

9 % Ni 鋼の純アルゴンシールド共金 MIG 溶接

Matching Ferritic Filler MIG Welding of 9% Ni Steel

阿 草 一 男*

Kazuo Agusa

古 生 正 昭**

Masaaki Kosho

西 山 昇*

Noboru Nishiyama

鎌 田 晃 郎***

Akio Kamada

中 野 善 文****

Yoshifumi Nakano

Synopsis:

A technique for stabilizing pure argon shielded MIG arcs using rare earths-bearing electrode wires has been applied to the matching ferritic filler welding of 9%Ni steel. Investigations have been made on the hot crack susceptibility, mechanical properties and fracture toughness of weld metals. The results of the investigations summarized below have proved the practicability of the matching ferritic filler welding.

- (1) Hot crack resistivity of ferritic weld metals is far better than that of high-Ni-based weld metals, with no crack occurring even in weld craters.
- (2) Tensile properties of all-deposited metals and welded joints are equal to those of the base plates, with a rise in the allowable design stress value.
- (3) Ferritic weld metals obtained with pure argon shielded MIG arcs have excellent low-temperature toughness based on the reduction in silicon and oxygen contents.
- (4) Matching ferritic welds obtained with pure argon shielded MIG arcs have excellent fracture toughness.

1. 緒 言

低温液化ガス貯槽などに使用される 9 % Ni 鋼の溶接には、主として高 Ni 系(オーステナイト系)溶接材料が用いられる。その溶接金属は、後熱処理なしですぐれた低温じん性を示す反面、溶材が高価なうえ、強度が低いいため溶接構造物の設計許容応力を高くとれない(JIS B 8 243: 16.7kgf/mm²)、耐高温割れ性に乏しいため溶着効率ならびに溶接施工能率が悪い、などの問題点を有している。

9 % Ni 鋼の溶接におけるこのような現状を打

破するため、鋼板とはほぼ同組成のフェライト系溶接材料による、いわゆる共金溶接法の研究が、最近、TIG アークを用いて行われるようになった^{1,2)}。低温じん性にすぐれた共金溶接金属を得るには、酸素、窒素をはじめとする不純物元素の低減が不可欠とされている³⁾ので、純アルゴンシールドで安定な TIG アークは、共金溶接に適した熱源といえるが、溶接能率が極めて低いのが難点である。

一方、高速溶接可能な MIG アークによる共金溶接法の開発研究もかつて行われた⁴⁾が、そのアークが酸化性ガス混合気中でしか安定しないため、実用レベルの成果は得られていない。

* 技術研究所第 2 研究部溶接研究室主任研究員

** 技術研究所第 2 研究部溶接研究室

*** 技術研究所第 2 研究部溶接研究室主任研究員・工博
〔昭和 57 年 2 月 10 日原稿受付〕

**** 技術研究所第 2 研究部厚板研究室主任研究員・Ph. D.

当社では、以前より純アルゴンシールドMIGワークの安定法に関する開発研究を進め、ワイヤ中の希土類元素の微量添加によりこれを達成^{5,6)}するとともに、9%Ni鋼共金MIG溶接への応用に成功した。

本報告では、希土類元素添加ワイヤによる共金MIG溶接法について概括したあと、溶接継手の諸性質について述べる。

2. 溶接金属のじん性に及ぼすシリコンおよび酸素量の影響

共金溶接金属にすぐれた低温じん性を与えるには、酸素その他の不純物元素の低減が必要とされている³⁾。本章では、溶接金属中の酸素量とシリコン量に着目し、これら元素と溶接金属の低温じん性との関係について述べる。

2-1 供試溶接金属の作製

供試鋼板は、板厚14mmの市販9%Ni鋼、溶接ワイヤは、シリコン量の異なる1.2mmφの共金ワイヤである。それぞれの化学組成をTable 1に示す。

溶接条件は、320A、25V、25cm/min(19.2kJ/cm)とし、炭酸ガス混合比の異なるアルゴンシールドで、V開先内に5パス溶接を行った。溶接金属の化学組成をTable 2に示す。

溶接終了後、1部をそのまま試験に供し、残りには450~1100°C×30min(水冷)の熱処理を加え、溶接金属の適正焼もどし条件についても検討した。

Table 1 Chemical compositions of materials used (%)

Material		C	Si	Mn	P	S	Ni
Plate (14mmt)		0.042	0.26	0.58	0.005	0.005	8.84
Wire (1.2mmφ)	No. 161	0.047	0.12	0.52	0.002	0.001	11.47
	No. 162	0.047	0.30	0.50	0.002	0.001	11.36
	No. 163	0.048	0.52	0.52	0.002	0.001	11.51

2-2 試験結果および考察

極低シリコンワイヤ(Table 2のNo. 161)を用いた場合の溶接金属の vE_{-196} および脆性破面率と、後熱処理温度の関係をFig. 1に示す。シールドガ

Table 2 Chemical compositions of weld metals

%CO ₂ in shielding gas	No. 161		No. 162		No. 163	
	Si (%)	O (ppm)	Si (%)	O (ppm)	Si (%)	O (ppm)
1.5	0.12	135	0.26	149	0.47	95
3	0.099	240	0.26	221	0.45	206
5	0.094	407	0.28	235	0.44	239
10	0.073	528	0.27	328	0.43	321

* 0.04% C, 0.50% Mn, 0.002% P, 0.002% S, 11% Ni, 25ppm N

ス中炭酸ガス量を低減するほど、すなわち溶接金属中酸素量が低下するほど、じん性が向上する傾向が認められ、低酸素化がじん性改善の有効な手段であることを示した。熱処理温度に伴うじん性の変化を見ると、酸素量の多少によらず、550~600°Cの焼もどし温度範囲において最高値を示している。これは、鋼板の焼もどし条件(565~635°C: ASTM A553)よりやや低目の温度範囲である。

中・高シリコンワイヤ(Table 2のNo. 162および

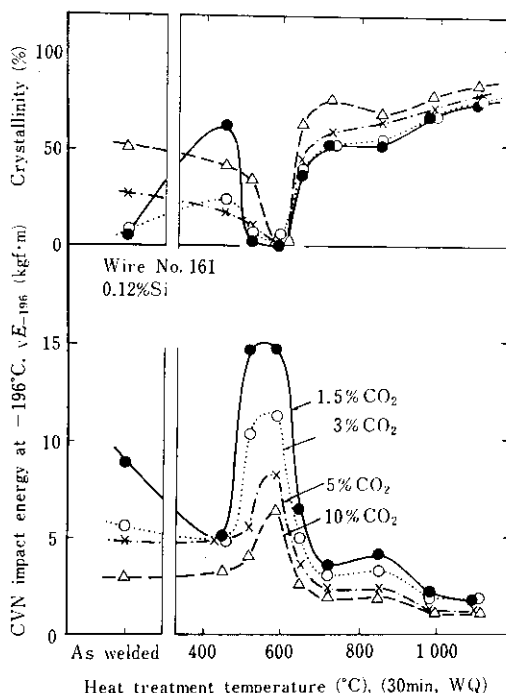


Fig. 1 Effects of %CO₂ in shielding gas and heat treatment temperature on the toughness of weld metal

び163)を用いた場合のじん性も、550~600°Cの温度範囲において最高値を示したが、溶接金属中酸素量に対しては一律の相関を示さなくなり、シリコン量が高い場合には、低酸素化がじん性改善の手段とはなり得ないことがわかった。**Fig. 2**に、溶接金属の $\sqrt{E-196}$ に及ぼす酸素量の影響を、溶接のままと590°C焼もどしについて示す。図からわかるように、溶接金属中シリコン量の変化に対して、適正酸素量も変化することが明らかであるが、吸収エネルギーの絶対値としては、低シリコン-低酸素のとき、もっともすぐれている。したがって、共金MIG溶接法の具備すべき条件としては、ワイヤ

として低シリコンのものをを用い、シールドガスとして純アルゴンを用いることが必要となる。

Photo. 1に、溶接金属の光学顕微鏡組織に及ぼす熱処理温度の影響を示す。溶接のままの状態ではマルテンサイト主体の組織を呈し、この組織は450°C焼もどしにおいても著しい変化を示さない。520°C焼もどしでは、凝固結晶粒界に炭化物の析出が見られ、この傾向は吸収エネルギーがピークとなる590°C焼もどしにおいて顕著になる。溶接後熱処理によりこの組織を再現することが、低シリコン-低酸素化に次いで重要である。

なお、顕微鏡組織に対してもっとも大きい影響力をもつ因子は熱処理温度であり、溶接金属中シリコン量および酸素量の影響は小さかった。

3. 純アルゴンシールド共金MIG溶接法

上述のように、共金溶接金属にすぐれた低温じん性を与えるには、純アルゴンシールドで溶接を行う必要がある。しかし、通常組成のワイヤにより純アルゴンシールド下でMIGアークを点弧すると、母板表面に陰極点のクリーニング作用が発生し、これがアンダカット等溶接欠陥の原因となる。従来は、この欠点を避けるため、アルゴンに活性ガスを混合してアークの安定化を図っていたのであるが、前章に述べたとおり、9%Ni鋼の共金溶接には活性ガスの添加は好ましくない。

純アルゴンシールドMIGアークの安定化について検討した結果、溶接ワイヤへの希土類元素の添加が有効なことを見出したので、以下にそのアーク安定効果について述べる。

3-1 供試材料および実験方法

供試材料の化学組成を**Table 3**に示す。アーク安定性を比較するため、ワイヤNo. 543にのみ希土類元素を添加した。

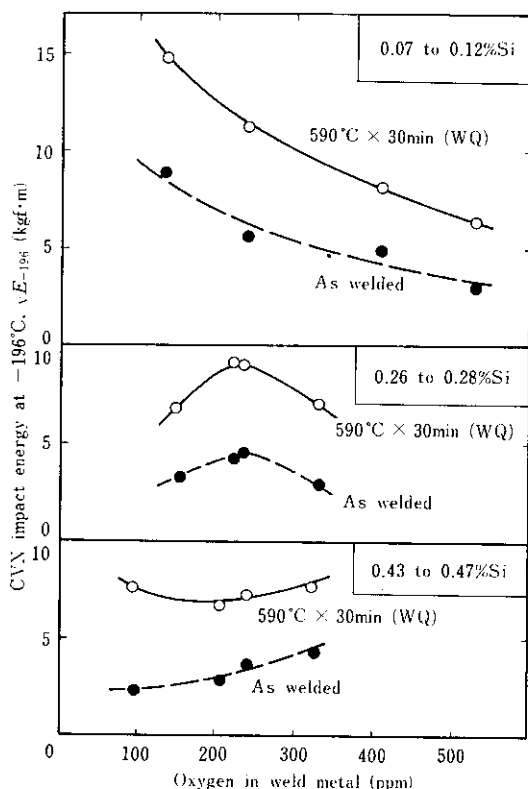


Fig. 2 Effects of silicon and oxygen on the toughness of weld metal

Table 3 Chemical compositions of materials used (%)

Material		C	Si	Mn	P	S	Ni	RE	O (ppm)
Plate (12mm t)		0.05	0.29	0.54	0.003	0.004	9.04	—	13
Wire (1.6mm ϕ)	No. 541	0.012	0.044	0.47	0.001	0.004	11.24	—	30
	No. 543	0.010	0.044	0.48	0.001	0.003	11.45	0.049	35

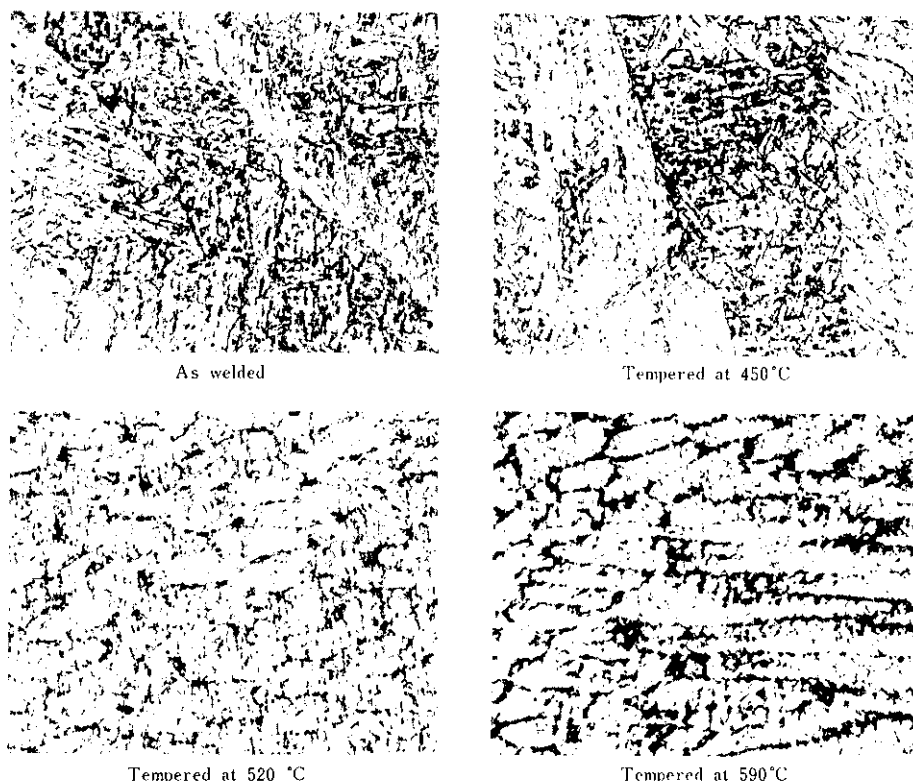


Photo. 1 Effect of tempering temperature on microstructure of weld metal ($\times 100 \times 1.5$)

シールドガスは純アルゴンとし、一定速度(60cm/min)で平板上溶接を行い、ワイヤ送給速度の変化に対するアーク電圧波形および溶滴移行形態の変化を2種のワイヤについて比較した。

3.2 希土類元素のアーク安定効果

Fig. 3に、一定アーク電圧のもとでワイヤ送給速度を変化させた場合のアーク電圧波形を示す。通常組成のワイヤ(No. 541)では、ワイヤ端が尖鋭化しないまま溶融池表面に不規則に短絡するので、短絡回数は高々毎秒120回、短絡時間は平均2.5msである。この移行形態のときは、著しいスパッタとオーバーラップが発生し、ビード止端部に隣接する母材表面に、陰極点クリーニング作用の痕跡も認められた。一方、希土類元素添加ワイヤ(No. 543)を用いると、ワイヤ先端がPhoto. 2のように尖鋭化し、それが溶融池表面に接触短絡するので、短絡回数は毎秒約250回に増大し、短絡時間は1ms以下に短縮する。ワイヤに希土類元素を添加すると、このように瞬間的短絡移行が安定する

とともに、陰極点も溶融池外に及ばなくなるので、

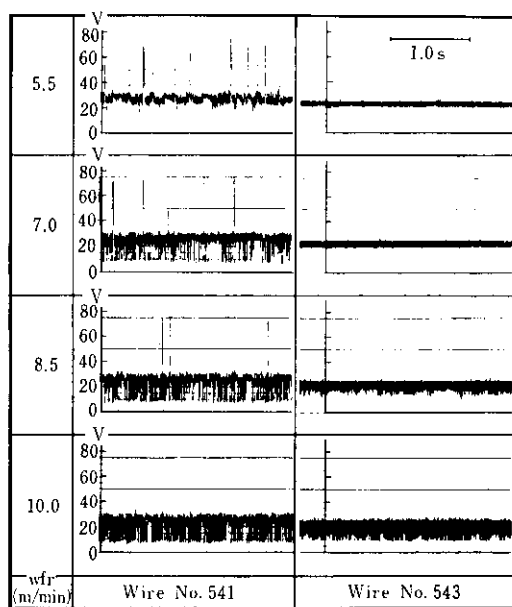


Fig. 3 Effect of rare earth addition on short circuit transfer

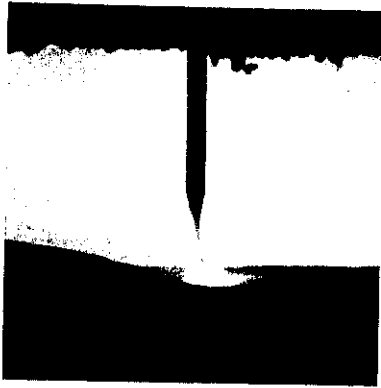


Photo. 2 Typical wire tip shape of rare earth-bearing wire during stable instantaneous short circuit transfer

スパッタの微細化やアンダカットの抑制が可能となる。

アーク電圧と溶接電流を広範囲に変化させてアーク安定条件を求めたが、通常組成のワイヤでは、上述の不規則短絡や陰極点の激しい揺動とそれに伴うアーク長変動のため、安定条件は見出せなかった。一方、希土類元素添加ワイヤの場合、Fig. 4の白丸で示した約220 A以上の電流範囲において安定な瞬間的短絡が形成された。安定域の電流下限は、パルス電流を用いることにより約110 A (1.2mmφワイヤの場合)まで広がり、更に安定な溶接が行えた。

4. 共金溶接金属の耐高温割れ性

本章では、トランスバレストレインおよびFISCO割れ試験により調べた、共金溶接金属の耐高温割れ性について述べる。

4・1 供試材料および試験方法

供試材料Aの化学組成をTable 4に示す。比較のため高Ni系ワイヤBも用いた。トランスバレス

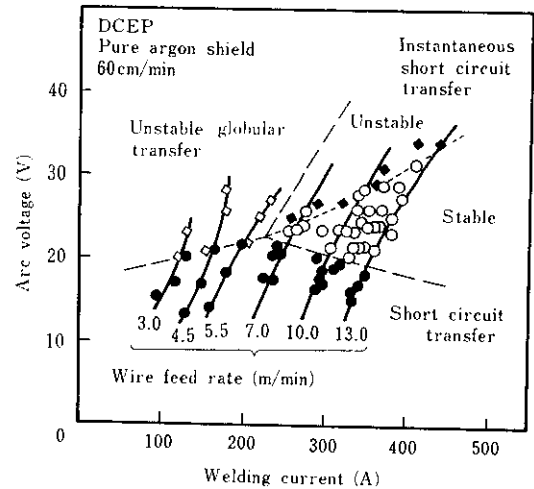


Fig. 4 Relationship of metal transfer modes to voltage/current conditions

トレイン試験は、肉盛溶接した試験ビード表面をTIGアークで再溶融させる通常の方法⁷⁾(以下TIG法と記す)に加えて、MIG溶接ビードそのものについての試験(以下MIG法と記す)も行った。MIG法では、試験板に3.8mm深さの90°V開先を設け、ビード表面が鋼板表面と同じ高さになるように溶接した。TIGおよびMIG法による試験条件をTable 5に示す。

FISCO割れ試験はJIS Z 3155に準じて行った。開先形状は、板厚6および9mmに対して深さがそれぞれ3および5mmの70°V開先とした。試

Table 5 Welding conditions for Trans-Varestraint test

Process	Electrode or wire	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Shielding gas
TIG	Thoriated tungsten	250	18	15	100%Ar
MIG	A	320	27	90	100%Ar
	B	320	27	90	7%CO ₂ +Ar

Table 4 Chemical compositions of materials used (%)

Material		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	RE
Plate (14mm t)		0.057	0.24	0.59	0.004	0.002	9.12	—	—	—
Wire (1.2mm φ)	A	0.028	0.02	0.52	0.001	0.001	11.88	—	—	0.043
	B	0.02	0.29	0.07	0.011	0.003	61.32	22.18	9.18	—

験条件は、電流と電圧を一定(280A, 26V)とし、溶接速度を40~83cm/min, 突合せルート間隔を0~2.5mmの間で変化させ、1試験片当り1ビードの溶接を行った。

4.2 試験結果および考察

トランスバレストレイン試験における付加歪量と最大割れ長さの関係を Fig. 5 に示す。共金溶接金属に発生する最大割れ長さは、TIGおよびMIG

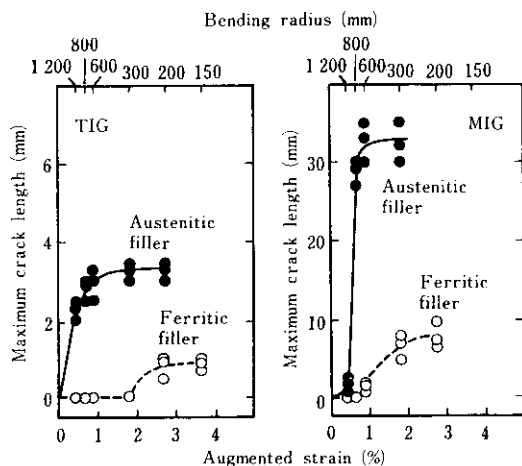


Fig. 5 Relation between maximum crack length and augmented strain in Trans-Varestraint test

法ともに、高Ni系溶接金属のその数の数分の1となり、共金溶接金属はすぐれた耐高温割れ性を示した。MIG法においてTIG法の約10倍の割れ長さとなるのは、溶接条件ならびに凝固形態の差によるものと考えられる。Table 6に、MIG法で試験した場合の凝固割れ感受性指数⁷⁾を示す。すべてにおいて共金溶接金属のほうがすぐれている。

Fig. 6に、共金溶接金属のFISCO割れ試験結果を示す。ルート間隔2.5mmのとき裏波が形成され、また部分的に溶落ちも発生したが、Photo. 3の例のごとく、クレータ部を含むビード表面、内部ともに割れはまったく認められなかった。

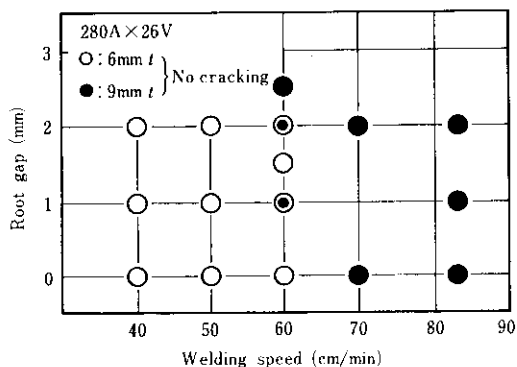


Fig. 6 Results of FISCO crack test

Table 6 Summary of indices⁷⁾ for solidification crack susceptibility (MIG process)

Wire	$\epsilon_{\min}^*$ (%)	BTR** (°C)	CST*** (°C ⁻¹)	CSS**** (s ⁻¹)	Remarks
A	0.69-0.92	435-510	4.44×10^{-5}	41.7×10^{-3}	Ferritic
B	<0.46	800	0.95×10^{-5}	3.6×10^{-3}	Austenitic

- * Minimum ductility
- ** Solidification brittle temperature range
- *** Critical strain rate for temperature drop
- **** Critical strain rate to time

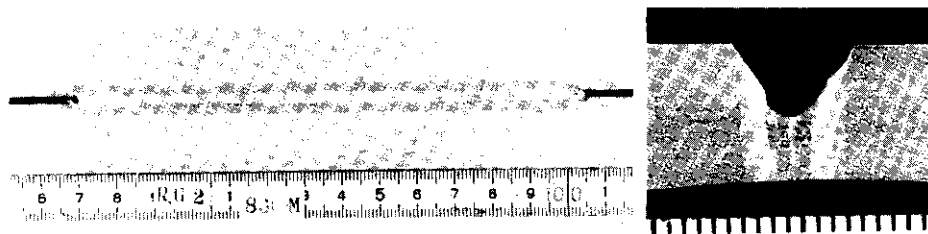


Photo. 3 Bead surface and crater section after penetrant test showing no crack occurred during the FISCO crack test (9mm t, 83cm/min, 2mm root gap)

5. 溶接部の性能

本章では、希土類元素添加ワイヤにより純アルゴンシールドで作製した、全溶着金属および溶接継手の性能について述べる。

5・1 全溶着金属の性能

板厚30mmの鋼板を用いて、280A、27V、40cm/minの条件で全溶着金属を作製し、化学分析、引張および衝撃試験を行った。PWHT温度の影響についても同時に検討した。

溶着金属の化学組成をTable 7に、溶接のままで引張試験結果をTable 8に示す。引張特性は鋼板規格値(JIS G 3127 9種B)を満足し、降伏比は約95%の高い値となっている。Fig. 7は、引張特性とPWHT温度の関係である。560~580℃の温度範囲(共金溶接金属のconventional A_{C1} 点近傍)では耐力低下が大きいので、比較的低温(約550℃)での後熱処理が望まれる。

全溶着金属のシャルピ衝撃試験結果をFig. 8に示す。PWHTの有無あるいはPWHT温度の差に基づく吸収エネルギーの差は少なく、いずれも良好なじん性を示している。このことは、溶接のままの状態においても多重熱サイクルによる焼もどし効果が十分に作用したことを意味する。

5・2 溶接継手の機械的性質

5・2・1 引張特性

板厚6, 9, 12および30mmの下向姿勢突合せ溶接継手の引張試験成績をTable 9に示す。6mm厚の板について、試験片形状の影響を調べたが、長ゲージの方が耐力、引張強さ共に約5 kgf/mm²低い値を示した。一方9mm厚の板について、PWHTの影響を調べたが、全溶着金属が耐力不足となる570℃においても、継手の耐力は鋼板規格値を満足した。また、溶接多重熱サイクルによる軟化度

Table 8 Tensile properties of all-deposited metal

Code	0.2% proof stress (kgf/mm ²)	Tensile strength (kgf/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
M1	79.7	83.4	21.2	71.4
M2	79.3	82.8	21.6	71.1
M3	78.7	83.8	21.8	71.4
JIS G 3127	≥ 60	≥ 70	—	—

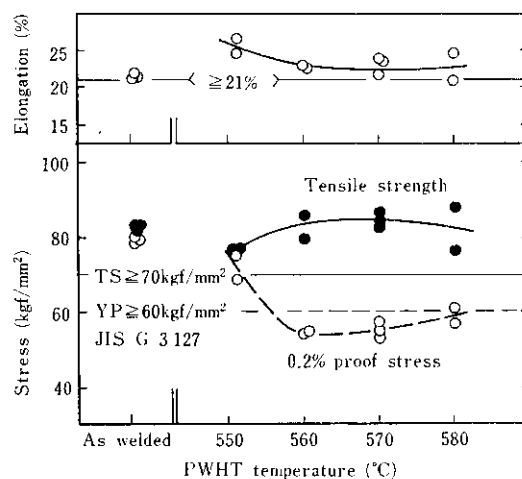


Fig. 7 Relation between PWHT temperature (3h, AC) and tensile properties of all-deposited metal

の大きい板厚30mmにおいても、耐力、引張強さともに鋼板規格値を十分満足した。

このように、共全溶接継手は鋼板相当の強度を有することから、JIS B 8243に準拠すれば、溶接構造物の設計許容応力として22.3kgf/mm²の採用が可能となり、高Ni系の16.7kgf/mm²に比し34%の上昇が見込める。

5・2・2 曲げ性能

突合せ溶接継手の曲げ試験成績は、Photo. 4に示す板厚9mmの例のごとく、すべて良好であった。高Ni系溶接継手では、母材部と溶接金属の延性差が大きいため溶接線直角方向に曲げるのは困難で

Table 7 Chemical composition of all-deposited metal (%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	RE	N	O
0.025	0.02	0.51	0.002	0.001	12.20	0.034	0.0051	0.0053

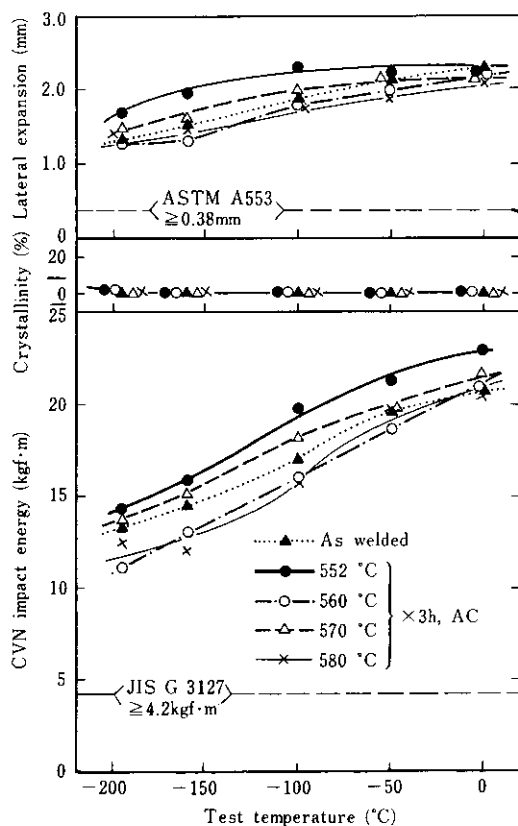


Fig. 8 CVN test results of all-deposited metal

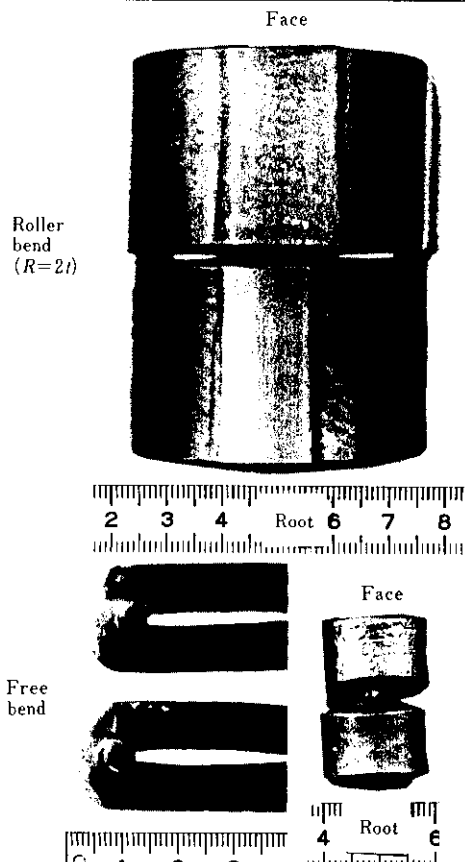


Photo. 4 Bent surface of 9mm thick weld joint

Table 9 Tensile properties of welded joint

Plate thickness (mm)	PWHT	Specimen	0.2% proof stress (kgf/mm ²)	Tensile strength (kgf/mm ²)	Elongation (%)	Location of fracture
6	—	•	75.3	85.0	—	Mother plate
		••	70.6	80.6	19.5	"
9	—	•	69.2	80.8	—	"
	570°C×2h, AC	•	63.4	75.8	—	"
12	—	•	70.6	81.7	—	"
30	—	•	66.4	77.5	—	"
JIS G 3127		—	≥60	≥70	—	—

- JIS Z 3121 No.1 (short gauge length)
- JIS Z 2201 No.1 (long gauge length)

あるが、共金溶接部は、通常の曲げ試験により十分な延性を示した。

5・2・3 シャルビ衝撃性能

共金溶接金属のシャルビ吸収エネルギーと試験温

度の関係を Fig. 9 に示す。高Ni系溶接金属^{8,9)}と同等の良好な値であり、すべて鋼板規格値を満足した。横膨出量もASTM A553の規格値(≥0.38mm)を満足した。

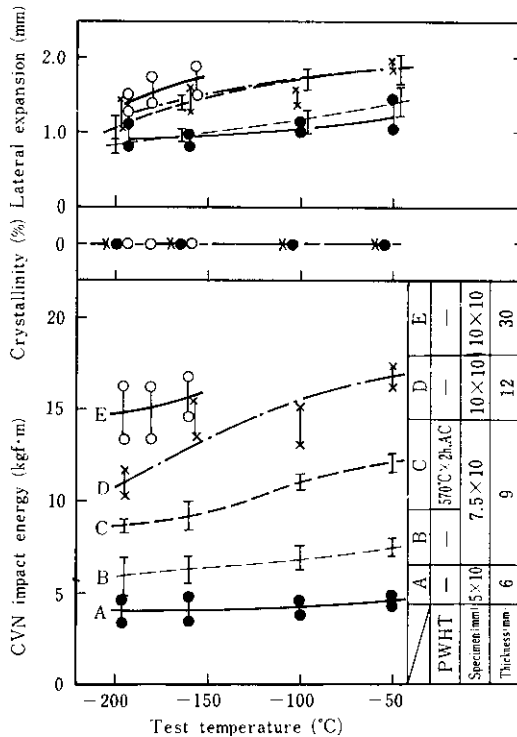


Fig. 9 CVN test results of weld metal

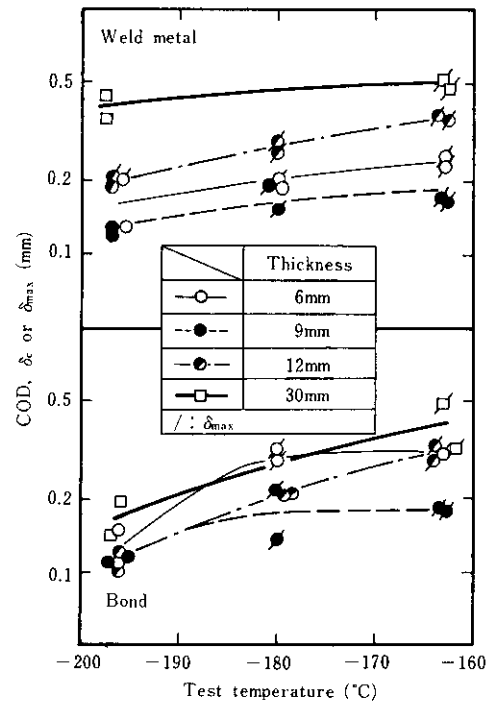


Fig. 10 COD test results of weld metal and weld bond

5.3 破壊じん性

5.3.1 き裂発生特性

疲労ノッチ付試験片を用い、BS 5762に準じてCOD試験を行った。限界COD値と試験温度の関係をFig. 10に示す。溶接金属の限界COD値が、板厚の増大とともに上昇傾向を示すのは、厚いほど溶接熱サイクルによる焼もどし効果が顕著に現われること、および厚いほどノッチ先端での塑性拘束が大きく、塑性崩壊しにくいことによると考えられる。限界CODの下限値を0.1mmとし、作用応力を設計応力(22.3kgf/mm²)と残留応力(30kgf/mm²)の和として、Dugdaleの式から許容貫通欠陥長さを求めると、50mmとなる。これは、非破壊検査により十分検出可能な寸法と見ることができる。

つぎに、Fig. 11に示す形状の試験片を用いてデープノッチ試験を行った結果を、Fig. 12に示す。破断時のネット応力(σ_{net})は、使用中に溶接構造

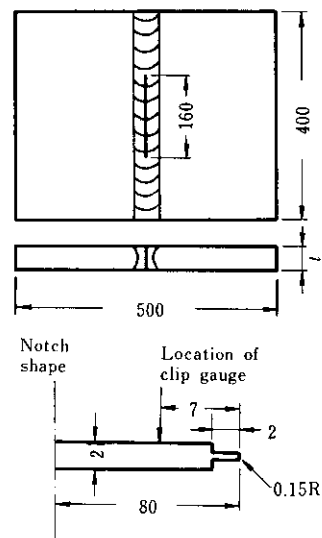


Fig. 11 Specimen configuration for deep notch test

物に作用すると考えられる最大応力(設計応力+残留応力=52.3kgf/mm²)を大幅に越え、また、鋼板の降伏点規格下限(60kgf/mm²)と比べても十分高い値を示している。

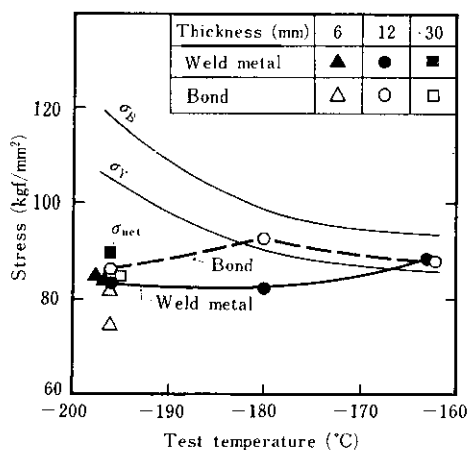


Fig. 12 Deep notch test results of weld metal and weld bond

5.3.2 き裂伝播停止特性

共金溶接部のぜい性き裂伝播停止特性を調べるため、Fig. 13に示す形状の試験片を用いて、混成ESSO試験を行った。試験結果をTable 10に示す。試験片Aの場合、ぜい性き裂はPhoto. 5(a)のように共金溶接ボンド部で停止し、ひき続き延性き裂となって溶接金属の1部に伝播した。試験片Bの場合、ぜい性き裂はPhoto. 5(b)のように脆いHT80用手溶接ビードおよびその熱影響部にまで及んだが、それから先は延性き裂となり母材側へそれて停止した。

以上の結果から、共金溶接金属はすぐれたぜい性き裂伝播停止性能を有することが明らかになった。

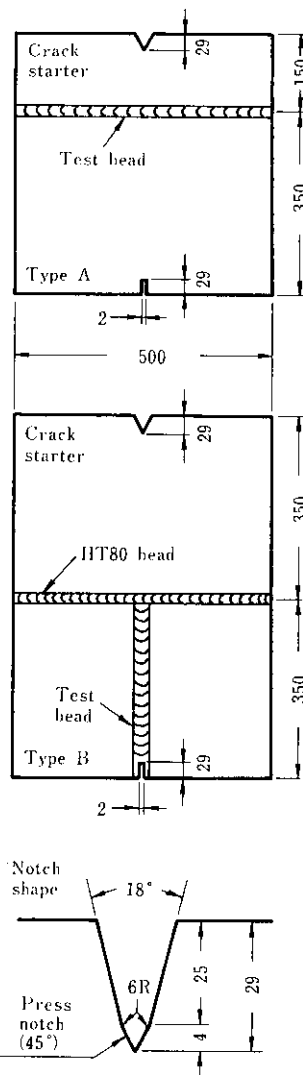


Fig. 13 Specimen configuration for hybrid ESSO test

Table 10 Results of hybrid ESSO test

Plate thickness (mm)	Test temperature (°C)	Specimen type	Notch location	Stress applied (kgf/mm ²)	Go/No go
7.5	-191	A	—	36.8	No go
		A	—	40.0	No go
9	-196	B	WM	40.0	No go
		B	Bond	38.0	No go
12	-170	A	-	50.0	No go
		A	—	50.0	No go

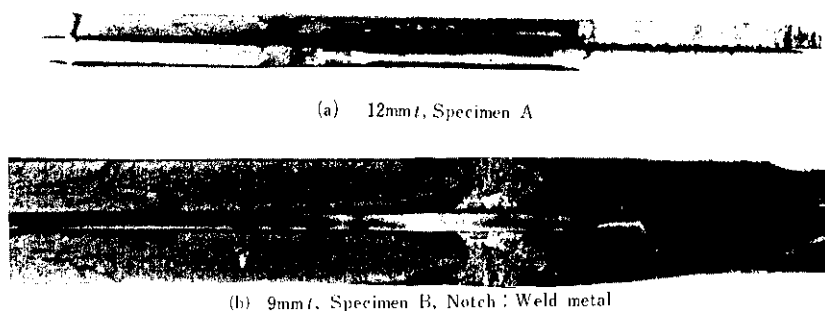


Photo. 5 Fracture surface of hybrid ESSO test specimens

6. 結 論

9%Ni鋼共金MIG溶接技術の開発ならびに実用化研究を行い、つぎの結果を得た。

- (1) 低温じん性にすぐれた共金溶接金属を得るには、シリコン量の増加に伴い酸素量も適宜増大させる必要がある。シャルピ衝撃試験における吸収エネルギーは、低シリコン・低酸素のときももっとも高くなる。
- (2) 溶接金属の低シリコン・低酸素化は、極低シリコンワイヤを用いて、純アルゴンシールドで溶接することにより達成できる。
- (3) 通常組成の共金ワイヤによるMIGアークは、純アルゴンシールドにおいて不安定であるが、溶接ワイヤに約0.05%の希土類元素を含有させると安定する。
- (4) 共金溶接金属の耐高温割れ性は高Ni系溶接金属よりすぐれ、クレータ部にも割れは発生しない。
- (5) 全溶着金属および溶接継手の引張特性は、すべて鋼板規格値 (JIS G 3127 9種B) を満足し、設計許容応力の引上げ ($16.7 \rightarrow 22.3 \text{ kgf/mm}^2$: JIS

B 8243) が可能となる。

- (6) 全溶着金属および溶接継手各部のシャルピ衝撃性能は、高Ni系溶材による場合と同等であり、すべて鋼板規格値 (JIS G 3127) を満足する。
- (7) 限界COD値は、板厚の増加とともに大きくなる。板厚6, 9, 12, 30mm溶接金属の -196°C における限界CODの代表値はそれぞれ0.13, 0.13, 0.21, 0.43mmであり、非破壊検査により十分検出可能な欠陥の存在を許容するものであった。
- (8) ディープノッチ試験における破壊ネット応力は、鋼板の降伏点規格値より十分高い値を示す。
- (9) 混成ESSO試験は、共金溶接金属が十分な脆性き裂伝播停止性能を有することを示した。

希土類元素添加共金溶接ワイヤは、TIG-MIG兼用ワイヤとして日本溶接協会の材料認定を取得した。

本研究の遂行に当り、日本溶接協会臨時専門委員会 (KWN委員会) 本原博委員長ならびに稲垣道夫ワーキンググループ主査をはじめとする委員各位にひとかたならぬ御指導をいただいた。記して謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) 市原, 杉山, 藍田, 西川: 9%Ni鋼板の共金溶接施工法, R & D神戸製鋼技報, 28 (1978) 4, 46~51
- 2) 渡辺, 高村, 金子, 上野, 岩崎, 長嶺: 共金溶接法による9%Ni鋼の溶接, 日本鋼管技報, (1980) 85, 36~48
- 3) C. E. Witherell, and J. V. Peck: "Progress in Welding 9% Nickel Steel," Welding J., 43 (1964) 11, 473 S ~ 480 S
- 4) 日本溶接協会, 9NT委員会: 9%Ni鋼用共金溶接材料の実用化に関する試験研究, (昭和50年11月)
- 5) 川崎製鉄(株): 特開昭55-114469, ミグアーク溶接法 (U. S. Pat. No. 4 313 045)

- 6) K. Agusa, N. Nishiyama, and J. Tsuboi : "MIG welding with pure argon shielding-arc stabilization by rare earth additions to electrode wires," Metal Const., **13** (1981) **9**, 570~574
- 7) 仙田, 松田, 高野, 渡辺, 小林, 松板 : Trans-Varestraint 試験法による溶接金属の凝固割れ感受性の研究 (1), 溶接学会誌, **41** (1972) **6**, 113~127
- 8) 片山 : 9%Ni 鋼製 LNG 貯蔵タンクにおける溶接の自動化, 石川島播磨技報, **16** (1976) **3**, 253~262
- 9) S. Minehisa, A. Nagai, Y. Shirane, and T. Nakata : "Automatic Welding of 9%Ni Steel," Hitachi Zosen Technical Rev., **39** (1978) **2**, 140~146