術

TiN添加鋼におけるB添加の効果は、最高加熱温度が

1350℃以上で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。しかし、最高加熱が1150℃以下のボンドから少し離れた領域ではTiNなどが溶解されないためにBに結びつく固溶Nが少なく、B量が過剰となりやすい。この場合、固溶Bの焼入れ性向上を介して、靱性が低下すると考えられている。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。この組織変化を模式的に図4に示す<sup>12)</sup>。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が開発されている<sup>13,14)</sup>。図5に溶接金属からのB拡散を利用したHAZ組織制御モデルを示す<sup>14)</sup>。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る。適切なB量にコントロールされた溶接金属と鋼板を組み合わせることで、TiNが

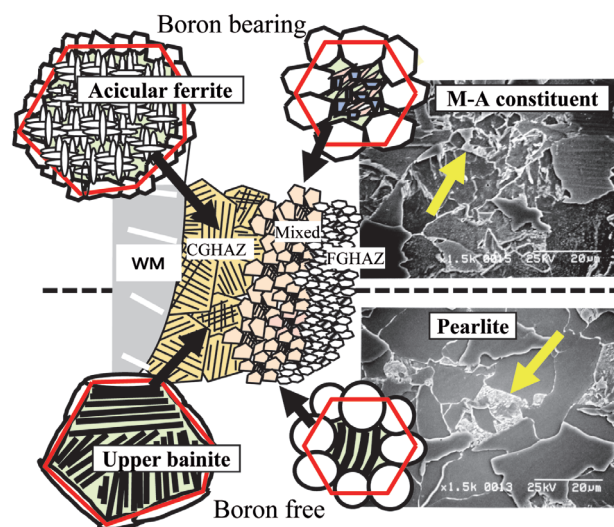


図4 HAZ組織に与えるB添加の影響

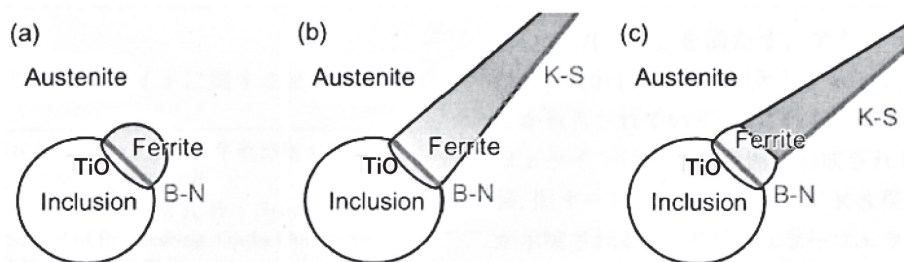


図3 アシキュラーフェライト生成メカニズム



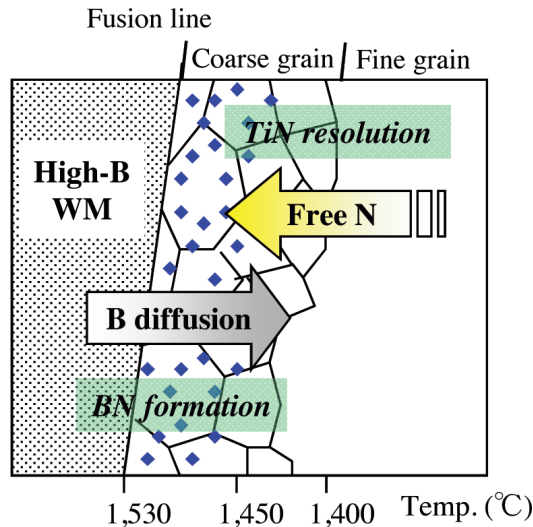


図5 溶接金属からのB拡散利用によるHAZ組織制御

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全域に渡って良好な靱性が得られることが報告されている。

### 2.3.2 液相ピンニング技術

結晶粒の成長抑制技術は極めて重要な組織制御方法の一つであり、加工熱処理、再結晶、急速冷却などによって行われるが、とくにHAZの組織制御に用いられるのは第2相を分散させることによって粒成長をピン止めする方法である。分散相としてはTiNを代表とした窒化物や炭化物、酸化物、さらにはそれらの複合したものが利用されることが多い<sup>11)</sup>。また、低炭素鋼にAlやSiを1mass%程度添加することで、高温で $\alpha + \gamma$ の2相にすることで、結晶粒の成長を抑制しようとする方法も報告されている<sup>15)</sup>。さらに、最近では少量のBiを添加したAl-Bi系の粒成長抑制効果やFe-Bi合金での液相Biによる強いピン止め効果の報告<sup>16)</sup>により、鋼中での液相が強力なピンニング力を示すことが示唆されており、実用鋼である低炭素鋼において、液相ピンニングによって $\gamma$ 粒が微細化できることがMn脱酸鋼への適度なREM (Ce, La, Ndの合金)とSの添加によって可能であると報告されている。この技術はTiよりも酸化能の低いMnによる脱酸鋼に30ppm程度のSとREMを微量に添加したときに、従来知見であるZenerのピンニング理論に反してある特定の領域で $\gamma$ 粒が強力に成長抑制を受けることを見出し、そのメカニズムを熱力学的な解析と実験により考察している。図6、7に示すように、HAZ相当の熱サイクル付与時にREM、Mnの酸硫化物が相分離することにより酸硫化物中のMnS濃度が高くなったところから融点下がって液相となり、液相となった酸硫化物は固体で存在するよりも大きなピンニング力を発揮し、溶接時の $\gamma$ 粒

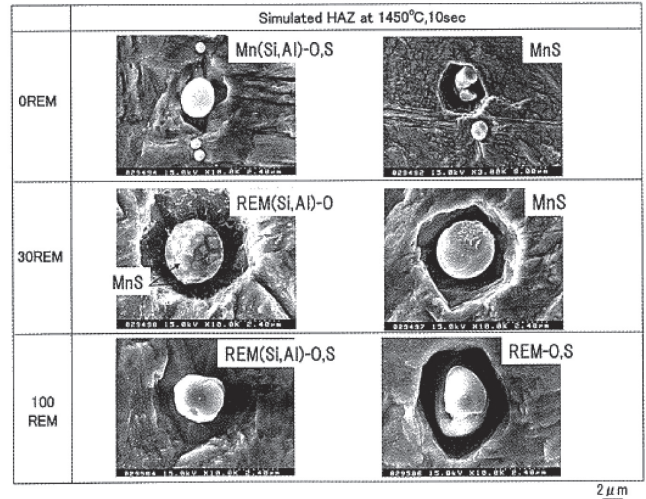


図6 再現HAZでの介在物の析出形態の変化

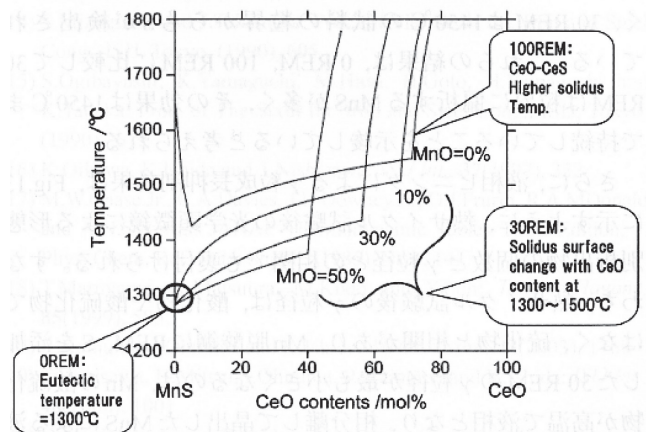


図7 REM添加量による介在物での液相化温度の変化

成長を抑制すると報告されている<sup>17)</sup>。

## 3 最新の溶接・接合プロセス技術

これまで、厚板を使用する各分野での動向と溶接部の組織制御技術について概説してきたが、これらの技術は主に高能率な大入熱溶接における組織制御技術であり必要不可欠なものであるが、一方でより熱影響の少ない溶接技術が志向されてきている。すなわち、小入熱で高能率施工が可能であるGMAWによる狭開先溶接技術である。さらには極めて入熱量が抑えられる、レーザあるいはレーザアークハイブリッド溶接や溶融させないことを特徴とする摩擦撹拌接合 (FSW) が精力的に研究されている。ここでは、狭開先溶接技術と最近の高出力ファイバーレーザ溶接およびFSWについて以下に解説する。

### 3.1 炭酸ガスシールドによる狭開先溶接技術

板厚が50mmを超えるような極厚板の溶接では、開先断面面積の大幅な縮減が図れるI形狭開先継手の採用が有効であり、1980年代より様々な狭開先溶接方法が開発・実用化されてきた<sup>18)</sup>。この開先継手では、溶着量の大幅な減少により厚板になるほど溶接時間を短縮できるだけでなく、溶接入熱低減による低歪化や再熱による靱性改善効果が得られ、種々の大型構造物に広く適用されている。狭開先溶接 (Narrow Gap Welding) は1963年の米国Battelle研究所での開発に続き、各国で多くの研究開発が行われ、1980年代に様々な狭開先溶接法が開発された。

狭開先溶接プロセスは多岐に渡っており、開発当初はGMAW (ガスシールドアーク溶接) が主流であったが、その後もサブマージアーク溶接やティグ溶接などの様々な溶接プロセスにおいて開発が進められた。また、溶接姿勢も最初は下向溶接が主流であったが、横向や立向姿勢での狭開先溶接プロセスも数多く開発されている<sup>19)</sup>。

しかしながら、このようなI型狭開先の溶接では、溶接欠陥の発生を抑制するために、開先精度にある程度のきびしい要求がなされる。さらには、溶接時のスパッタの発生も開先内への付着が問題になるために、スプレー移行であるAr-20% CO<sub>2</sub>ガスによるMAG溶接が通常用いられてきたが、シールドガスが効果であることや溶接欠陥が発生しやすいなどの課題も多く、100% CO<sub>2</sub>ガスによる極低スパッタアーク溶接が開発された。この技術は、溶接ワイヤをマイナス極とする正極性溶接において、アーク安定剤として微量のREM (Rare Earth Metal: 希土類金属) を添加した溶接ワイヤを用いた正極性炭酸ガスアーク溶接技術である<sup>20,21)</sup>。炭酸ガスアーク溶接において、安定した円錐状のアークの形成と微細かつ連続化したスプレー溶滴移行を実現した唯一の技術で

あり、強いアークの指向性による深溶け込みと極低スパッタを可能にしている。この技術を利用した板厚100mmtでの継手マクロ写真を図8に示す<sup>22)</sup>。これは狭開先溶接での母材の開先壁を十分に溶融させるために、先端の溶接チップに曲率を持たせることでアークによって開先が十分に溶融できるように考えられている。通常のMAG溶接ではアークの這い上がりが発生しやすいが、この溶接では陰極点が溶接ワイヤにあるため、安定したアークと溶け込みが得られている。また、スプレー移行のため、スパッタの大きさも発生量も十分に抑制されている。本溶接は建築のボックス柱での角継手にも採用され、今後の適用が広がると期待される。

### 3.2 レーザおよびレーザアークハイブリッド溶接技術

厚板向けのレーザ溶接技術は、長年にわたり研究開発が行われてきた。しかしながら、高額な設備投資が必要であることやレーザ機器の安定性、メンテナンスコストなどから、世の中に広く普及できていなかったと言える。高付加価値な製品への一部適用はなされているものの、汎用的な分野では未だに活用されているとは言えない状況である。レーザ溶接技術は古くから高密度エネルギー源として注目され、CO<sub>2</sub>レーザ、YAGレーザ、半導体レーザ、LD励起固体レーザ、ファイバーレーザ、ディスクレーザなど、様々な種類があり、それぞれの特徴に応じた研究が進められてきた。中でも厚鋼板への使用レーザとしては高出力が必要とされ、CO<sub>2</sub>レーザの高出力化とともに厚板への適用が発展してきた。欧州においてはCO<sub>2</sub>レーザやファイバーレーザによるレーザアークハイブリッド溶接が造船分野ですでに実用化されており、客船やフェリーなどのパネルの製造が行われている<sup>23)</sup>。一方で、高張力鋼への適用の検討も国内で盛んに行われている。780MPa級鋼を越えるようなグレードの溶接研究<sup>24)</sup>や980MPa級鋼の適用を狙った国家プロジェクト「鉄鋼材料の革新的な高強度・高機能化基盤研究開発プロジェクト」<sup>25)</sup>での検討によって、高張力鋼におけるレーザ溶接金属の高靱性化のための組織制御の指針が示されてきたと言える。

その後、レーザのハード面やレーザ溶接時の現象の観察技術などが著しく進歩してきた。とくにハード面で言えば、ファイバーレーザによる高出力化が進められ、溶接の分野では世界最高レベルの出力である100kWのレーザ発振器が開発され日本に導入された<sup>26)</sup>。これによって、飛躍的に溶け込み深さは向上し、これまでの10kWクラスのレーザでは10mm前後の板厚が対象であったのが、50mm程度まで溶け込みを確保することが可能となり、実用化に向けて検討が進められている (図9<sup>26)</sup>)。また、このハイパワーレーザによる真空中での溶接がきわめて安定した深溶け込みを達成でき、一部ポロシティーは発生するものの、その溶け込み深さ

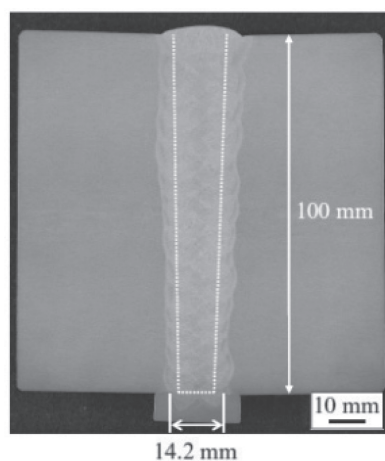


図8 REM添加ワイヤを用いた正極性炭酸ガスアーク溶接による狭開先継手マクロ観察



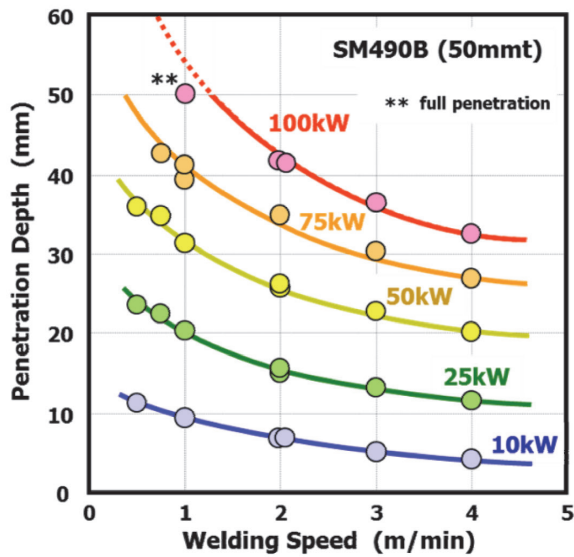


図9 レーザ出力と溶け込み深さの関係

はおよそ100mmtを越えるレベルにもなることが報告されている<sup>27)</sup>。

### 3.3 摩擦攪拌接合 (FSW) 技術

厚銅板の接合技術としてはアークやレーザなどを用いた熔融溶接がこれまで研究され、多くの技術開発が進められてきた。しかしながら、熔融に伴って起こる複雑な現象やその熱影響部へのダメージを考えると、高張力鋼や異種材料の接合に適用するには多くの課題がある。そこで、材料熔融を伴わない革新的な接合技術として摩擦攪拌接合 (FSW) 技術がおよそ20年前に英国で開発された。近年では非熔融接合であるFSWが新しい技術として注目されている<sup>28-30)</sup>。

厚銅板の分野においても、UOE鋼管の周継手への適用検討を始め、造船分野等を狙って板厚12mmtでの突き合わせ継手が作製され、ミクロ組織や靱性評価などの詳細な検討が進められている<sup>31)</sup>。ここでは、引張強度400MPa級の溶接構造用厚銅板をPCBN (polycrystalline cubic boron nitride) 製のツールにて接合したマクロ断面および板厚中央部の硬さ分布の結果を図10に示した。接合部は攪拌部 (SZ)、熱加工影響部 (TMAZ)、熱影響部 (HAZ) の3つの領域に分類され、攪拌部から熱影響部にかけては母材に比べて硬くなっていることが分かる。また、図11に示した各ノッチ位置でのシャルピー衝撃試験結果は、-20℃において良好な靱性を示しており、実用化に十分応えられる特性が得られていると言える。その他にもラインパイプ用の鋼材での継手の検討やツール形状の影響など、海外ではラインパイプの円周溶接への適用に向けて盛んに研究が進められている。さらにはレーザとの組み合わせによって欠陥の発生を抑制する技術や新しいツール

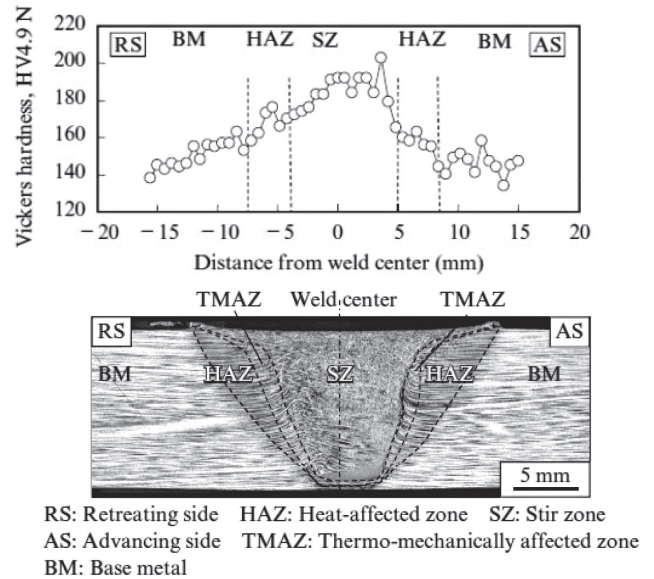


図10 板厚12mm材でのFSW継手マクロ観察と硬さ分布測定結果

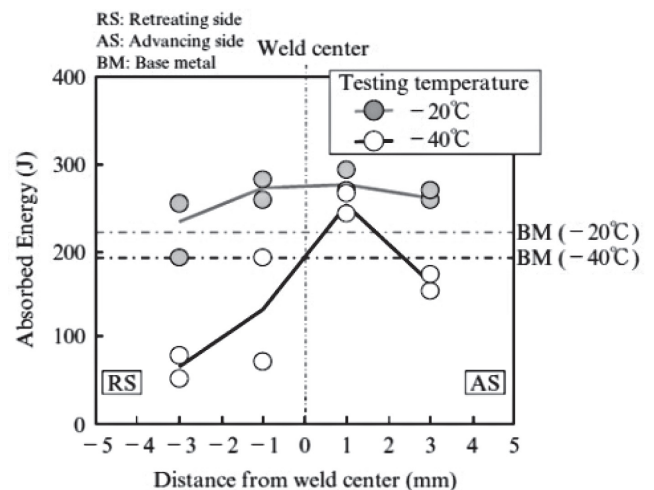


図11 FSW継手のシャルピー衝撃試験結果

の検討など鉄鋼材料に対して安定的な接合を行い、かつ高効率化が可能なプロセスの研究開発が盛んに行われている。

FSW技術では非熔融であることから、ブローホールなどの欠陥、残留応力、変形などの抑制やスパッタ、ヒューム、スラグの発生がないことなど施工性のメリットも大きく、異種材料との接合において接合界面で悪影響をもたらす金属間化合物の生成抑制など、今後の実用化に期待するところが大きいと考える。

## 4 おわりに

厚銅板は社会基盤を形成するうえで、必要不可欠で重要な材料であり、世の中の進歩とともに構造物がより高利便性・

経済性を求めて大型化し、使用される鋼材も高強度・厚肉化と進んできている。しかしながら、この材料を実適用するためには溶接・接合という技術なくしては構造物として造り上げることはできず、また用いられる溶接・接合技術は高能率で経済性に優れた技術でなければならないと言える。とくに溶接・接合技術は鋼材と違って造り込みができるものではなく、溶接後直ちに求められる特性を満足する必要がある。とくに高強度・厚肉になればなるほどその技術ハードルは高く、多くの課題を解決する必要がある。そのため、レーザやFSWと言った新しい技術が次々と開発されてきているが、まだ実用化に対して十分な段階にまで到達しておらず、今後の開発が待たれている。

#### 参考文献

- 1) 大井健次：第229・230回西山記念技術講座，日本鉄鋼協会編，東京，(2017)，99.
- 2) 鹿内伸夫，三田尾真司，遠藤茂：JFE技報，18 (2007)，1.
- 3) 長尾彰英，林謙次，大井健次，伊藤高幸，平田健二：まてりあ，47 (2008)，93.
- 4) 岡津光浩，鹿内伸夫，近藤丈：JFE技報，17 (2007)，20.
- 5) Y. Ito, M. Nakanishi and Y. Komizo：Metal Construction, 14 (1982)，472.
- 6) A. O. Kluken, O. Grong and J. Hjelen：Metall. Trans. A, 22 (1991)，675.
- 7) 上月渉平，大井健次，小溝裕一：JFE技報，34 (2014)，50.
- 8) 高田充志，小溝裕一，寺崎秀紀，横田智之，大井健次，安田功一：溶接学会論文集，31 (2013)，33.
- 9) 大北茂：第184・185回西山記念技術講座，日本鉄鋼協会編，東京，(2005)，107.
- 10) 植森龍治：ふえらむ，14 (2009)，472.
- 11) 大井健次：ふえらむ，14 (2009)，524.
- 12) 大井健次：CAMP-ISIJ，29 (2016)，380，CD-ROM.
- 13) 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.
- 14) 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.
- 15) 植田圭治，西村公宏，遠藤茂：CAMP-ISIJ，19 (2006)，574.
- 16) T. Hagiwara, H. Mitsui, I. Ohnuma, R. Kainuma and K. Ishida：ISIJ Int., 48 (2008)，1001.
- 17) 山下孝子，嶋村純二，大井健次，名越正泰，及川勝成，石田清仁：鉄と鋼，100 (2014)，397.
- 18) 堀勝義，羽田光明：溶接学会誌，68 (1999)，179.
- 19) 波多野伶，飯島史郎，馬淵洋三郎，釜口泰宏，河野隆之：三菱重工技報，32 (1995)，379.
- 20) 片岡時彦，池田倫正，小野守章，安田功一：溶接学会全国大会講演概要，75 (2004)，250.
- 21) 片岡時彦，池田倫正，小野守章，安田功一，平田好則：溶接学会論文集，26 (2008)，37.
- 22) 角博幸，片岡時彦，木谷靖，大井健次，安田功一：溶接学会全国大会講演概要，92 (2013)，26.
- 23) 片山聖二：溶接学会誌，78 (2009)，124.
- 24) 半田恒久，猪瀬幸太郎，塚本進，南二三吉，大畑充，萩原行人：溶接学会論文集，26 (2008)，48.
- 25) 角博幸，大井健次，安田功一：レーザ加工学会誌，18 (2011)，77.
- 26) 角博幸，木谷靖，大井健次，住森大地，水谷春樹，伊藤晋吾，川人洋介，片山聖二：溶接学会全国大会講演概要，97 (2015)，148.
- 27) 川人洋介，水谷正海，片山聖二，河野涉，牧野吉延，住森大地，伊藤晋吾，鈴木啓市：溶接学会全国大会講演概要，96 (2015)，164.
- 28) H. Fujii, L. Cui, N. Tsuji, M. Maeda, K. Nakata and K. Nogi：Mater. Sci. Eng. A, 429 (2006)，50.
- 29) L. Cui, H. Fujii, N. Tsuji, K. Nakata, K. Nogi, R. Ikeda and M. Matsushita：ISIJ Int., 47 (2007)，299.
- 30) 平野聡：溶接学会誌，82 (2013)，173.
- 31) M. Matsushita, Y. Kitani, R. Ikeda, S. Endo and H. Fujii：ISIJ Int., 52 (2012)，1335.

(2018年11月22日受付)