

特別講演

□ 第155回春季講演大会浅田賞受賞記念特別講演
(平成20年3月27日)

高強度鋼の溶接技術

Welding Technology for High Strength Steels

平岡和雄

Kazuo Hiraoka

(独) 物質・材料研究機構 新構造材料センター
溶接グループ グループリーダー



* 脚注に略歴

1 はじめに

私はアーク溶接研究、技術開発に一貫して従事してきたが、新世紀構造材料研究プロジェクト(超鉄鋼プロジェクト:平成9年4月~平成18年3月)に参画したここ10年間は、鉄鋼材料開発と溶接技術開発の融合的研究に従事することになった。超鉄鋼プロジェクトにおいては、一極集中型研究体制を目指したことから、民間企業から中堅・若手研究者が数多く参画され、多分野からの知識、知見を集結した総合的研究が実現できた。

このような幸運にも恵まれながら、10人を超える民間企業や大学等から研究者とともに「高強度鋼のための溶接技術」開発研究に従事し、この研究の中で組み上げた溶接研究戦略の一端とその成果の一部について記述させて頂く。

2 高強度鋼の溶接とは

安心、安全をスローガンとして掲げ、平成9年から開始された超鉄鋼プロジェクトにおいては、その一課題に超微細粒高張力鋼の創製を含んでいた。本課題においては、厚板HT780級溶接構造用超微細粒高強度鋼を目指すもので、溶接研究では溶接施工の高効率化と、施工スキルレス化を前提に、厚板溶接継手の脆性破壊安全性保証がターゲットとなった。すなわち、高強度鋼の創製を睨みながら「母材並の溶接継手をどのようにすれば形成できるか」の探求であり、総合的な解が求められる極めて高いハードルであった。

溶接継手に対する以下の理想的三大needsに対して、どこまで迫れるかに挑戦してきた。

1) HAZ機械的特性母材並み(強度、靱性、延性)

2) 溶接金属機械的特性母材並み(強度、靱性、延性)

3) 継手力学特性母材並み(無残留応力、無変形)

2.1 1stステップは小入熱型溶接プロセスの開発から

厚板780 MPa級高強度鋼のコンセプトは、軟鋼並みの低炭素当量成分で結晶粒微細化によって強度780 MPaを獲得しようとするもの¹⁾で、予熱なしで溶接低温割れ抑止と微細粒化によるHAZ靱性の向上などのメリット創出を狙った。しかしながら溶接熱により微細化された結晶粒は粗粒化し、強度が軟鋼並みに戻る、所謂HAZ軟化が当然懸念された。また同時にHAZ靱性向上効果にも疑問が投げかけられていた。

これらの懸念材料を最低限に押さえ込むために、高能率大入熱アーク溶接が主流であった当時において、溶接変形抑制や残留応力低減や母材組織保存などのための将来技術基盤として「小入熱であっても高効率な」新アーク溶接プロセスの開発を目指した。小入熱でも高効率を可能とするには、開先幅の極小化がキープポイントと考え、アーク溶接でどこまで開先幅を狭隘化できるかを探求した。従来から実施されていたアルゴンに20%以上炭酸ガスを混合する狭開先MAG溶接(Metal Active Gas welding)²⁾では、開先幅が7 mm以上で、これ以下の開先幅ではアークが開先底部へ届かず、融合不良と呼ぶ溶接欠陥が発生し、溶接が不可能とされていた。

そこで、プロセス制御アイデアを容易に検証できる計算ツールとして、従来までに培ってきた溶接アーク現象の定量化知見を有効に活用し、「溶接プロセス開発数値シミュレータ」を基盤技術として開発することから始めた。本ツールは、MAG溶接プロセスにおける溶接ワイヤの非定常熱伝導解析、溶融金属の非定常変動解析に溶接電源特性を含めた溶接等価電気回路解析で構成される³⁾。

* 昭和48年阪大大学院修士課程修了後、科学技術庁金属材料技術研究所に着任、平成8年阪大から博士号(工学)を授与、同年研究室長に昇任。13年4月物質・材料研究機構に改称し、14年に溶接グループ・グループリーダーとなり、現在に至っている。

シミュレータでは溶接電源特性、アーク電圧・電流波形、溶接速度やワイヤの送給速度あるいは開先条件の影響などを自在に設定できる特徴を有している。

そこで開先幅5 mm以下の超開先GMA溶接を検討した。開先底部にアークを強制的に誘導できる制御手法を本シミュレータを活用して探索し、電流波形制御による超狭開先MAG溶接法⁴⁾を開発した。適正な矩形波パルス電圧を溶接電源に設定すると、アーク電流がアーク電流、ワイヤの溶融端位置、アーク直下の溶融金属表面の位置が図1のように計算される。そのときの溶接状況が下図に示され、アークは開先内を上下に揺動し、且つ開先底部を確実に溶融できることがわかる。このときの溶接条件で施工した溶込みを図2に示した。

シミュレータを利用することで、電流とワイヤ送給速度を同時に制御する位相制御超狭開先MAG溶接法⁵⁾、シールドガス成分を間欠的に可変制御するガス組成制御型超狭開先MAG溶接法⁶⁾など板厚25 mm以下の継手を狭隘な開先条件

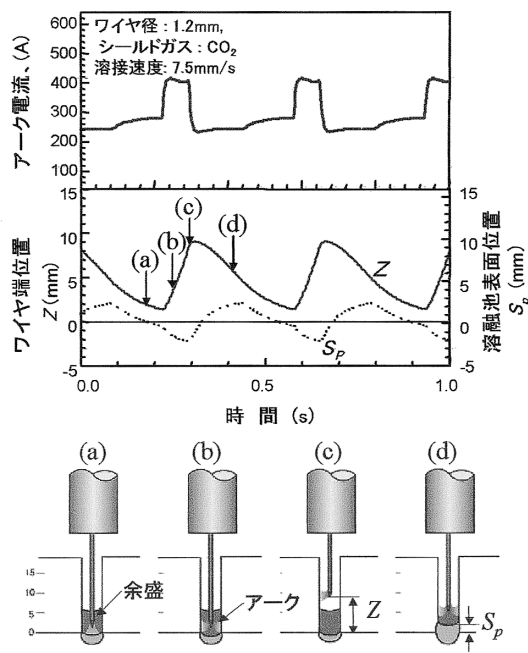


図1 プロセス開発数値シミュレータによる超狭開先GMA制御法の開発例

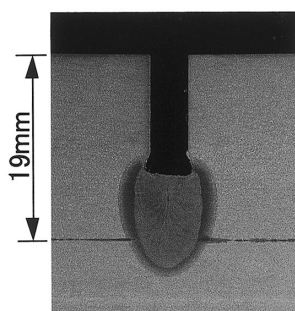


図2 板厚19mmで開先幅5mmの超狭開先MAG溶接継手断面

にすることで小入熱で且つ少数パス数で高能率に溶接できる溶接法を提案してきた。また同時に本シミュレータが、溶接プロセス開発ツールとして、有効であることが実証された。

2.2 2ndステップは超微細粒高強度鋼の溶接性評価と性能改善へ

急熱・急冷熱サイクルにおいても拡散性水素に起因する低温割れを阻止し得る予熱フリーの小入熱対策高強度鋼として、軟鋼成分並みの低炭素当量でフェライト粒径1 μm 以下、セメンタイト0.14 μm 以下が微細分散する二相組織で構成される超微細粒高強度鋼 (Ultra-Fine Grained Steel) が開発されている。なお、この鋼は、vTrsが -200°C 以下の高靱性を示す⁷⁾。

2.2.1 第一世代のSi-Mn系超微細粒鋼の溶接性

20 mm厚超微細粒鋼板へ小入熱高能率超狭開先MAG溶接を適用した場合、 800°C から 500°C までの冷却時間は約5秒であるが、この溶接継手HAZにおける硬さ分布を測定した結果が図3である。SM490成分と同等の0.15C超微細粒鋼では、 $680\sim 1030^{\circ}\text{C}$ に加熱される領域で母材より軟化する。この軟化の幅は約2 mmである。これは市販HT780鋼の場合と大差ない結果であった。一方C量を0.1 mass %とした超微細粒鋼では、HAZ全域において軟化する結果となる。

超微細粒鋼においては、微細セメンタイトがHAZでM-A化し、その体積分率が增加することで、フェライト粒の粗大化による強度低下を補完し、軟化を抑制する⁸⁾。このため、Cの増量がHAZ軟化抑制に有効となることがわかる。

また、HAZ軟化が継手強度に及ぼす影響については、別途に研究が進められ^{9, 10)}、溶接金属強度を母材強度より高強度化したオーバーマッチ継手を形成することでHAZ軟化を無害化できることが示されている¹¹⁾。ただし、780 MPa級鋼材に対しては1000 MPa級の高強度溶接金属が必要となる。

HAZ靱性については、最軟化付近の組織は、約3 μm 径

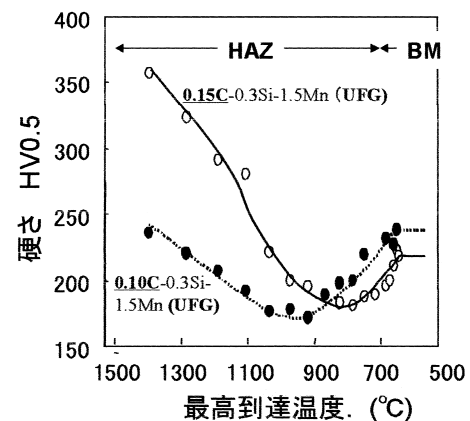


図3 超狭開先溶接 (15kJ/cm) 時のSi-Mn系超微細粒鋼HAZの硬度分布

の微細フェライトが85%、M-Aが15%を占める二相組織を維持している。この組織でのvTrsは、 -70°C でいまだ十分な靱性を示す¹²⁾。一方、図4はHAZボンドの靱性を、再現熱サイクル試験片 ($800\sim 500^{\circ}\text{C}$ の冷却時間が8秒) で評価した結果である。HAZボンドでは、0.15 mass %C超微細粒鋼では、ベイナイト、マルテンサイト組織が主となり、靱性は -40°C で50Jに達せずvTrsも室温を超え、SM490鋼とほぼ同値で、超微細粒効果は消失する。これに対し0.1 mass %C超微細粒鋼の靱性は100Jを超える。HAZボンド靱性は、成分によって決定され、低炭素成分設計が不可欠で、HAZ軟化抑止のための高炭素成分設計とトレードオフの関係が成立してしまう¹²⁾。

2.2.2 第二世代のAl-Si系超微細粒鋼の溶接性

超鉄鋼プロジェクトⅡ期 (H14～17年度) では、すでにⅠ期で得られていた新規の耐候性成分Al、Si¹³⁾を含有させ、超微細粒化したインフラ対応の長寿命高強度耐候性鋼の開発を目指した。Al、Siは脆化元素であったが、図5に示すようにフェライト粒径 $1\mu\text{m}$ の超微細粒化により靱性を確保した

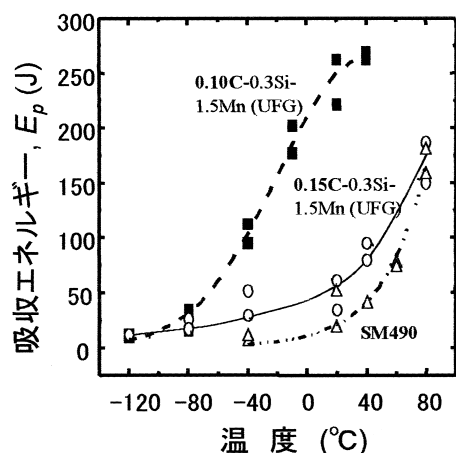


図4 Si-Mn系超微細粒鋼HAZボンドの切欠き靱性

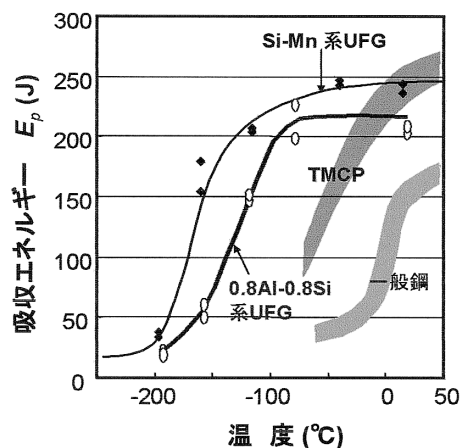


図5 Al-Si系超微細粒耐候性鋼の母材切欠き靱性

鋼材が試作できた¹⁴⁾。しかしながら、逆にAl、Si添加が当然HAZボンドを脆弱にすると予期された。ところが結果は、幸運にも全く新しい発見に繋がることとなった。

当初は低炭素、低炭素当量成分での試作鋼のHAZボンド靱性を評価し、Si-Mn系超微細粒鋼の場合より劣化する結果が得られるだけであった。しかし、それらの中に、より高炭素の試作鋼のHAZボンドほど靱性が高い傾向にあることを見出した。

図6は、成分最適化を図った上で、最高加熱温度 1350°C 、 800°C から 500°C の冷却時間が8秒の再現熱サイクルを付与したシャルピー試験片を用いて、切欠き靱性に及ぼすC量の影響を調べた結果である。0.17CのAl-Si鋼ボンド靱性は、市販HT780鋼や0.1CのSi-Mn鋼のそれとほぼ同等である。Si-Mn鋼がCの増量とともに劣化するのに対し、Al-Si鋼ボンド靱性は、0.17Cまで増量すると逆に向上することを発見した¹⁵⁾。

C含有量の増大が靱性を改善することは、軟化抑制とのトレードオフ関係を解消できることを示している。実際にHAZ軟化は0.15CのSi-Mn鋼の場合 (図3参照) より軽減できることが確認されている¹⁶⁾。

図7は、図6における0.17C-0.6Al-0.6Si-1.5Mn鋼ボンドの組織写真である。極めてラス幅が狭く、さらにパケットが複雑に交錯する微細組織で、 800°C から 500°C の冷却時間が約15秒以下で形成される。20秒以上ではラス幅が急増し、

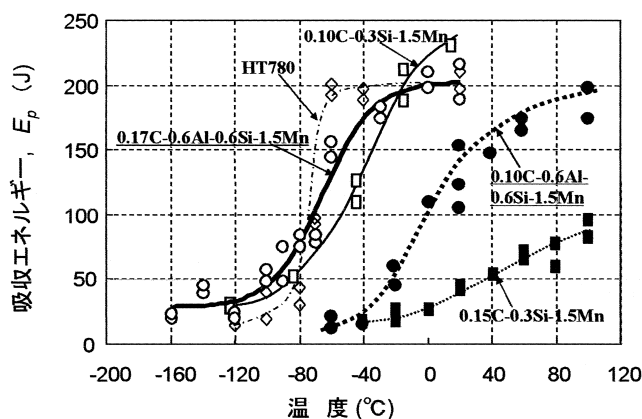


図6 800°C から 500°C の冷却時間が8sにおけるAl-Si系超微細粒鋼のHAZボンド靱性

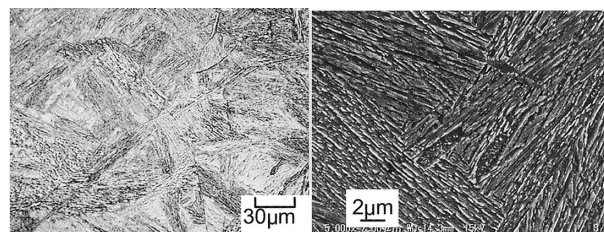


図7 0.17C-Al-Si系超微細粒鋼のHAZボンドの微細ミクロ組織

且つフェライトが析出し始め靱性は低下してくる¹⁷⁾。

新開発のAl-Si超微細粒鋼は、小入熱溶接での急熱・急冷熱サイクルにおいて、軟化抑制、熱影響部ボンド切欠き靱性向上の両者を担保できる小入熱対策鋼になり得ることを示した。

2.3 3rdステップは割れない高強度溶接金属の開発へ

溶接構造物の高強度鋼活用設計時において、継手の疲労強度が極めて低いことが最大のネックとなっている。この低疲労強度は、継手部での応力集中に強く影響を受けるが、溶接時の局所的な加熱、冷却による溶接部での膨張、収縮の結果発生する引張残留応力も、大きな原因の一つである。

もし冷却時に溶接金属の収縮を抑えることができれば、溶接部での引張残留応力を低減することができる。一般に鉄鋼材料は冷却時には収縮するが、fccからbccへ相変態をするときに冷却中であっても膨張することは周知の通りである。そこで、室温近くの低温で変態膨張する溶接材料（例えば10Cr-10Ni含有系低変態温度溶接材料、図8参照）が、溶接継手疲労強度向上用の有力な溶接材料候補となると考えられ、そして継手疲労強度向上が確認されている¹⁸⁻²⁰⁾。

一方、高強度鋼の溶接においては、低温割れ抑止が重要課題であるが、低炭素当量化された現在市販の高強度鋼のHAZでの低温割れは、発生せず、ほとんどが溶接金属で発生する。この割れ防止のためには100℃程度の予熱が必要とされ、予熱不要の高強度溶接金属が待望されていた。

低温割れは、溶接金属の拡散性水素量、マイクロ組織（硬度の高い組織ほど水素割れに敏感であり、硬さが割れ感受性の指標として用いられる）、引張残留応力の三つの要素に支配されることが知られている。低変態温度溶接金属は、1000 MPa超の高強度を有するが、低温での変態膨張が引張残留応力を低減するため、低温割れ抑止に有効と判断した。

図9は、各種被覆溶接棒で予熱なしで施工した場合の継手

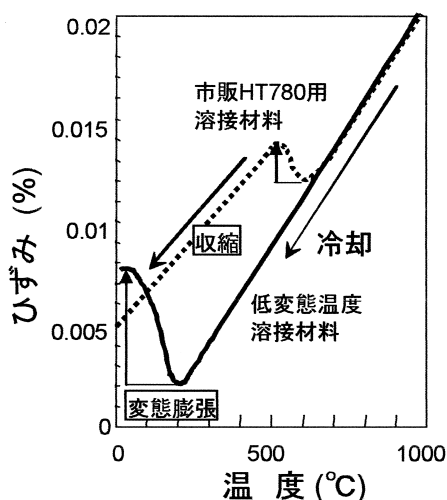


図8 低温でマルテンサイト変態膨張する低変態温度材料

拘束度（溶接部の開先間隔を弾性的に1 mm 縮めるのに要する継手長さ1 mm 当たりの力）と割れ率の関係を示している。拡散性水素量はいずれも5～6ppmである。市販HT780鋼用溶接棒では拘束が強くなると低温割れが発生する一般的な結果である。疲労強度を改善した10Cr-10Ni系成分棒では高拘束度で割れが抑止される予想通りの結果であったが、低拘束度で割れが発生し、マイクロ組織（フルマルテンサイト組織）の脆弱さを露呈していると思われた。

そこで、10%程度のオーステナイトを残留させる成分設計としてマルテンサイト変態開始温度を100℃まで低下させた第二世代の12.5Cr-9Ni系低変態温度溶接棒を提案した。すなわちオーステナイトはマルテンサイトに比べ水素固溶度が大きく水素の拡散係数が小さいため、継手内の拡散性水素量の減少を図ると同時に、水素の拡散を抑えることになり、水素割れ感受性を下げることができる。なお、このことは昇温脱離試験によっても検証してきた²¹⁾。結果は、図9のように全拘束条件下で低温割れを抑止することができた²²⁾。

このことは、行き詰まり感のあった従来までの低炭素当量設計による低温割れ抑止思想からの脱却を意味していた。

2.4 4thステップは高強度/高靱性溶接金属を造り込むための新溶接プロセスの開発へ

低変態温度溶接金属組織は、主としてマルテンサイトで1000 MPa超級の高強度を示すが、一般的に多用される80% Ar-20% CO₂シールドガスのMAG溶接（Metal Active Gas welding）では0℃での切欠靱性値は高々40J程度、伸びは4%程度で、著しく溶接金属性能が劣る。ところが純アルゴンシールドガス中で溶接を行うTIG溶接（Tungsten Inert Gas arc welding）の溶接金属では、含有酸素量は30ppmレベルで母材並となり、0℃での切欠靱性値は120J以上となるし、また伸びについても15%以上に改善される。このことは、硬くて脆いとされるマルテンサイト組織も含有酸素を低減して酸化介在物の生成さえ抑制すれば十分な切欠靱性や伸

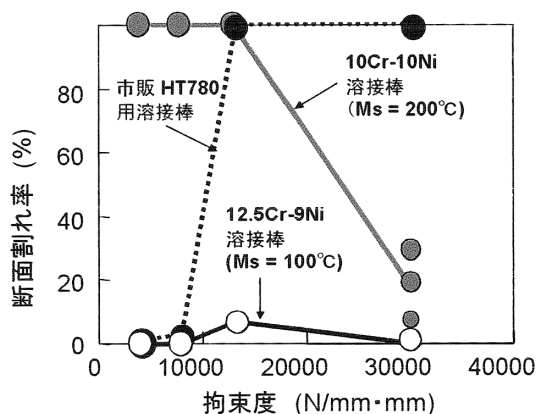


図9 低温割れにおける高Cr-高Ni低変態温度材料の効果

びが得られることを示していた²³⁾。

ただし、TIG溶接は、電極であるタングステンの消耗により溶込みが変動したり、欠陥が発生することがあり、それらの管理が厄介で、且つ低生産能率であるため、生産能率の高い消耗電極ワイヤを用い、純アルゴンガスシールドのMIG溶接 (Metal Inert Gas welding) プロセスの実現が求められる。

しかしながら、純アルゴンガス中のMIG溶接では、見かけのアーケ長は長くなり、陰極点が不規則に激しく動き回り、ビードが蛇行しやすい等、溶接欠陥が発生しやすく実用的には適用不可能とされてきた。そこで実用化されているMIG溶接では陰極点挙動の抑制のために、2-5%の微量の活性ガス (酸素または炭酸ガス) をアルゴンシールドガスに添加している。5%CO₂を添加すると、溶接金属には200ppm以上の酸素が含有され、溶接金属の切欠靱性の確保が困難になる (図10参照)。このように、継手性能と溶接安定化はトレードオフの関係にあり、これを克服する溶接技術が求められた。

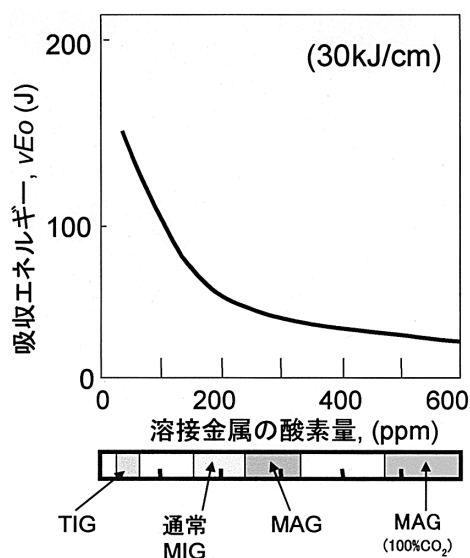


図10 低変態温度溶接金属の靱性に及ぼす含有酸素量の影響

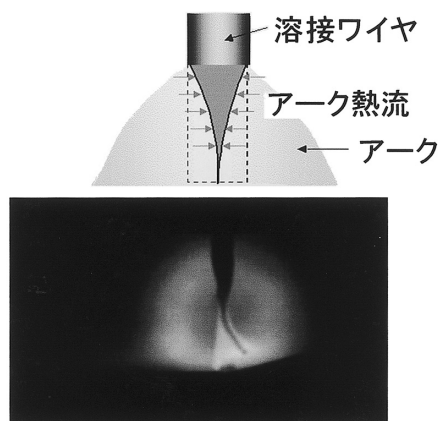


図11 純アルゴンMIG溶接における溶滴移行形態の特徴

純アルゴンガス中でのMIG溶接の溶滴移行現象を詳細に観察すると、図11に示すワイヤの先端に溶融した金属がアークの中に異常に長く伸びていることに気付いた。この溶融液柱は高速に変動し、溶融池ともしばしば短絡してアーク長を大きく変動させる。この状態で極微量の酸素をシールドガスに混合すると、陰極点は激しく動き回っているが、溶融液柱が、短くなると同時にアークも安定化する²⁴⁾ことがわかった。これらの事象から、長く伸びた溶融液柱が不安定挙動に強く依存していると判断した²⁵⁾。

そこで、ワイヤ側面の溶融を中心部の溶融より遅らせることで、ワイヤの溶融金属液柱を短くできると考え、図12に示す同軸多重構造を持つ溶接ソリッドワイヤ (NIMSハイブリッドソリッドワイヤ) を開発した。この新構造ワイヤは中心部 (芯材) が周辺部 (フープ材) より溶融しやすくなるよう

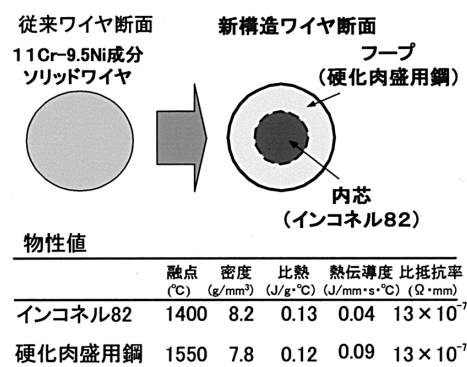


図12 純アルゴンMIG溶接のための同軸複層ハイブリッドワイヤ

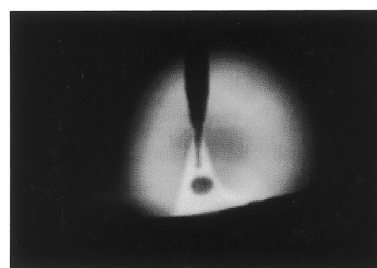


図13 純アルゴンシールドでの同軸複層ハイブリッドワイヤの溶滴移行形態

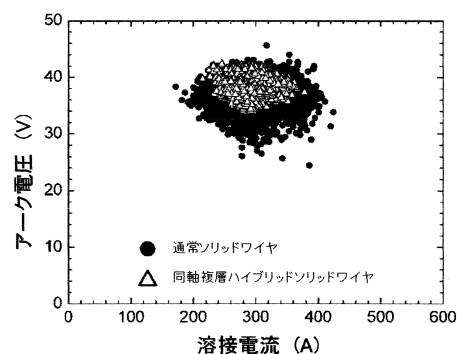


図14 電流-電圧変動相関関係図

成分設計される。ただし平均成分は一般ソリッドワイヤ（例えば10Cr-10Ni）とほぼ同成分とする。

試作したワイヤを用いて純アルゴンガス中でMIG溶接を行った。溶接挙動の観察結果を図13に示す。ワイヤ先端の液柱は短くなり安定な溶滴移行が生じた。液柱が短くなるのでアークのふらつきも抑制され、図14に示す電流-電圧変動範囲も一般ソリッドワイヤの場合よりも安定化されたことがわかる²⁶⁾。

以上、純アルゴンガス中での溶滴移行形態の不安定を抑制するための提案を実証することができた。この純アルゴンガス中のMIG溶接によって得られた低変態温度溶接金属では、含有酸素が約50ppmで、0℃での切欠靱性は約100Jとなり、15%以上の伸びを得ることができた。

これらによって研究全体として、小入熱溶接での急熱・急冷熱サイクルにおいても高強度で優れた耐低温割れ性、靱性や延性を確保し得る高強度溶接継手形成のための溶接技術の一つのアプローチを提案できた。

3 おわりに

超鉄鋼プロジェクトを通しての溶接技術基盤開発は、シーズ技術に過ぎない。実用的普及へと今後こそ試練がある。現在、上記シーズを一つとして、NEDOプロジェクト「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」(H19～H23)がスタートした。

溶接技術は総合的な取り組みからしか、新たな技術革新は生まれないと思っている。このためには多くの分野のメンバーとの協調した取り組み、すなわちオールジャパン体制こそ不可欠である。この点において、私は超鉄鋼プロジェクトは極めて有意義であったと思っている。一緒に研究に参画頂いた多くの大学、企業研究者の方々に、厚く御礼申し上げます。

参考文献

- 1) 志賀千晃, 平岡和雄: 溶接技術, 46 (1998) 7, 81.
- 2) 平岡和雄: 溶接技術, 52 (2004) 5-8
- 3) 中村照美, 平岡和雄: 高温学会誌, 28 (2002) 4, 150.
- 4) 中村照美, 平岡和雄: 溶接学会論文集, 20 (2002) 1, 53.
- 5) 中村照美, 平岡和雄: 溶接学会論文集, 20 (2002) 2, 246.
- 6) 中村照美, 平岡和雄, 高橋誠, 佐々木智章: 溶接学会論文集, 20 (2002) 2, 237.
- 7) 大森章夫, 鳥塚史郎, 長井寿: 鉄と鋼, 89 (2003) 7, 765.
- 8) 伊藤礼輔, 平岡和雄, 志賀千晃: 溶接学会論文集, 22 (2004) 3, 458.
- 9) 豊田政男: インターフェイスメカニクス, 理工学社, (1991)
- 10) 篠原英毅, 井上忠信, 長井寿: 溶接学会論文集, 20 (2002) 4, 539.
- 11) H. Qiu and Y. Kawaguchi: Materials Science and Engineering, A348 (2003), 22.
- 12) 平岡和雄, 邱海: CAMP-ISIJ, 18 (2005) 2, 430.
- 13) T. Nishimura, A. Tahara and T. Kodama: Matter. Trans., 42 (2001), 478.
- 14) 西村俊弥, 邱海, 平岡和雄: 超鉄鋼ワークショップ 2005, 50.
- 15) 邱海, 西村俊弥, 平岡和雄: 超鉄鋼ワークショップ 2005, 52.
- 16) 目黒奨, 早川直哉, 平岡和雄: CAMP-ISIJ, 16 (2003) 15, 1231.
- 17) 松岡範幸: 修士論文, 芝浦工業大学大学院, (2008)
- 18) 村田博隆: 学位請求論文, 東京工業大学, (1996)
- 19) 溶接用鋼の疲労強度向上に関する基礎検討, 日本鉄鋼協会, 高強度鋼板の疲労強度向上研究部会編, (1995)
- 20) 太田昭彦, 渡辺修, 松岡一祥, 志賀千晃, 西島敏, 前田芳夫, 鈴木直之, 久保高宏: 溶接学会論文集, 18 (2000) 1, 141.
- 21) 早川直哉, 銭谷哲, 山本純司, 平岡和雄: 溶接学会全国大会講演概要, 72 (2003), 240.
- 22) 銭谷哲, 早川直哉, 山本純司, 平岡和雄, 森影康, 久保高宏, 安田功一, 天野虔一: 溶接学会論文集, 23 (2005) 1, 95.
- 23) F. Gunic, 早川直哉, 方波見正己, 寺嶋久榮, 平岡和雄: 溶接学会全国大会講演概要, 76 (2005), 10.
- 24) 銭谷哲, 中村照美, 平岡和雄, 篠崎賢二: 溶接学会論文集, 25 (2007) 1, 187.
- 25) 平岡和雄: 溶接技術, 54 (2006), 64.
- 26) T. Nakamura, K. Hiraoka and S. Zenitani: Science and Technology of Welding and Joining, 13 (2008) 1, 25.

(2008年4月4日受付)