

(論文)

PWHT 後じん性が良好な HT610 級鋼用フラックス入りワイヤ

Flux-cored Wire for HT610 Class Steel Showing Excellent Toughness after PWHT



北川良彦*¹ (博士(工学))
Dr. Yoshihiko KITAGAWA



笹倉秀司*¹
Shuji SASAKURA



井元雅弘*²
Masahiro INOMOTO



名古秀徳*²
Hidenori NAKO



岡崎喜臣*²
Yoshitomi OKAZAKI

A detailed study has been conducted to improve the notch toughness after post weld heat treatment (PWHT) of weld metal made from a flux-cored wire for the class of steel with a tensile strength of 610 MPa or higher. The microstructure and carbide morphology after PWHT at 620°C were investigated. The results have revealed that the size of cementite particles precipitating along the prior austenite grain boundaries significantly affects the toughness. Presumably this was caused by the cementite precipitates acting as the origin of grain boundary fracture. To refine the cementite precipitates on grain boundaries, it has been found to be effective to adjust the amount of C, Cr and/or Mo, carbide forming elements. This study has resulted in a welding metal with an optimum composition for HT610 class steel, the welding metal having an excellent strength after PWHT and toughness at -40°C.

まえがき = 球形タンクや圧力容器などの建造では、溶接施工後、溶接によって導入された残留応力を低減し、じん性や疲労特性を向上させることを目的に溶接後熱処理 (Post weld heat treatment, 以下PWHTという) が行われる。いっぽう、近年のエネルギー需要増大に伴ってこれら構造物は大型化、高圧力化される傾向にあり、適用される鋼材の高強度化が進んでいる。鋼材の高強度化に伴い、溶接材料もより高強度のものが要求されている。また、溶接施工の高効率性から、全姿勢の溶接性に優れたルチール系フラックス入りワイヤ (Flux-cored wire, 以下FCWという) が要望されている。しかし、引張強さ610 MPa級鋼 (以下、HT610という) 用以上の従来のルチール系FCWによる溶接金属では、PWHT後にじん性が大きく低下することが課題であり^{1), 2)}, 実用化に至っていない。

従来、引張強さ550 MPa級鋼用以下の溶接金属におけるPWHT後のぜい化は、不純物元素のNb, Vが炭化物を形成して析出硬化を起こすことが一因であると考えられていた^{3), 4)}。しかしながら、HT610級鋼用以上の溶接金属では、これら不純物元素を低減するだけではPWHT後に十分なじん性が得られず、さらなる組織制御によるじん性向上が必要であった。

ここでは、HT610級鋼用ルチール系FCWで溶接金属を作製し、PWHT後のじん性とマイクロ組織の関係を調

査した。さらに、PWHT後も良好なじん性を示す溶接金属成分を見いだすことを目的に、各合金元素がマイクロ組織に及ぼす影響を調査した。

1. 実験方法

種々の成分を持つ低合金高張力鋼 (HT610級鋼) 用FCWを試作した。表1に本実験で試作した溶接金属の成分組成範囲を示す。板厚20 mm, 開先角度20°, ルートギャップ16 mmの試験板に対し、試作したワイヤを用いてシールドガス組成80% Ar+20% CO₂の多層溶接を行って溶接金属を作製した。なお、試験板にはJIS G 3106 SM490Aを用い、母材との希釈を防ぐために開先面に対し2層のバタリングを試作ワイヤを用いて行った。溶接時の平均入熱は1.2 kJ/mm, 予熱温度は90~110°C, パス間温度は140~160°Cであった。溶接後に620°Cで8時間のPWHTを行い、溶接金属の中央部から引張試験片とシャルピー衝撃試験片とを切り出し、溶接金属の強度およびじん性を評価した。さらに、光学顕微鏡および透過電子顕微鏡 (TEM) を用いて溶接金属のマイクロ組織観察を行った。TEM観察試料の作製には抽出レプリカ法を用いた。

2. PWHTによるじん性低下

当社の従来材による溶接金属 (HT690級, 化学成分:

表1 供試溶接金属の成分範囲 (mass%)

Table 1 Chemical composition range of deposited metal used for this study (mass%)

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Ti	B	Fe
0.03 - 0.06	0.1 - 0.3	1.3 - 2.0	0.9 - 3.0	0.02 - 0.76	0.2 - 0.6	0.05-0.07	≤0.004	Bal.

*¹ 溶接事業部門 技術センター 溶接開発部 *² 技術開発本部 材料研究所

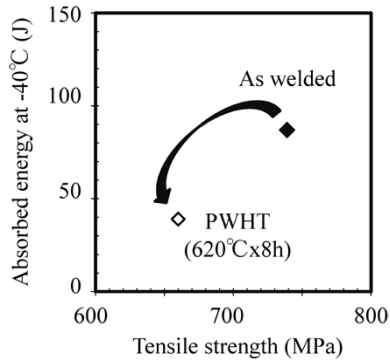


図1 従来材の溶接金属の機械的性質 (HT690級)

Fig. 1 Mechanical properties of weld metal with conventional wire (HT690 class)

0.05%C-0.36%Si-1.90%Mn-0.89%Ni-0.42%Mo-0.07%Ti-0.003%B)の溶接のままおよびPWHT後の機械的性質を図1に示す。引張強さはPWHT後も610MPa以上を満足している。しかし、 -40°C のシャルピー吸収エネルギーは、溶接のままの90Jに対して、PWHT後は37Jと大きく低下している。PWHT後のシャルピー衝撃試験片(-40°C)の走査電子顕微鏡(SEM)による破面観察結果を図2に示す。破面中には旧オーステナイト粒界に沿った破壊が多く見られ、粒界破壊が生じたことによって吸収エネルギーが低下したと考えられる。

溶接金属の光学顕微鏡(OM)およびTEMによるミクロ観察組織を図3に示す。光学顕微鏡によるミクロ組織では、溶接のままとPWHT後で大きな違いは見られない。いっぽう、TEMによるミクロ組織では、PWHTによって粒界や粒内の炭化物が粗大化しているのが観察された。とくに、旧オーステナイト粒界では粗大な炭化物が連続的に析出しており、これらが粒界破壊の起点となってじん性が低下した可能性が示唆された。

表1に示す成分範囲における、旧オーステナイト粒界の炭化物サイズと -40°C 吸収エネルギーの関係を図4に示す。炭化物のサイズは、旧オーステナイト粒界に沿って析出している炭化物の面積をTEMの明視野像より測定し、その面積に対応する円相当径の平均値とした。粒界の炭化物サイズが大きくなるほど吸収エネルギーが低下しており、両者には明確な相関が見られる。すなわち、じん性を低下させないためには、PWHT後に粒界の炭化物を粗大化させないことが有効と考えられる。そこで、Cおよび主要な炭化物形成元素であるMo, Crに着目し、これらの元素が炭化物生成およびじん性に及ぼす影響を調査した。

3. C, Mo, CrがPWHT後の炭化物生成およびじん性に及ぼす影響

3.1 Cの影響

まず、Cの影響について検討を行った。溶接金属中のC量とPWHT後における旧オーステナイト粒界の炭化物サイズとの関係を図5に示す。図よりC量が増加するとともに炭化物サイズが大きくなる傾向が見られた。C量の増加は炭化物サイズの増加に単純に寄与し、C量を低減することによってPWHT後のじん性を向上させる

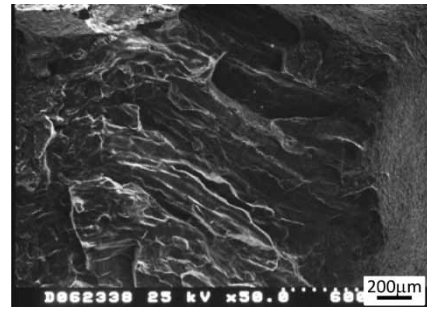


図2 PWHT後の -40°C シャルピー衝撃試験片破面
Fig. 2 Fracture surface of Charpy impact test specimen at -40°C after PWHT

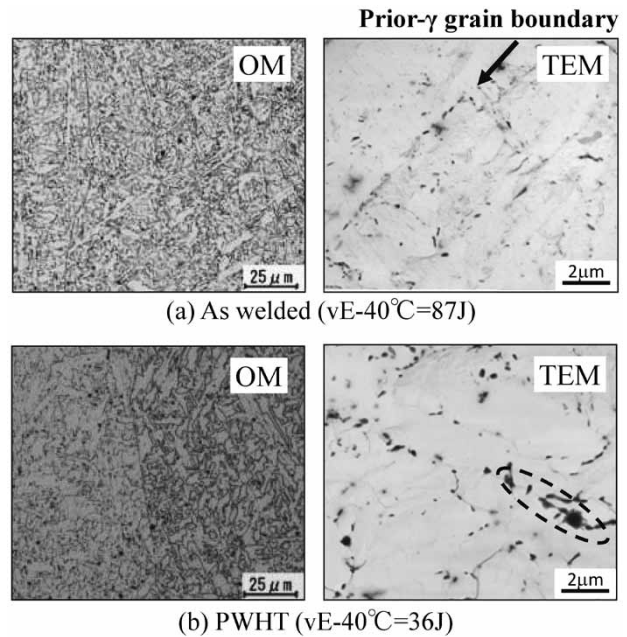


図3 溶接金属のミクロ組織
Fig. 3 Microstructures of weld metal

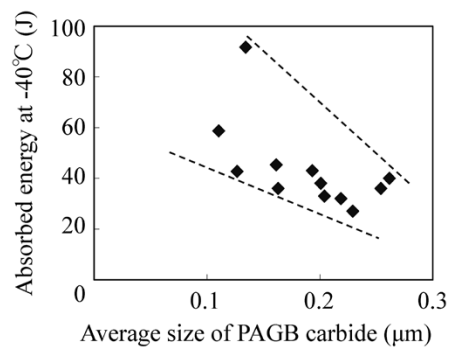


図4 旧オーステナイト粒界の炭化物サイズと -40°C 衝撃吸収エネルギーの関係
Fig. 4 Relationship between carbides sizes at prior-austenite grain boundary (PAGB) and absorbed energy at -40°C

ことができると考えられる。しかしながら、C量の低減は同時に溶接金属の焼入れ性低下による組織粗大化を招くため、下限量についても配慮が必要である。本実験では、C量が0.04%を下回ると旧オーステナイト粒界に沿って粗大フェライトが生成し、溶接のままにおけるじん性が低下した。したがって、0.04%程度のC量は必要と考えられる。

3.2 Moの影響

つぎに、Moの影響を調査した。溶接金属中のMo量と、PWHT後の旧オーステナイト粒界の炭化物サイズおよび -40°C 吸収エネルギーの関係を図6に示す。Mo量が増加するとともに旧オーステナイト粒界の炭化物サイズは小さくなっているが、吸収エネルギーは低下する傾向が見られた。とくにMo量が0.4%を超えると吸収エネルギーの低下が顕著になる。溶接金属中のMo量が0.2%と0.6%におけるPWHT後のTEM観察組織を図7に示す。Mo量が増加すると微細な析出物が粒内で増加しているのが観察される。この析出物は Mo_2C であり、粒内の Mo_2C 生成は粒界の炭化物成長をある程度抑制する効果があると考えられる。しかしながら、 Mo_2C の粒内析出は2次硬化を生じる。すなわち、硬化によるぜい化の影響がより大きく作用した結果、じん性が低下したと推察される。ぜい化を抑えつつHT610級鋼用の強度を確保するためには、Mo添加量を0.4%程度にすることが望ましいと考えられる。

3.3 Crの影響

最後に、Crの影響についての検討結果を以下に示す。Crの場合は、同時に添加されるNi量により異なる炭化

物の生成挙動が観察された。2水準のNi添加量(0.9%、2.5%)における溶接金属中のCr量と、PWHT後の旧オーステナイト粒界の炭化物サイズおよび -40°C 吸収エネルギーとの関係を図8に示す。ばらつきは見られるが、Ni量が0.9%の溶接金属では、Cr量が0.25%付近で炭化物サイズは最小値、吸収エネルギーは最大値を示した。いっぽう、Ni量が2.5%の溶接金属においては、Cr量が少ないほど炭化物サイズが小さくなり、吸収エネルギーは増加した。

Ni0.9%、Cr0.26%添加の溶接金属中に生成した粒界炭化物のTEM観察結果を図9に示す。図9(a)の明視野像中に矢印で示す粗大な炭化物から得られた制限視野回折(SAD)像を図9(b)、エネルギー分散型X線(EDX)分析結果を図9(c)に示す。SAD像の解析により、炭化物はセメンタイトと同定された。また、EDX分析ではセメンタイト中にCrの固溶が確認された。Crはセメンタイト中に固溶し、セメンタイトの成長を抑制することが知られている^{5),6)}。拡散速度の遅いCrによりセメンタイトの成長が抑制された結果、Cr量が0.25%付近でセメンタイトのサイズが最小になったと考えられる。いっぽう、Cr量が0.25%を超えると、セメンタイトの成長に必要なCrの供給が増加するため、抑制効果が失われて再びサイズが増加に転じたと考えられる。

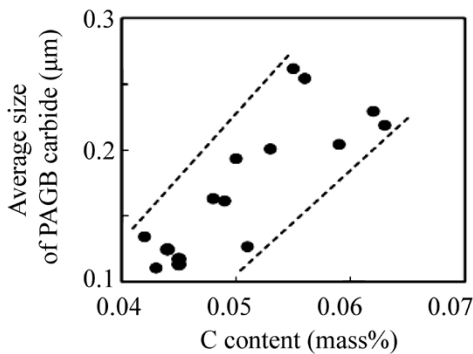
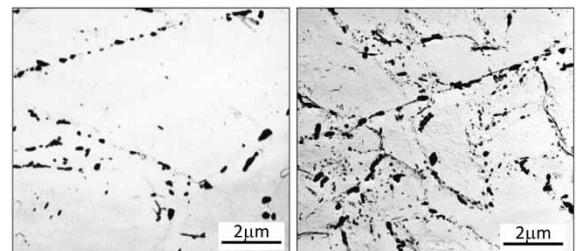


図5 溶接金属中の炭素量と旧オーステナイト粒界の炭化物サイズの関係

Fig. 5 Relationship between carbon content in weld metal and carbide size at PAGB



(a) Mo=0.2% (b) Mo=0.6%

図7 Mo量0.2%および0.6%の溶接金属のTEM観察組織

Fig. 7 TEM micrographs of weld metal containing 0.2% Mo and 0.6% Mo

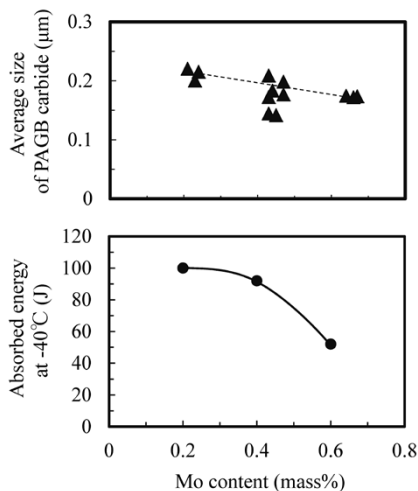
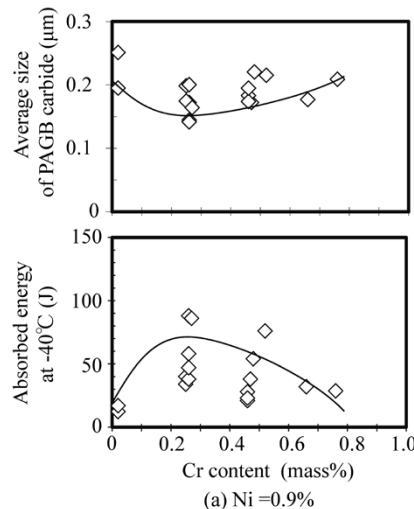


図6 Mo量と旧オーステナイト粒界の炭化物サイズおよび -40°C 衝撃吸収エネルギーの関係

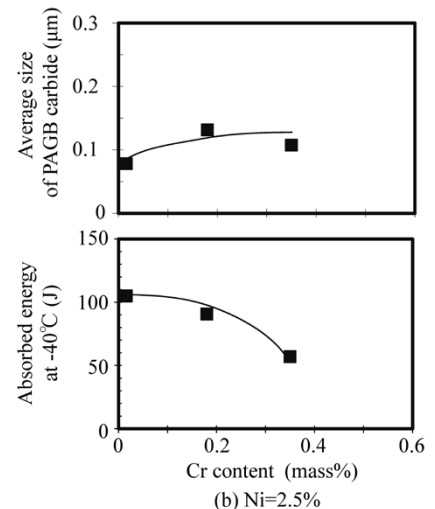
Fig. 6 Relationships among Mo content in weld metal and carbide size at PAGB and absorbed energy at -40°C



(a) Ni=0.9%

図8 溶接金属のCr量と旧オーステナイト粒界の炭化物サイズおよび -40°C 衝撃吸収エネルギーの関係

Fig. 8 Relationships among Cr content in weld metal and carbide size at PAGB and absorbed energy at -40°C



(b) Ni=2.5%

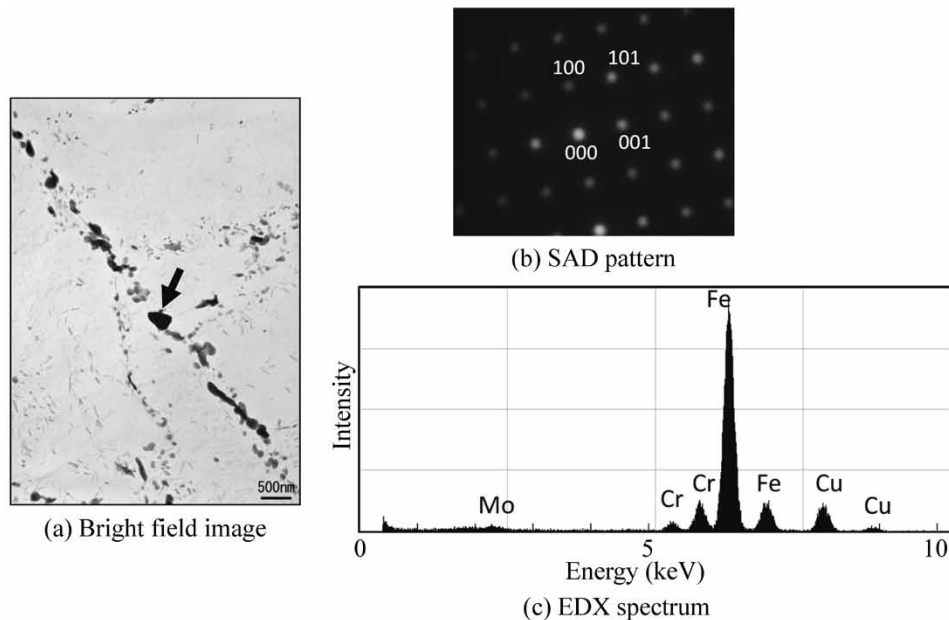


図9 溶接金属 (0.9%Ni, 0.26%Cr) のTEM観察組織
 Fig.9 TEM micrograph of weld metal (0.9%Ni, 0.26%Cr)

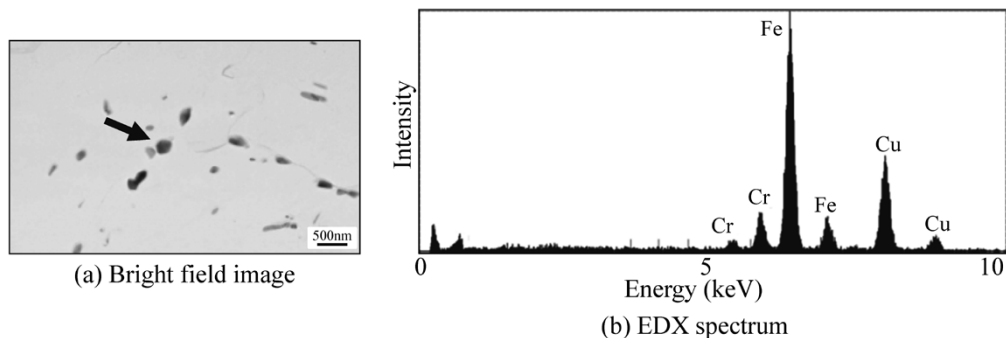


図10 溶接金属のTEM観察組織 (2.5%Ni, 0.18%Cr)
 Fig.10 TEM micrograph of weld metal (2.5%Ni, 0.18%Cr)

Ni2.5%, Cr0.18%添加の溶接金属中に生成した粒界炭化物のTEM観察結果を図10に示す。図10 (a) の明視野像で観察される粒界炭化物は、図9 (a) に比べて生成量が少なく、サイズもやや小さくなっている。図10 (b) に図10 (a) の矢印で示される炭化物のEDX分析結果を示す。図9 (c) と同様にCrが検出されていることから、Crが固溶したセメンタイトであると考えられる。2.5%Ni系においても、固溶Crによるセメンタイト成長の抑制効果はあると思われるが、図8に示したように2.5%Ni系ではCr量が増加するとともにPWHT後の炭化物サイズは大きくなっている。そこで、Cr量がセメンタイト生成量に及ぼす影響を検討した。

Ni量0.9%および2.5%の成分系における620℃でのCr量によるセメンタイト生成量を、熱力学計算ソフトThermo-Calc (Thermo-Calc Software AB社, Ver. S, database: TCFE 7) を用いて計算した (図11)。Ni量0.9%ではCr量によるセメンタイト生成量はほとんど変化しないが、Ni量2.5%ではCr量が減少するとともにセメンタイト生成量が大きく減少している。これらの結果から、Ni量2.5%の成分系においては、Cr添加によるセメンタイトの成長抑制効果よりも、Cr低減によるセメ

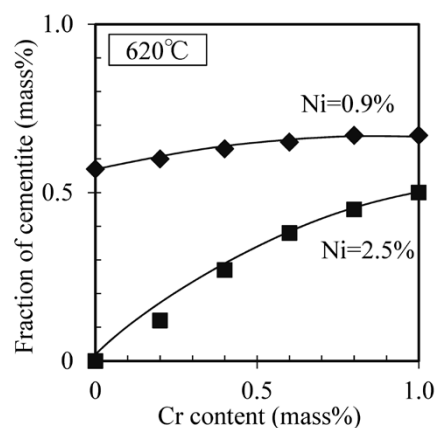


図11 Thermo-Calcによる620℃におけるセメンタイト生成量の計算結果
 Fig.11 Fraction of cementite at 620℃ calculated by Thermo-Calc

ンタイトの生成抑制効果が大きく寄与しセメンタイトが微細化したと考えられる。

4. 最適成分系溶接金属の機械的性質

以上より得られたNi量0.9%および2.5% 2系統における溶接金属の最適成分を表2, それぞれの機械的性質

表2 本研究で得られた最適溶接金属の化学成分 (mass%)

Table 2 Optimal chemical compositions of weld metal obtained in this study (mass%)

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Ti	B
WM1	0.04	0.16	1.37	0.96	0.42	0.39	0.05	0.002
WM2	0.05	0.15	1.45	2.50	0.02	0.30	0.05	0.002

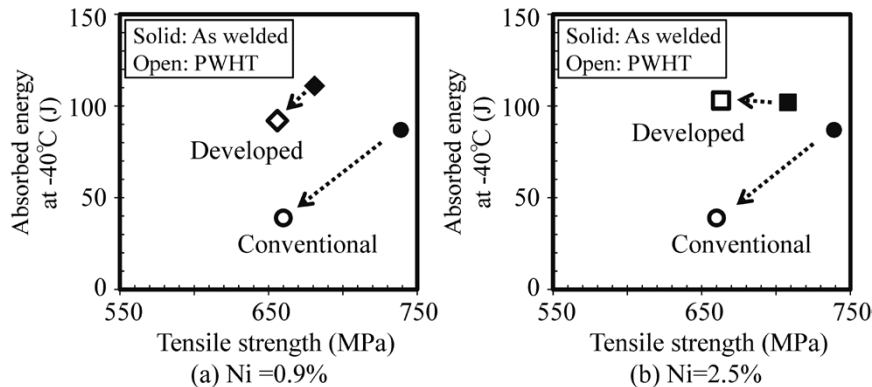


図12 本研究で得られた溶接金属の機械的性質
Fig.12 Mechanical properties of weld metal obtained in this study

を図12に示す。SiおよびMnはPの粒界偏析を助長するという知見^{7), 8)} および強度とじん性とのバランスの観点から、Siの添加量は0.15%, Mnは1.4%とした。620℃, 8時間PWHT後における引張強さは、いずれの成分系の溶接金属も610 MPa以上であり、HT610級鋼用として十分な値が得られている。PWHT後における-40℃吸収エネルギーも従来材に比べて高い値が得られている。とくに、2.5%Ni系ではPWHT後も値が低下していない。なお、いずれの成分系の溶接金属もPWHT後のシャルピー衝撃試験片の破面上に、粒界破壊は見られなかった。PWHT後により優れたじん性を示した2.5%Ni系のFCWを「TRUSTARCTM DW-A62LSR」として商品化を行った。

むすび = 高張力鋼 (HT610級鋼) 用FCWによる溶接金属について、PWHT後のマイクロ組織および炭化物形態とじん性の関係を調査し、良好なじん性を得るための溶接金属成分を検討した。本調査で得られた結果を以下に示す。

(1) PWHT後の旧オーステナイト粒界の炭化物サイズとじん性の関係を調査した結果、両者には明らかな相関が見られた。PWHT後のじん性低下は、粗大

化した炭化物 (セメントイト) が粒界破壊の起点になることによると考えられる。

- (2) Cおよび主要な炭化物生成元素であるMo, Crについて、炭化物生成およびじん性に及ぼす影響を調査した。Cは0.04%, Moは0.4%程度の添加に抑えるのが望ましく、Crについては添加するNi量により影響が異なることが明らかとなった。
- (3) 検討の結果得られたNi量0.9%および2.5% 2系統の溶接金属でPWHT後の機械的性質を評価した。いずれもHT610級鋼用として十分な強度を持ち、従来材に比べて良好なじん性を示した。
- (4) より優れたPWHT後のじん性を示した2.5%Ni系のFCWを「TRUSTARCTM DW-A62LSR」として商品化した。

参 考 文 献

- 1) 末永和之ほか. 神戸製鋼技報. 2004. Vol.54, No.2, p.38-42.
- 2) C. Y. Kang et al. Journal of Welding and Joining. 2014. Vol.32, No.4, p.75-79.
- 3) 細井宏一ほか. 溶接学会論文集. 2016. Vol.34, No.2, p.81-92.
- 4) T. Suga et al. IIW Doc. XII-1492-97. 1997. p.3-25.
- 5) 佐久間健人. 日本金属学会会報. 1981, Vol.20, No.4, p.247-256.
- 6) 下山哲史ほか. 神戸製鋼技報. 2008. Vol.58, No.1, p.36-38.
- 7) 亀田 純. 日本金属学会会報. 1980. Vol.19, No.8, p.595-603.
- 8) 山中和夫. 鉄と鋼. 1980. Vol.66, No.9, p.91-98.

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