

(解説)

純Arガスシールド溶接法「MX-MIGプロセス」の展開 —炭素鋼—

Expansion of "MX-MIG process" as Argon Only Gas Shield Welding Method – for Carbon Steel –



鈴木 励一*1
Reiichi SUZUKI



河西 龍*2
Ryu KASAI

It used to be considered that pure argon (Ar) is inapplicable to the metal inert gas (MIG) welding using steel wire. However, the newly developed process, called "MX-MIG", which involves the use of a special welding wire made by Kobe Steel, makes it easily applicable. Many new characteristics are obtained by the MX-MIG process, such as ultra-low spatter, fumes, and slag, as well as excellent bead shape, appearance and weld metal quality. These are the features that were conventionally impossible to achieve with active gas. This paper introduces the arc stability mechanism and general characteristics of the MX-MIG process, as well as the mechanism for improving paintability, corrosion toughness and fatigue strength of the carbon steel weld joint. The non-slag characteristic has improved paintability. On the other hand, the fatigue strength is improved by combining the bead shape (wetness) and the low temperature transformation of the crystal microstructure.

まえがき＝鋼ワイヤでは従来、純アルゴン（以下、Arという）ガスを用いたMIG溶接は不可能とされてきた^{1)・2)}。しかし当社では、独自に開発した溶接材料を用いるMX-MIGプロセスによってこれを容易に可能とし、従来の活性ガス雰囲気では得られない数々の新特性が得られることを見出してきた。本稿ではMX-MIGプロセスのアーク安定化機構と全般的特徴、中でも炭素鋼を対象とした専用溶接ワイヤ群であるFAMILIARCTM^{注1)} MM-1S（以下、MM-1Sという）による塗装性と耐食性の改善機構、およびTRUSTARCTM^{注2)} MM-1HS（以下、MM-1HSという）による継手疲労強度改善機構について紹介する。

1. 純Ar溶接における課題とMX-MIGプロセスの思想

溶極式アークにおけるワイヤの溶融形態とシールドガスには密接な関係があることが知られている³⁾。図1に典型的なシールドガス組成と溶滴移行形態の関係を示す。

一般的にCO₂比率が高いほど①溶滴は球状化し、②アークは溶滴下部から発生して③アーク長は短く狭い幅に集中する。その原因はCO₂が3原子が結合した分子であることに起因する。酸化性ガスシールドアークでの溶滴移行の模式図を図2に示す。溶滴移行の過程は次のとおりである。1) 分子は超高温であるアーク中で解離するが、それは熱的に吸熱反応である。2) 冷却作用を受けたアークは熱的安定性を保つ作用として緊縮する（熱的

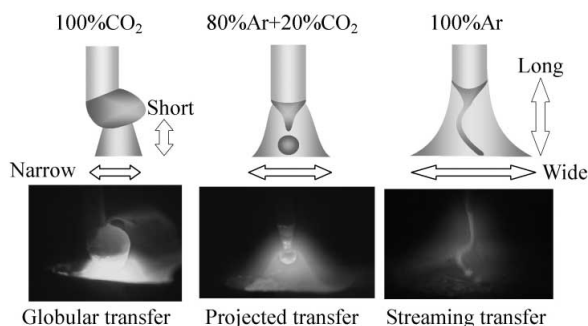


図1 シールドガス組成と溶滴移行形態の典型的関係（ソリッドワイヤ，1.2φ，300A）
Fig. 1 Typical relationship between shielding gas composition and droplet transfer shape (Solid wire, 1.2mm dia., 300A)

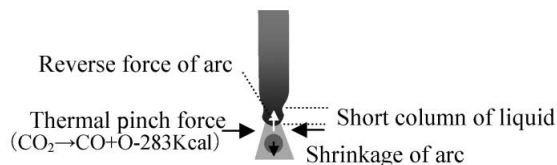


図2 酸化性ガスシールドアークでの溶滴移行の模式図
Fig. 2 Schematic diagram of droplet transfer by oxidizing gas shield arc

ピンチ力)。3) その結果、ワイヤから懸垂する溶滴下部からアークが発生する。4) 溶滴下部から発生するアーク力が溶滴落下と正反対のベクトルとして作用して溶滴を押し上げ、溶滴は落下頻度が下がって球状化する。5) 電流経路が緊縮すると内向の電磁力が強く働き（電磁ピンチ力）、溶滴は離脱し、球状を呈したまま直下方向に移行する。以上の工程を繰り返し、安定してワイヤの溶融と移行が行われる。

これに対してArのような単原子分子ガスでは、アーク

脚注1) FAMILIARC (FAMILIARCTM) は当社の商標である。

脚注2) TRUSTARC (TRUSTARCTM) は当社の商標である。

*1 溶接事業部門 技術センター 溶接開発部 *2 神鋼溶接サービス(株) 技術調査部

中でも解離とそれに伴う吸熱反応，すなわち熱的ピンチ力が生じない。するとアークはワイヤの広い範囲，つまり上部からも発生してワイヤを溶融する。一方，電流経路が広いため電磁ピンチ力は弱く，溶融したワイヤを切断，離脱させることができない。このため，ストリーミング移行と呼ばれる過剰な長さの液柱が形成され，ワイヤ先端溶融部が鞭（むち）を打つように揺らいだ不安定なアークとなる（図3）。その結果得られる溶接ビードはワンダリング現象と呼ばれるビード蛇行を呈する。

Arガスシールドアークにおいて長大な液柱が発生する原因は，ソリッドワイヤでは断面が均一のため，ほぼ全断面が同時溶融することにある⁴⁾。そこで，周囲側を早期溶融，中心側を遅延溶融とした2段階溶融させることにより，アークの蛇行が起こっても溶滴はその影響を受けないようにする，中心側固体をいわば安定柱として作用させる手段を考案し，その構造実現にフラックス入りワイヤ（以下，FCWという）を適用した。これまでにない当社独自の専用FCWと純Arガスの組合せをMX-MIGプロセスと命名した。

FCWの断面形状は，周囲の金属フープ部と中心部のフラックス部に分かれている。そして，電流はほとんど金属フープを通るため，フラックス部は通電時に直接加熱されない。このため，周囲のフープが先に溶融し，内部のフラックスは崩れるように落下してフープ溶滴と一緒に溶融池に移行する。全断面溶融した溶滴が形成されないことから，純Arガスシールドでアークがはい上がってもワイヤ先端溶融部が運動してはい上がることはなく，ドロップ状の溶滴移行形態が維持される（図4）。さらに，ピーク電流の高いパルス溶接機を組合せることにより溶滴の移行規則性が改善され，低電流域でも安定したアークとなる。なお，どのようなFCWでも正常な溶滴移行となるわけではなく，MX-MIG用FCWでは，組成やフープとフラックス比などの調整によって最適な特性が得られるように設計されている。

この溶滴移行安定化手段により，MX-MIG プロセスは

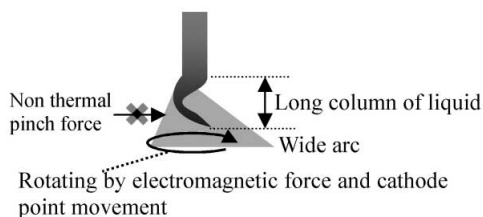


図3 従来Arガスシールドアークでの溶滴移行の模式図
Fig. 3 Schematic diagram of droplet transfer by conventional argon gas shield arc

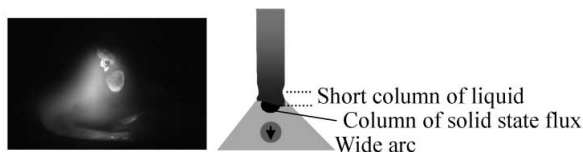


図4 MX-MIGプロセス(FCW+Arガスシールドアーク)での溶滴移行の模式図
Fig. 4 Schematic diagram of droplet transfer by MX-MIG process combining the special flux cored wire with argon gas shield arc

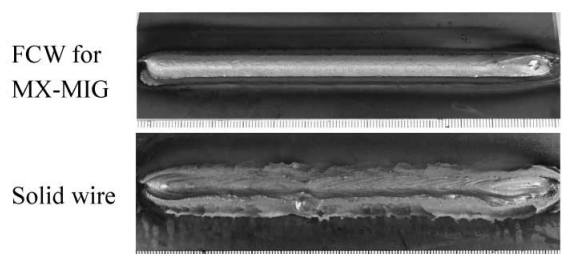


図5 純ArガスシールドにおけるMX-MIG専用FCWと従来ワイヤの外観の比較例
Fig. 5 Comparison example of bead appearances by MX-MIG exclusive FCW and conventional wire for argon gas shield arc

従来の酸化性ガスシールドアーク溶接法以上の優れた溶接金属形状を得ることに成功した^{5)~8)}（図5）。

2. MX-MIGプロセスの溶接品質面の特徴

MX-MIGプロセスは純Arシールドガス特有のアーク形態でありながら，1章で述べたような設計によって溶滴移行を極めて安定させるという画期的な作用をもたらすことができた。このMX-MIG特有のアークによって様々な溶接品質改善効果が得られる。共通的な効果を列記すると，①低スパッタ：スパッタはアーク力の反力によって飛散する。MX-MIGではアーク範囲が広がることによってアーク力としては抑制されているため，スパッタが非常に少ない。②低ヒューム：ヒュームの発生原因はアーク陽極点近傍での超高温暴露で金属が蒸発することによる。MX-MIGはワイヤ先端でのアーク発生が分散するため低密度で温度が低く，ヒュームが抑制される。ステンレス鋼で問題となる六価クロムのような有害物質も低減される。③スラグレス・低スラグ：スラグは溶融池内でSiやMn,Tiなどが酸化されて生成された化合物である。シールドガスに純Arを用いるMX-MIGでは酸素を含まないため，原理的にスラグを極めて少なくすることが可能である。④母材希釈の影響を受けにくい：MX-MIGはアーク範囲が広がり，単位面積当たりのアーク力が弱いいため溶込みが浅くなる。肉盛溶接のように溶接金属の品質が母材の影響を受けたくない施工法には好適である。⑤美しいビード外観と形状：MX-MIGはアーク力の抑制とアーク範囲の拡大によってビード形状が広がり，なじみ性の良いビード形状が得られる。アンダカット欠陥のような過剰アーク力に起因した溶接欠陥も発生しにくい。純Arガスを用いるためビード表面は酸化されにくく，光沢のある外観が得られる。⑥高速・高能率：溶接速度の高速化は一般に，アーク力の上昇に伴って湯流れが速くなり，凸形状を呈しやすくなる。さらにはビードが途切れてしまう，いわゆるハンピング現象が起こる。MX-MIGではアーク力が抑制されていることから湯流れも少なく，高速溶接でも優れた形状を得ることができ。⑦高品質溶接金属：鋼中酸素量が増えると脆化しやすくなる。また，ステンレス鋼では炭素が増えると耐食性が低下する。MX-MIGはシールドガスとしてCO₂を全く用いないことからアーク中で解離されたCやOが溶接金属中に移行しないため，清浄度の高い溶接金属が得られる。

このような多くの画期的な特徴を有するMX-MIGプロセスには、対象鋼種や用途ごとに様々な専用溶接ワイヤが開発されている。次章以降では炭素鋼用として2種の溶接材料を紹介する。

3. 塗装性・耐食性を改善する一般炭素鋼用ワイヤMM-1S

MM-1Sは、2章で述べたMX-MIGプロセス特有の多くの効果のうち、とくにスラグレスの性質を利用した専用溶接ワイヤである^{9)~11)}。

3.1 開発背景

図6は、出荷段階での自動車足回り部品のアーク溶接部を示す。本部品は溶接後に電着塗装による防食処理が施されているにもかかわらず、溶接金属に沿って錆(さび)が多量に発生している。一方、溶接部から離れた箇所には全く錆は発生していない。この現象は防食用表面処理鋼板である亜鉛めっき鋼板でも起きる。

溶接部に錆が早期に発生する最大の原因は溶接スラグの存在である。溶接スラグは、鋼板や溶接ワイヤに不可避免的に含まれるSiやMnがアーク溶接時にCO₂やO₂といったシールドガスから解離した酸素と反応して生成した酸化物(SiO₂あるいはMnO)であり、その組成はガラスとよく似ている(図7)。この酸化物は酸やアルカリに強く、かつ非電導性である。したがって、塗装前の化成処理では除去できず、りん酸塩皮膜も生成しない。さらに非電導性であるため電着塗装による塗膜も形成しない。仮に塗膜が形成できた場合でも密着性が悪い上に、塗膜の下のスラグ自体が溶接部から剥離しやすい。これは、スラグと地鉄とは熱膨張率が異なるため、溶接後の冷却過程で生じるひずみによってスラグが剥離しやすくなっていることに起因する。このように、スラグの存在が電着塗装皮膜の形成を阻害し、かつ塗装後剥離によって地鉄を露出させるため、防食機能を付与することが困難である。この対策として、スラグをタガネやショットブラストなどを用いて全て除去する方法は、自動車部



図6 塗装済みアーク溶接部に発生した錆

Fig. 6 Rust generated on the welding part after paint treatment

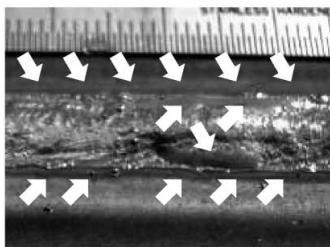


図7 溶接スラグ

Fig. 7 Welding slag

品の製造工程においてはコストの点で現実的とはいえない。

一方、亜鉛めっきが溶接継手において防食機能を果たさないのは、亜鉛の沸点が906℃と低く¹²⁾、超高温のアーク熱によって気化してしまい、めっきが溶接金属部幅を超えて失われるためである。亜鉛めっきの周囲には犠牲防食機能が働くといわれているが^{13), 14)}、その距離はわずかであり、アーク熱で損なわれる被覆損失幅を全てカバーできるほどではない。したがって、亜鉛めっき鋼板の採用も溶接部に対してはほとんど無効である。このため、溶接部の錆発生を防ぐ効果的な手段が求められていた。

3.2 塗装性・耐食性改善機構と効果

溶接部に塗膜を形成するにはスラグレス化が不可欠である。スラグ源となるSiやMnをゼロにすることは、鉄自体を酸化させるうえに、気孔欠陥の発生や鋼としての基本的性質を損なうため好ましくない。そこで、シールドガスの酸化性をゼロにし、溶滴のアーク移行中や熔融池内での酸化反応を防止することが必要条件となる。これは事実上100%Arシールドガスを実用化することに等しい。これまでは100%ArのMIG溶接は不可能とされてきたため、その具体的手段は存在しなかった。しかしながら、上述したようにMX-MIGプロセスの開発によって100%ArのMIG溶接の実用化が可能となった。とくに、スラグレス化が最も有効的に発揮されるように設計されたのがMM-1Sである。本ワイヤのビード外観の一例を図8に示す。MM-1Sのビードはほとんどスラグ発生がなく、美しい外観を呈していることがわかる。

図9に実際の自動車部品ワークに対して、汎用ソリッドワイヤを用いた従来MAG溶接とMM-1Sで溶接したビード外観を比較して示す。従来法ではビード中央と際にスラグが発生しているのに対し、MM-1Sでは全く発生していない。

MM-1Sの塗装性と耐食性の効果を従来溶接法・溶接材料と比較して図10に示す。従来溶接材料を用いたCO₂



図8 FAMILIARC MM-1Sのビード外観

Fig. 8 Bead appearance by FAMILIARC MM-1S

Welding condition;
100%Ar shielding gas, Pulse power source, 220A current,
100cm/min travel speed, Lap joint of mild steel 2.3mm thickness

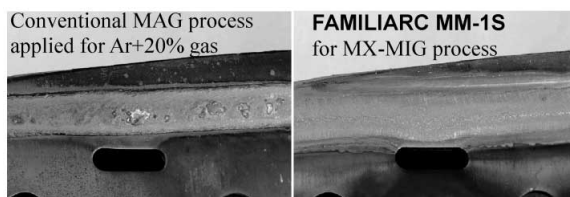


図9 実部品におけるFAMILIARC MM-1Sのスラグレス効果

Fig. 9 Slag less effect of FAMILIARC MM-1S for the practical parts

Steel		Bare carbon steel		Galvanized steel		Bare carbon steel	Bare High TS steel
Welding wire		Conv. solid (YGW12)	Conv. solid (YGW15)	Conv. solid (YGW12)	Conv. solid (YGW15)	FAMILIARC MM-1S	
Shielding gas		CO ₂	80%Ar+20%CO ₂	CO ₂	80%Ar+20%CO ₂	100%Ar	
As weld bead appearance							
After electro deposition paint coat							
Appearance after the corrosion test	30 cycle						
	60 cycle						
	120 cycle						
	150 cycle	—	—	—	—		

図10 各種溶接材料，鋼板，シールドガスの組合せでの塗装性および耐錆性の試験結果

Fig.10 Results of paint-ability and corrosion test using some welding methods, wires, and shielding gases in combination

Welding condition;	2.3 or 2.9mm thickness, lap joint, 100cm/min travel speed
Chemical treatment condition;	Dipping phosphate process solution, target 2g/m ² quantity
Electro deposition paint coat condition;	Cation type, target 25μm thickness
Corrosion test condition;	JASO-CCT standard 8h/cycle
	1cycle: 5% salt water mist (35 degrees Celsius·2h) → Dying(60 degrees Celsius·25%RH·4h) → Wetting(50 degrees Celsius·98%RH·2h)

溶接やAr+CO₂混合ガス溶接では電着塗装後に既にビード際などに塗装不良が認められる。このまま塩水噴霧—乾燥—湿潤を繰り返す腐食試験を行うと、従来溶接法ではcycleの増加と共にビード際からの錆の発生が顕著にわかる。

ここで従来溶接法に対して2点の知見が得られる。第1は、CO₂ガスに対してAr+CO₂混合ガスはスラグ発生量が少ないとされるが、耐錆性では大差がないことである。これは錆の量と起点数は線形的関係ではなく、ごく少数の起点が大きな劣化を招くことを示していると考えられる。第2は、上述のとおり、鋼板に亜鉛めっきを施しても溶接部の耐錆性にはさほど効果的ではないことである。腐食試験の初期（低サイクル時）では一般鋼に比べてやや錆が少なく、犠牲防食作用が働いているようであるが、サイクルが長期になるにつれ、一般鋼とさほど変わらなくなる。ただし、ビードから離れる方向への錆進展はやや抑えられているようである。

一方、MM-1Sを用いたArシールドガス溶接法では電着塗装がほぼ完全であり、150cycleの長期腐食条件でもほとんど錆を発生しないことがわかる。

従来改善手段がなかった自動車用部品の溶接後の塗装性・耐錆性改善ニーズに対し、溶接材料としてMM-1Sを用いたMX-MIGプロセスを適用することにより、コストアップ幅の大きい亜鉛めっき鋼板を採用するよりも安価

かつ効果的に錆の発生を抑えることができる。

4. 継手疲労強度を改善する高張力鋼用ワイヤ MM-1HS

MM-1HSは2章で述べたMX-MIGプロセス特有の多数の効果のうち、ビード形状改善効果とシールドガスからアーク内雰囲気への酸素進入がない性質をとくに利用した専用溶接ワイヤである^{15)~24)}。

4.1 開発背景

近年、CO₂排出削減を目的とした燃費向上に向けての自動車の軽量化ニーズはさらに高まり、その手段として鋼板のハイテン化による薄肉化が検討されている。しかし、鋼板強度が上がっても溶接継手の疲労特性はさほど向上しない性質があり(図11)、疲労特性を重視する足回り部品のハイテン化を阻害する大きな要因となっている。

溶接継手の疲労特性が向上しない主な原因は2つあるとされている。第1に止端部での応力集中、すなわち形状因子である。第2は止端部周囲の引張残留応力、すなわち熱的因子である。応力集中と残留応力の疲労強度低減への寄与率は板厚や継手の性質に応じて異なると考えられる。寄与率の違いはあるものの、溶接継手の疲労強度を改善させるには、形状もしくは残留応力あるいはその両方を改善する必要がある。

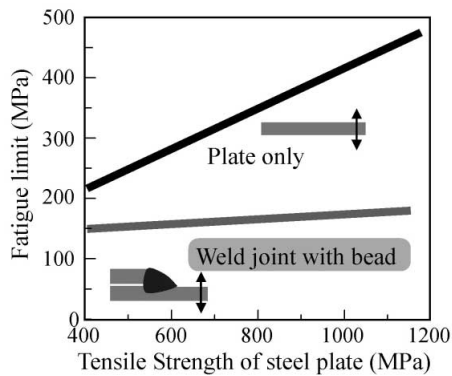


図11 鋼板強度と疲労強度の関係

Fig.11 Relationship between tensile strength of the steel and fatigue strength

止端部の形状改善，すなわち止端半径 ρ や止端角度 θ を増大させる手法として機械的研削や溶接後の止端部再溶融などが行われているが，より効率的な手段は見あたらない。一方，残留応力の改善では，止端部に対する超音波ピーニングあるいはショットピーニングによって圧縮応力を付与する手法が採られているが，やはり効率面の問題が大きい。

そこで最近，低温変態溶接材料と呼ばれるマルテンサイト変態時の膨張効果を利用して圧縮側に残留応力を作用させる手法が考案，研究されている²⁵⁾(図12)。本手法は溶接材料の変更によるものであり，既存手法に比べて効率的である。しかし，低温変態を実現させ，かつ既存の溶接法において溶接性をあまり損なわせない手法として，ワイヤ組成としてNiやCrを適量含有させるのが一般的であり，大幅なコスト増が余儀なくされることが短所となっている。また，過剰に低温変態機構を強めると，溶接金属のひずみが大きくなって遅れ割れが起きやすくなる懸念がある。

4.2 継手疲労強度改善機構

MM-1HS では，前節で述べたような従来の課題を勘案し，以下の手段によって①疲労強度向上，②耐割れ性確保，③コスト上昇抑制という一般的に相反しやすい性質の整合を図っている。

- 純Arシールドガスプロセスによって応力集中係数が格段に小さいビード形状を実現すると共に，疲労強度影響因子の中でも応力集中の寄与率が高い薄板を対象とする。
- 割れが起きない範囲で低温変態機構を取入れ，止端部残留応力の圧縮化を図る。
- 低温変態機構はNiやCrなどの高価合金元素を用いず，炭素を有効活用する一方で，炭素による溶接性劣化を抑制するため純Arシールドガスプロセスを用いる。

以下詳細を説明する。

1章で述べたように，MX-MIGプロセスではArガス特有のアークの広がりがありながら溶滴移行の安定化を実現できる。図13に示すように，従来溶接法では形成されるビード幅すなわち溶融池幅に対してアーク幅が狭いものに対し，MX-MIGプロセスでは溶融池幅を超えるほどアーク幅が広がっている。したがって，MX-MIGプロセス

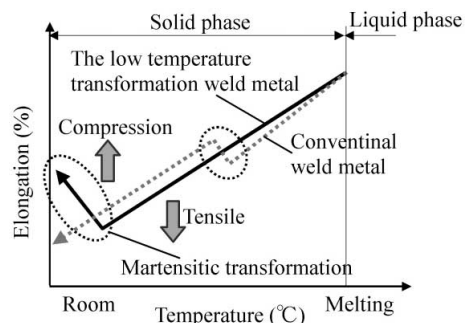


図12 溶接金属の低温変態による圧縮残留応力化機構

Fig.12 Mechanism of making residual strength compress around the weld bead by low temperature transformation

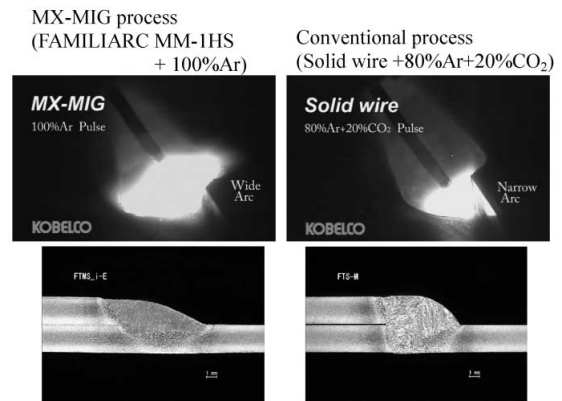


図13 MX-MIGプロセスと従来溶接法のアーク，溶融池，およびビード形状の広がり比較

Fig.13 Comprison of the arc, molten pool and bead cross shape width between MX-MIG process and conventional welding process (Welding condition; current: 200A, welding rate: 1000mm/min, arc voltage: each suitable)

ではビードの際を熱することができ，ぬれ性を向上させて形状が改善する。なお，図14に示したように，止端形状の改善に対してはAr100%でなければ大きな効果が得られない。

次に，重ねすみ肉継手に対して両振曲げ振幅を与えた場合のFEM解析を行い，その結果から得られたビード止端半径 (ρ) と板厚 (t) の比 (ρ/t) と応力集中係数 Kt の関係を図15に示す。 Kt は1が最低値で平板と等価であり， ρ/t が小さくなるにつれて加速度的に大きくなる。

板厚3mm程度の780MPa級高張力熱延鋼板KBHF780ODに対し，MM-1HSを用いたMX-MIGプロセスと従来ソリッドワイヤを用いたMAGプロセスを比較すると， ρ は前者が2.5~3.2mm程度，後者が0.2~0.7mm程度となった。この値をプロットすると，MX-MIGプロセスの Kt は1.1程度と平板に近い応力集中であるのに対し，従来MAGプロセスでは1.5~2.0程度と高い値となった。すなわち，MM-1HSでは従来に比べて疲労強度低下主要因の一つである応力集中が緩和されることがわかる。

もう一つの継手疲労強度低下要因である引張残留応力について考える。膨張固相変態であるマルテンサイト変態の開始温度(以下， M_s という)は，例えば以下の計算式が報告されている。

$$M_s(^{\circ}C) = 561 - 474C - 33Mn - 17Cr - 17Ni - 21Mo \dots\dots\dots (1)^{26)}$$

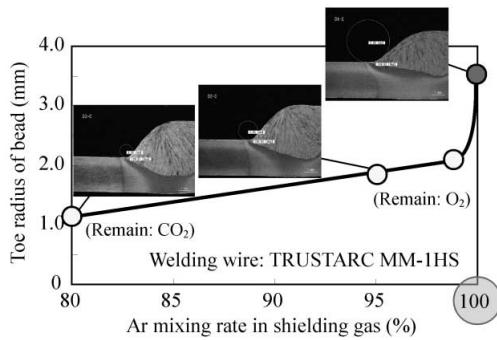


図14 シールドガス中のAr比率とビード止端半径の関係
 Fig.14 Relationship with argon mixing rate in shielding gas and toe radius of the bead

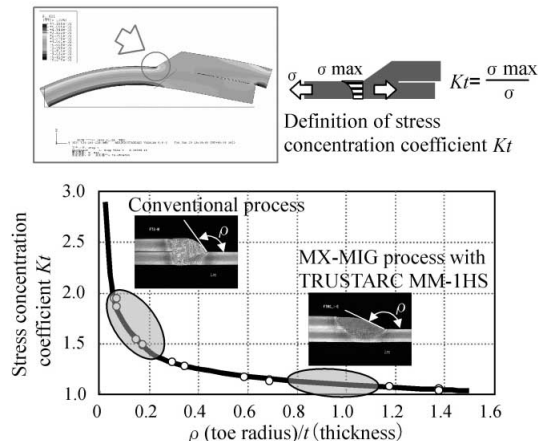


図15 ビード止端半径と応力集中係数Ktの関係
 Fig.15 Relationship between toe radius and stress concentration coefficient Kt

$$Ms(^\circ C) = 550 - 361C - 39Mn - 35V - 20Cr - 17Ni - 10Cu - 5(Mo + W) + 15Co + 30Al \dots\dots\dots (2)^{27}$$

溶接機属の冷却過程においては、フェライト変態が起こるかマルテンサイト変態が起こるかは冷却速度に依存するが、上記Ms点式によれば、C、Mn、Cr、Ni、Moを添加するほどMs点は下がることになる。冷却速度の影響も含めて上記元素のうち、マルテンサイト変態に最も効果的な元素はNiであることが知られているが、Niは非常に高価である。そこで本開発ではMs点式における係数の大きいCを積極利用している。Cは溶接材料としてはスパッタやヒュームの増大を招くため、一般的には抑制されるべき元素の扱いである。しかし、このC添加に伴う溶接作業性劣化の原因は、CO₂やO₂などのシールドガス中のアーク内雰囲気において解離した酸素とワイヤ内のCとの反応によって気化爆発を起こすことによるものである²⁸⁾。ところが、MX-MIGプロセスではシールドガスに酸素分が存在しないため、この気化爆発がほとんど生じず、ワイヤにCを多量添加しても溶接作業性は劣化しない。このようにMX-MIGプロセス特有の構成要因により、従来活用できなかった安価元素を積極活用できるようになった。

開発したMM-1HSは、MX-MIGプロセスのアーク安定化に加えて低温変態に最適な成分設計が施されている。従来溶接法およびMM-1HSを用いて780MPa級鋼の重ねすみ肉継手溶接を行った場合のFEM解析を行った。このときの溶接部断面における残留応力分布結果を図16

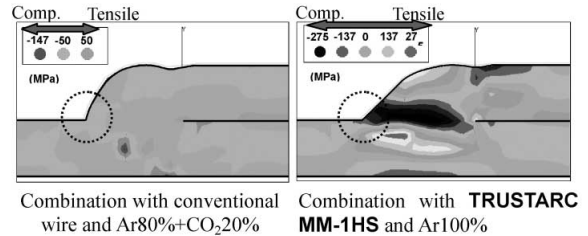


図16 溶接部断面の残留応力分布のFEM解析結果
 Fig.16 Results of FEM analysis for residual stress in a cross section of the welding joint

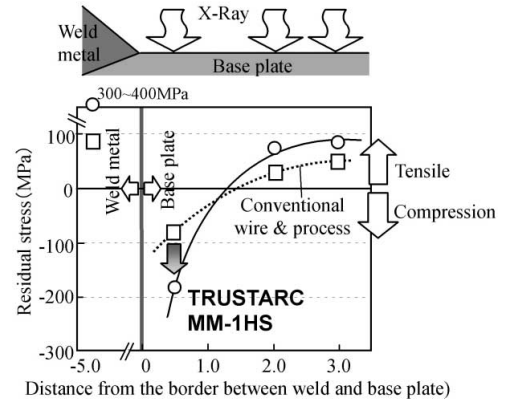


図17 X線装置による止端部表面の残留応力測定結果
 Fig.17 Measurement result of residual stress on the surface of welding toe position by X-ray equipment

に示す。

最も応力集中度の高い溶接止端部(丸枠内)を比較すると、MM-1HSによる継手では強い圧縮残留応力になることがわかる。図17は、X線残留応力測定装置を用いて実際の溶接継手の表面近傍の残留応力を測定した結果を示す。図16の解析結果を裏付けるように、MM-1HSでは母材/溶接金属界面近傍において強い圧縮応力になっていることが認められた。

以上のように、MM-1HSは純Arガスという従来適用できなかったシールドガスを用いることにより、溶接止端部における①応力集中緩和、および②残留応力の圧縮応力化という二つの課題を同時に改善する画期的な手法を実現している。

4.3 継手疲労強度改善効果

780MPa級熱延鋼板(板厚3.4mm)を用いた重ねすみ肉溶接継手の疲労強度特性、いわゆるS-N線図を図18に示す。最も右上の線図は、参考として平板母材の疲労特性を示している。最も左下の線図は従来溶接材料・溶接法による疲労強度特性であり、溶接によって平板母材より疲労強度特性が著しく低下することがわかる。一方、MM-1HSを用いたMX-MIG溶接法では平板母材には及ばないものの、従来溶接継手に比べて大幅に疲労強度特性が改善されていることがわかる。その効果は350~400MPa応力時の時間で3~6.2倍、疲労限強度で1.6倍に達する。

このように、継手の疲労強度特性が改善することにより、これまではこの点がボトルネックとなって薄肉化による軽量化が進まなかった構造設計の改善、あるいはガセットプレートなどの補強部材の削減による軽量化やコストダウンが図られることが期待できる。

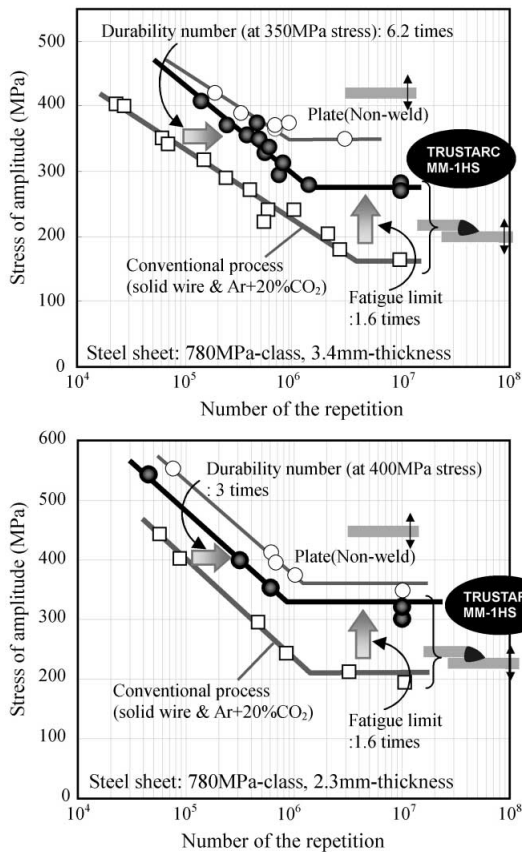


図18 TRUSTARC MM-1HSによる継手疲労強度改善効果例
 Fig.18 Examples of improving effect on fatigue strength of welding lap joint by applied TRUSTARC MM-1HS

むすび＝特殊な溶接ワイヤにより、これまで成し得なかった鋼の純ArシールドMIG溶接を達成することができた。本稿では炭素鋼用として塗装性・耐食性を改善するMM-1S、継手疲労強度を改善するMM-1HSの特長を紹介した。これらの特長のみならず、スパッタやヒュームが非常に少なく、ビード形状不良が起きにくいという高速性に優れるといった一般的な課題についても大きく改善が図られている。これら数々の特長からMX-MIGプロセスは今後、ガスシールドアーク溶接の品質レベルを底上げできる可能性を秘めている。今後も不活性雰囲気という未開拓の特徴を生かした新たな提案を検討していきたい。

参考文献

- 1) 松田福久ほか. 溶接学会誌. 1983, 52.
- 2) 安藤弘平ほか. 溶接アーク現象. 産報出版, p.257-268.
- 3) 溶接・接合技術入門. 産報出版, p.22.
- 4) 平 和雄. 溶接技術. 産報出版, 2006年2月, p.64.
- 5) 鈴木励一. 溶接学会誌2010, 79巻, 6号, p.27.
- 6) 梅原 悠ほか. 溶接学会全国大会講演概要. 2008 81巻, No.231.
- 7) 梅原 悠ほか. 溶接学会第205回溶接法研究委員会.
- 8) Kasai et al. IIW Doc.212-1149-09, XII-1970-09, IV984-09, 2009.
- 9) 河西 龍ほか. 溶接学会全国大会講演概要. 2012, 90巻, No.88.
- 10) 鈴木励一. 溶接技術. 産報出版, 2012年6月, p.52-59.
- 11) 鈴木励一. (株)神戸製鋼所ホームページ. 技術レポートvol.52 2012-7, http://www.gijutsugaido.jp/catalog/2012/pageview.html#page_num=36, (参照2012-11-07).
- 12) 日本金属学会編. 金属データブック. 丸善.
- 13) 安藤弘平. 第27回鉄鋼工学セミナーテキスト講義11表面処理, 日本鉄鋼協会.
- 14) 日本鉄鋼協会. 第186・187回西山記念技術講座表面処理鋼板の技術展開と防錆機構解明の最前線, 2005.
- 15) 梅原 悠ほか. 溶接学会全国大会講演概要. 2008, 81巻, No.232.
- 16) 河西 龍ほか. 溶接学会第197回溶接冶金研究委員会.
- 17) 河西 龍. (株)神戸製鋼所ホームページ. 技術レポートvol.51 2011-4, http://www.gijutsugaido.jp/catalog/techreport/pageview.html#page_num=386, (参照2012-11-07).
- 18) 鈴木励一ほか. 溶接技術. 産報出版, 2010年3月, p.74.
- 19) 河西 龍. 日本溶接協会7月度ろう部会技術委員会先端材料接合委員会. 2011.
- 20) 杵淵雅男. 溶接学会第89回軽構造接合加工研究委員会 MP-482. 2010.
- 21) 杵淵雅男. 日本溶接協会化学機械溶接研究委員会 6.19. 2012.
- 22) 杵淵雅男. (社)自動車技術会秋期学術講演会. 2011.
- 23) 杵淵雅男. 日本機械学会M&M材料力学カンファレンス. 2011
- 24) 杵淵雅男. 日本材料学会第60期学術講演会, 2011.
- 25) 早川直哉. 溶接技術. 産報出版, 2004年6月, p.87.
- 26) S. Haynes. Journal of the Iron and Steel Institute, August. 1956, p.349-359.
- 27) 日本金属学会. 講座・現代の金属学 材料編 第4巻. 丸善.
- 28) 安藤弘平ほか. 溶接アーク現象. 産報出版, p.210-218.