

(解説)

純Arガスシールド溶接法「MX-MIGプロセス」の展開—合金鋼—

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



宮田 実*1
Minoru MIYATA



鈴木 励一*1
Reiichi SUZUKI

In general, gas metal arc welding (GMAW) with a steel wire leads to an arc that is remarkably unstable unless the shielding gas contains oxidative gas such as CO₂ or O₂. The unstable arc results in a bead that has a meandering appearance. Kobe Steel has developed a new welding process, called the MX-MIG, using pure Ar shield gas. The company has also developed welding consumables, suitable not only for carbon steel but also for low or high alloy steel, which enable to exploit the features of MX-MIG such as good weldability and low weld dilution. The application includes the automobile exhaust parts, hard facing and corrosion preventing overlay welding.

まえがき＝当社は専用フラックス入りワイヤ（以降FCW）を用いることにより、従来シールドガスとして必須成分とされてきたCO₂やO₂といった酸化性元素を不要とし、不可能とされた純Arガスを用いたMIG溶接を可能とすることに成功した^{1)~5)}。そして従来のMIG溶接と区別すべく、本プロセスをMX-MIGプロセスと名付けた。

MX-MIGプロセスでは、非酸化性に近い雰囲気をアーク及び溶融池に形成することができるため、数々の画期的な効果が得られる。これらの効果を利用することにより、様々な特性を有する溶接材料を炭素鋼分野⁶⁾から合金鋼分野にわたり開発してきた。本稿では合金鋼分野への適用例を紹介する。

1. 合金鋼の溶接

合金鋼とは、炭素鋼に対して目的の効果、例えば高強度、高硬度、耐熱性、低温韌性、耐食性といった性質を向上させるために特定の元素を適量添加した特殊鋼のことである。合金鋼は、炭素鋼と同じようにアーク溶接が多用されるが、含有する合金元素が高いため、炭素鋼に比べて溶接性が悪い場合がほとんどである。このため、合金鋼では炭素鋼以上に難しい施工管理が要求され、能率が低下することに繋がりやすい。また、合金元素の中には溶接材料特有の現象である溶滴の形成・離脱現象を劣化させる元素も多く、溶接作業性の面においても炭素鋼以上に改善が求められている場合も多い。

従来のこのような合金鋼の溶接性改善要求に対し、手段としての溶接材料成分設計の変更は制約が多く、画期的な向上は難しい場合が多い。しかしながら、シールドガス面からの向上を図られるMX-MIGプロセスを用いることによって飛躍的な改善が図られる場合がある。

次章以降では、合金鋼としてCrやNiを含有させた各種ステンレス鋼、CやCr、Moなどを含有させた硬化肉盛用溶接材料について、MX-MIGプロセスを適用した開発例を紹介する。

2. 自動車の排気系部品用フェライト系ステンレス鋼への適用

自動車業界では、地球環境保護に向けた燃費改善や車体の長寿命化に取り組んでいる。排気ガスの高温化は燃費改善および排気ガスの清浄化に効果的なため、自動車においては900℃以上に達する高温の燃焼ガスが排出される。したがって、排気系を構成する素材には高い高温強度、耐高温酸化性、耐食性、熱疲労特性が要求されるとともに、溶接材料に対しては、これら冶金的性能に加え、安定生産するために必要な溶接作業性機能が求められる。そこで、フェライト系ステンレス鋼用MX-MIGプロセス専用ワイヤとして溶接作業性を改善することのできるPREMIARC™^{注)} MM-430Nb（以下、MM-430Nbという）、溶接作業性に加え排出ガスの高温化にも対応することができるPREMIARC MM-444（以下、MM-444という）を開発した。

2.1 排気系部品の溶接における課題

溶接材料に対する耐食性や高温特性向上のニーズに応えるべく、メーカ各社はSUS430をベースとしてNb、Tiを添加した溶接材料の開発を行ってきた。今では、排気系部品の溶接に対してはこのような溶接材料が主流となりつつある。しかし、低スパッタ化や低スラグ化、耐溶落ち性向上といった、いわゆる溶接作業性の改善につい

脚注) PREMIARC (PREMIARC™) 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

ては検討が進んでいなかった。

2.2 MX-MIGプロセスによるスパッタ低減機構

ステンレス鋼のMAG・MIG溶接では、一般的に混合ガスをシールドガスとして用いており、炭酸ガスアーク溶接と比較してスパッタ発生量は少ない。しかし、薄板で多用される200A以下の低電流域においては、混合ガスを用いるだけではアークの広がり不十分となり、粗大な溶滴が形成されて安定な溶滴移行を行うことができない。このため低電流域においては、溶接電流波形の制御によって溶滴移行を安定化させるパルス溶接が用いられている。

一方、自動車排気系部品のような複雑な形状の構造物を対象として100cm/min以上の高速溶接を行う際は、ビードの追従性を確保するためにアーク長を短く、すなわち低電圧条件に保つ必要がある。しかしながらそのような溶接条件では、アークが十分に広がらないため、パルス溶接を用いても粗大な溶滴が形成されて短絡を生じ、スパッタ発生を抑制することができない。

アークの広がり、シールドガス中のCO₂やO₂の含有量にも大きく左右される^{7)~9)}。シールドガス中に含まれるCO₂やO₂はアーク中で高温に加熱されることによって解離反応を起こす。この解離反応によってエネルギーが失われ、アークは緊縮してしまう。したがって、アークを緊縮させないためには、シールドガス中にCO₂やO₂を含まない、純Ar-MIG溶接の適用が有効であり、低電流・高速・低電圧域においてもスパッタの発生を防止することが可能となる。

2.3 低スパッタワイヤMM-430Nb

MM-430Nbは現在主流となっているSUS430にNbを添加した組成であり、MX-MIGプロセスに最適化した溶接ワイヤである。

2.3.1 溶接作業性

図1にMM-430Nbの純Arシールドガスを用いたパルス溶接時の溶滴移行画像を示す。パルスに同期した規則的な溶滴移行が可能であり、かつ図1(b)のようにパルスピーク期間において純Ar特有の良好なアークの広がりが確認できる。

図2にアーク電圧とスパッタ発生量の関係を示す。シールドガスとしてMM-430Nbには純Arを、その他の溶接ワイヤにはAr+2%O₂を用い、平均溶接電流190A、溶接速度50cm/minでパルス溶接を行った。通常の混合ガス溶接では、ソリッドワイヤ、FCWともに20V以下の低電

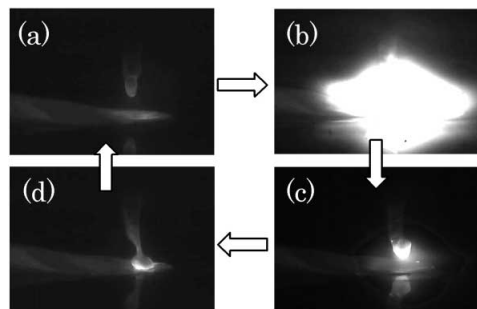


図1 MM-430Nbの溶滴移行 (190A-18V-100cm/min)
Fig. 1 Droplet transfer of MM-430Nb

圧条件においてスパッタ発生量が増大している。これに対してMM-430Nbでは、16V程度においてもスパッタ発生量を低位に維持することができ、大粒のスパッタも周囲にほとんど飛散していない(図3)。

また、純Arという不活性なガスで溶融金属をシールドしているため、溶融金属の酸化が抑制され、ビード表面に生成するスラグや酸化スケールも極めて少なくすることが可能である。従来の430系溶接材料による溶接ビードは、一見ステンレスとは思えないツヤのない表面外観であるが(図4(a))、MM-430Nbでは光沢感のある美しい外観が得られる(図4(b))。このように、MX-MIGプロセスを用いることにより、スパッタやスラグを大幅に低減することができ、表面に付着したスパッタの除去作業低減のみならず、排気系部品内部に付着したスパッタやスラグによるエンジンの破損を抑制することが可能となる。また、適度なアークの広がり、溶融金属の面積拡大やアーク力の緩和という作用がある。溶融金属の面積拡大により余盛高さが低くなり、図4(b)のような平滑なビード形状が得られるうえに、熱疲労特性の向上が図られる。さらに、アーク力の緩和により浅い溶込み形状が得られるため、車体軽量化を目的とした薄板化に対する耐溶落ち性の余裕度を向上することが可能となる。このように、MM-430Nbはスパッタ除去作業以外の生産性改善にも効果が期待できる。

さらに、MM-430Nbは酸化性ガスを使用しないため、陽極点近傍の入熱密度が小さく、溶滴から発生する金属蒸気量が少ないこと、また、溶滴移行不安定に起因したヒューム拡散が抑制されることから、ヒューム発生量は

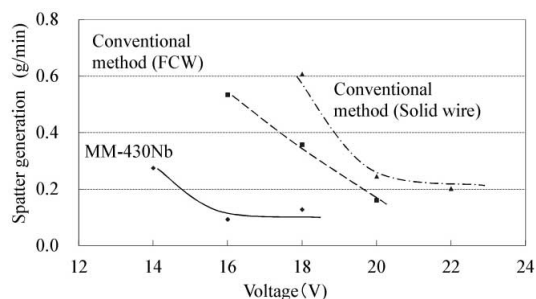
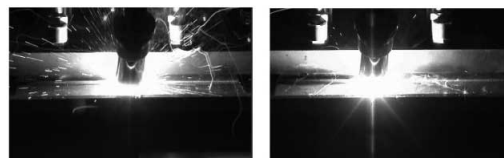


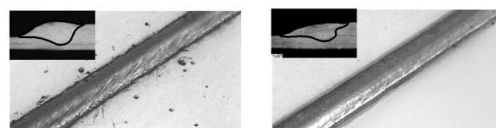
図2 スパッタ発生量に及ぼすアーク電圧と溶接ワイヤの影響 (190A-50cm/min)

Fig. 2 Effect of arc voltage and welding wire on spatter generation



(a) Conventional method (b) MM-430Nb
図3 溶接時のスパッタ飛散状況 (190A-50cm/min)

Fig. 3 Comparison of spatter generation during welding



(a) Conventional method (b) MM-430Nb
図4 ビード外観および溶込み形状の比較 (190A-50cm/min)
Fig. 4 Comparison of bead appearance and penetration shape

従来ソリッドワイヤに比べ70%低減、従来FCWに比べ50%低減することができる(図5)。

2.3.2 化学成分

MM-430Nbおよび従来430Nb系ソリッドワイヤを用いた溶着金属の化学成分を表1に、また、SUS430J1L鋼板を用いてMM-430Nbによって溶接した継手における溶接金属および母材の化学成分を表2に示す。MM-430Nbは、NbやTiの結晶粒微細化および高強度化作用元素をフラックスから容易に添加することができる一方で、CとNを抑制している。このため、全溶着金属および継手溶接金属の(Ti+Nb)/(C+N)パラメータが非常に高く、MM-430Nbは粒界腐食の抑制に寄与することができる。

2.4 高強度ワイヤMM-444

排出ガスの高温化が今後さらに進展した場合、使用される鋼板は、SUS430J1Lに代って、高温強度の高いSUS444が採用されるものと推測される。溶接材料に対しても、鋼板に合わせた優れた高温特性が要求されることは間違いない。当社は、この将来的ニーズに対しても溶接材料MM-444を開発済みである。MM-444の全溶着金属の化学成分を表3に、SUS444鋼板継手の化学成分を表4に示す。SUS444はSUS430系にMoを適量添加していることが一つの特徴である。同様に、MM-444はMM-430Nbに対してMoを適量添加し、高温強度を高めている。SUS444鋼板に対してMM-444を用いた溶接継手を対象に高温引張試験を行った結果を表5に示す。800℃、900℃共に母材破断しており、母材であるSUS444より溶接金属の方が高い高温強度を有していることがわかる。

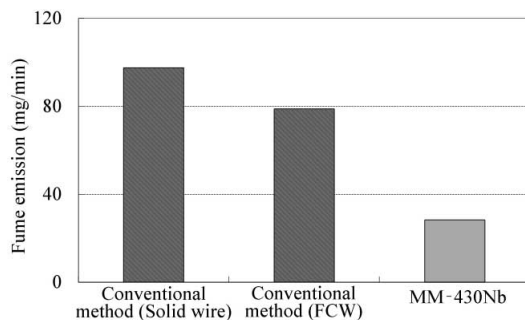


図5 ヒューム発生量の比較 (190A-50cm/min)
Fig.5 Comparison of fume emission

表1 MM-430Nbの全溶着金属化学成分 (JIS Z3323準拠)

Table 1 Chemical composition of all deposit metal applied for MM-430Nb (According to JIS Z3323)

	C	Si	Mn	Cr	Nb	Ti	N	Ti+Nb C+N
MM-430Nb	0.017	0.02	0.17	16.29	0.62	0.31	0.008	37.2
Conventional solid wire	0.018	0.82	0.46	17.96	0.52	0.10	0.012	11.3

表2 溶接継手の化学成分

Table 2 Chemical composition of weld joint

	C	Si	Mn	Cr	Nb	Ti	N	Ti+Nb C+N
Weld metal	0.019	0.19	0.20	17.05	0.55	0.23	0.009	27.8
Base plate (SUS430J1L)	0.017	0.53	0.27	18.97	0.49	0.01	0.0012	17.2

Plate thickness:2.0mm, Rap joint

表3 MM-444の全溶着金属化学成分 (JIS Z3323準拠)

Table 3 Chemical composition of all deposit metal applied for MM-444 (According to JIS Z3323)

	C	Si	Mn	Cr	Nb	Ti	Mo
MM-444	0.023	0.07	0.19	16.23	0.38	0.15	1.63

表4 溶接継手の化学成分

Table 4 Chemical composition of weld joint

	C	Si	Mn	Cr	Nb	Ti	N	Mo
Weld metal	0.018	0.13	0.18	16.57	0.36	0.12	0.018	1.79
Base plate (SUS444)	0.008	0.28	0.22	17.84	0.38	0.01	0.001	1.75

Plate thickness:2.0mm, Rap joint

表5 溶接継手の高温強度

Table 5 Tensile strength at high temperature (Base plate : SUS444)

800℃		900℃	
TS(MPa)	Fracture location	TS(MPa)	Fracture location
58	Base plate	30	Base plate

3. ステンレス耐食肉盛溶接への適用

3.1 ステンレス耐食肉盛溶接における課題

耐食肉盛溶接とは、構造物の表面に耐食性を付与する目的のため、母材表面に積層する異材金属溶接である。耐食肉盛に用いられるオーステナイト系ステンレス鋼についても、前章のフェライト系ステンレス鋼と同じく、Cr炭化物の粒界析出による耐食性の劣化、いわゆる鋭敏化が問題となる。鋭敏化を低減するためには、MM-430Nbで示したようにCを低減することが有効であり、性能向上のために耐食肉盛溶接金属にもこれまで以上のCの抑制が求められている。肉盛溶接金属中のC量は、①溶接材料中のC、②CO₂シールドガスの解離によるC、および③母材希釈により混入されるCによって決定される。

3.2 MX-MIG プロセスによる改善機構

3.2.1 低希釈化

JIS Z3323 309L相当の開発ワイヤを用い、ワイヤ送給速度を9m/minとして炭素鋼板上にMX-MIGプロセス(純Ar)、および従来MAG法(Ar+20%CO₂)によるビードオンプレート溶接を行った。表6に肉盛溶接金属の1層目の化学成分を示す。耐食性向上を目的としたステンレスの肉盛溶接では、溶込みをできる限り抑制することにより、母材からのC混入を最小化することが望ましい。従来MAG法では希釈率が35%程度に達し、ワイヤへCを積極添加していないにもかかわらず、溶接金属中のC量が0.080%程度となってしまう。一方、純Arガスを用いるMX-MIGプロセスでは、希釈率を20%程度に抑制することができるため、溶接金属中のC量を0.055%にすることが可能となる。また、MX-MIGプロセスにパルス電流波形を組合わせた場合、ワイヤ送給速度一定とすれば平均溶接電流と入熱が低下するため、母材の溶込みがさらに抑えられ、Cは0.042%まで抑制することができる。

一般に、溶接電流の増加に伴って母材希釈率も増加する。図6に溶接電流150~300Aで溶接を行った場合の各シールドガスにおける溶接電流と希釈率の関係を示す。

表 6 1層目の肉盛溶接金属化学成分

Table 6 Chemical composition of 1st over layer on the plate (mass %)

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Dilution ratio
Conventional method	0.078	0.40	1.51	15.7	8.0	35%
MX-MIG process	0.055	0.47	1.70	18.4	9.4	22%
MX-MIG process with pulse current	0.038	0.49	1.77	21.8	11.0	18%

Wire composition : SUS309L, Base metal : SM490

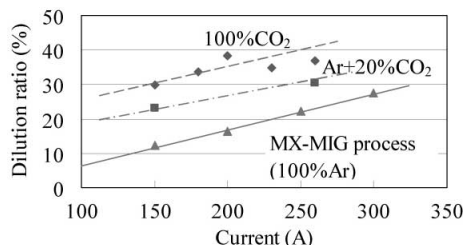


図 6 希釈率に及ぼす溶接電流とシールドガスの影響

Fig. 6 Effect of welding current and shielding gas on dilution ratio

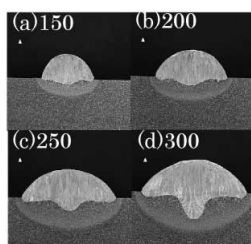


図 7 MX-MIGプロセスにおける電流が溶込み形状に及ぼす影響
Fig. 7 Effect of welding current on penetration shape in MX-MIG process

また、図 7 にMX-MIGプロセスにおけるマクロ断面写真を示す。純 Ar ガスを使用した場合、中心部の溶込みを抑制することができ、200A以下の低電流域においては希釈率を20%以下に抑えることができる。このように、MX-MIG法を用いることにより、従来の100%CO₂やAr+20%CO₂ガスを用いた場合では不可能であった低希釈肉盛溶接が可能となる。また、高電流域においても、MX-MIGプロセスは150AでCO₂溶接を行ったときと同程度の希釈率となっていることから、高電流を用いることによる高能率化も期待できる。

3.2.2 シールドガスからのC上昇抑制

純Arガスをを用いた溶接では、100%CO₂やAr+20%CO₂ガスを用いた場合と比較して、母材希釈を考慮しない、いわゆる全溶着金属でもC量が低下する。これは、シールドガスにCO₂を含む場合、アークの高温雰囲気中でCO₂が解離して生成するCが溶融金属中に混入するが、純Arガスではこの現象が起きないことに起因する。したがって、Cを含むシールドガスを用いた場合、母材の希釈が全くない場合においても溶着金属中のC量を0.02%以下という極低位を実現することがほぼ不可能であるのに対し、MX-MIGプロセスを用いると、非消耗電極式溶接 (TIG) と同じ極低Cレベル (0.015%程度) に低減することが可能となる。

3.3 オーステナイト系MX-MIGプロセス溶接ワイヤ

当社は、以上の特長を有するオーステナイト系ステンレス鋼用MX-MIGシリーズ (表 7) を開発した。

表 7 オーステナイト系ステンレスのMX-MIGプロセス溶接ワイヤ
Table 7 Welding wires for MX-MIG process for some austenitic stainless steels (mass %)

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
MM-308L	0.015	0.86	1.37	19.5	10.4	—
MM-309L	0.014	0.49	1.64	25.6	12.4	—
MM-316L	0.016	0.60	1.81	19.0	12.8	2.35

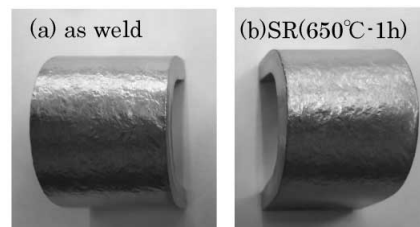


図 8 耐食性試験結果 (ASTM A262-E準拠)

Fig. 8 Result of corrosion test (According to ASTM A262-E)

図 8 にPREMIARC MM-308L (以下、MM-308Lという) 全溶着金属を対象にストラウス試験 (ASTM A262-E) を実施した際の曲げ試験後の外観を示す。鋭敏化熱処理 (650°C-1h) の有無にかかわらず欠陥は発生しておらず、MM-308Lは高い耐食性を有していることがわかる。

そのほか、溶接作業性においても、フェライト系ステンレス用溶接材料と同様、スパッタおよびヒュームともに大幅に低減することが可能である。

4. 硬化肉盛溶接への適用検討

4.1 硬化肉盛溶接における課題

硬化肉盛溶接は、建設機械や圧延ロールなど激しい摩耗環境下で使用される構造物の耐摩耗性を高めるために母材表面に積層される溶接である。

硬化肉盛用溶接材料には、溶接金属部の硬さを確保するためにマルテンサイト変態を促すCが多量に添加されており、このCに起因する溶接作業性の劣化が問題となっている。従来法として硬化肉盛溶接用FCWを炭酸ガスアーク溶接した際の溶滴移行の様子を図 9(a) に示す。従来法では、溶滴下部より発生したアークによって溶滴が持ち上げられる形態の溶滴移行 (グローブユール移行) となっている。このとき、溶滴内部に多量のガスが発生し、爆発を伴いながら外部へ放出されるように観察されるのが特徴である。これは、ワイヤ中に多量に添加されているCがシールドガス中のOと反応してCOガスとなることが原因であり、硬化肉盛溶接時の多量のスパッタおよびヒュームの発生原因となっている¹⁰⁾。図10および図11に示すように、硬化肉盛溶接用ワイヤは、一般炭素鋼ワイヤと比較してスパッタで5倍以上、ヒュームで2倍以上の発生量となっている。

4.2 MX-MIGプロセスによる改善機構

硬化肉盛用MX-MIGワイヤの溶滴移行を図 9 (b) に示す。シールドガスとして不活性な純Arを用いるMX-MIGプロセスでは、酸素が供給されないことに起因して溶滴中からのCOガス放出がほとんど発生しない。このため、安定かつ規則的な溶滴移行が維持される。

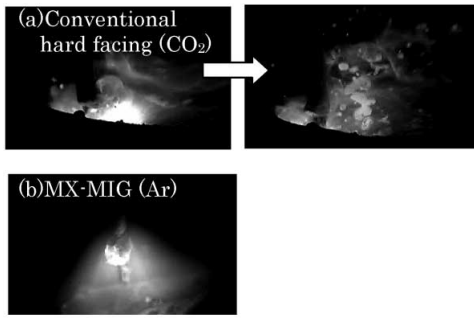


図9 硬化肉盛溶接時の溶滴移行の比較 (250A)
Fig.9 Comparison of droplet transfer in hardface welding

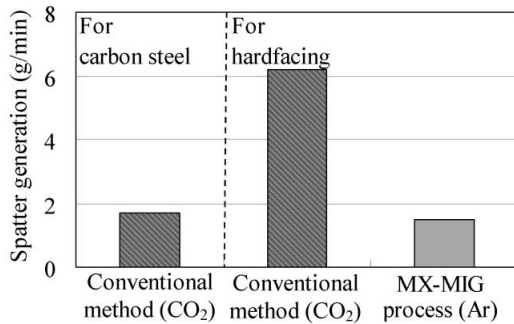


図10 硬化肉盛ガスシールドアーク溶接におけるスパッタ発生量の比較 (250A-30cm/min)
Fig.10 Comparison of spatter generation in hardfacing gas shield arc

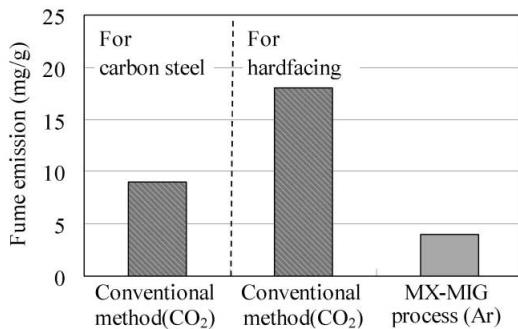


図11 硬化肉盛ガスシールドアーク溶接におけるヒューム発生量の比較 (250A-30cm/min)
Fig.11 Comparison of fume emission in hardfacing gas shield arc

4.3 硬化肉盛用MX-MIGプロセス溶接ワイヤ

硬化肉盛用MX-MIGシリーズとして当社は、表8に示すラインナップを開発完了した。

4.3.1 低スパッタ, 低ヒューム性

図10および図11に示すように、硬化肉盛用MX-MIGプロセスのスパッタおよびヒューム発生量は、従来CO₂溶接法と比較して約70%低減することができ、一般炭素鋼用の溶接と同等レベルまで溶接作業性を改善させることができる。

4.3.2 ビード形状

表9の条件で炭素鋼板上に2層肉盛溶接を行った。図12に肉盛溶接後の外観およびマクロ断面写真を示す。従来CO₂溶接法ではアークスタート部やクレータ部の広がりが大きく、長手方向のビード幅が不均一となっている。硬化肉盛には狭い箇所への積層、あるいは補修溶接などのニーズがあり、溶着量の不均一は施工能率を低下させる。一方、MX-MIGプロセスでは溶接金属酸素量が

表8 硬化肉盛用MX-MIG溶接プロセスワイヤ

Table 8 Welding wires for MX-MIG process series for some class hardfacing

	(mass %)			
	C	Cr	Mo	HV*
MM-H350	0.09	1.44	0.49	318
MM-H600	0.45	4.75	0.50	620

*load : 30Kg

表9 硬化肉盛溶接条件

Table 9 Welding condition of hardfacing

Current (A)	Voltage (V)	Welding speed (cm/min)
250	MX-MIG: 31	30
	Conventional method: 36	
Shielding gas	Inter-pass temperature(°C)	Pass sequence
MX-MIG: 100%Ar Conventional method: 100%CO ₂	200 to 250	2layer 20pass

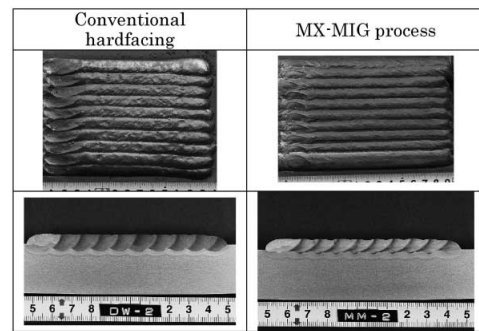


図12 肉盛溶接後のビード外観および溶込み形状
Fig.12 Comparison of bead appearance and penetration shape after hardfacing

表10 各層の肉盛溶接金属化学成分

Table 10 Chemical composition of each layer facing

		(mass %)						
		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Dilution ratio
MX-MIG process	1st layer	0.30	0.67	1.31	3.73	0.38	0.002	21%
	2nd layer	0.35	0.74	1.31	4.63	0.47	0.002	4%
Conventional method	1st layer	0.28	0.46	1.11	2.19	0.25	0.008	49%
	2nd layer	0.36	0.50	1.00	3.32	0.39	0.010	22%

低下して溶融金属の表面張力が大きくなる。このため、湯が流れにくくなって長手方向に均一なビード幅が得られる。これにより、施工能率の向上も期待できる。

4.3.3 溶接金属の硬さ性能

図12のマクロ断面写真を見ると、従来CO₂溶接法では溶込みが深い鍋底状の溶込みを呈しているのに対し、MX-MIGプロセスでは耐食肉盛溶接と同様に溶込みが浅くなっているのがわかる。表10に肉盛溶接部の1層目および2層目の化学成分を示す。両ワイヤともに母材希釈がなければ溶接金属のCr量は4.5%程度の成分設計となっているが、従来CO₂溶接法は溶込みが深いため、母材による希釈が大きくなって2層目でも低Cr量となっている。一方、MX-MIGプロセスの2層目では母材からの希釈はほとんどなくなり、Cr量は設計量に到達している。従来CO₂溶接法では母材からの希釈がほとんどなくなるのに3層以上要するのに対し、MX-MIGプロセスでは2層溶接で母材の希釈をほとんどなくすることが可能となる。したがって、図13に示すように、必要な硬さや耐摩耗性を得るために要するパス数を減らすことが可能となる。

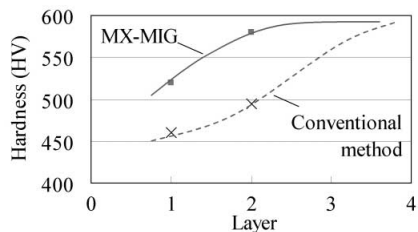


図13 各層での溶接金属の硬さの比較
 Fig.13 Comparison of hardness on each layer

むすび＝当社では、従来不可能とされてきた純Ar-MIG溶接を可能とする溶接法MX-MIGプロセスを開発し、炭素鋼から合金鋼にわたる専用溶接ワイヤの拡充を行ってきた。今後もMX-MIGプロセスの特長である良好な溶接作業性や低母材希釈率を生かすことができる分野へさらなる適用拡大を検討していきたい。

参 考 文 献

- 1) 河西 龍ほか. 溶接学会 第197回溶接冶金研究委員会資料.
- 2) Kasai et al. IIW Doc. XII-1970-09.
- 3) 鈴木励一ほか. 溶接技術. 産報出版, 2010, 3月号, p.74.
- 4) 河西 龍ほか. 溶接学会全国大会講演概要. 2012, 第90集, p.88-89.
- 5) 鈴木励一. 溶接技術. 産報出版, 2012, 6月号, p.52.
- 6) 鈴木励一ほか. R&D神戸製鋼技報. 2013, Vol.63, No.1, p.60-66.
- 7) 中村照美ほか. 溶接学会全国大会講演概要. 2005, 第76集, p.168-169.
- 8) 松田福久ほか. 溶接学会全国大会講演概要. 1978, 第22集, p.288-289.
- 9) 安藤弘平ほか. 溶接アーク現象増補版. 産業出版, 1973.
- 10) 菅 哲男ほか. 溶接学会論文集. 1984, 第2巻, 第4号, p.68-75.