

論 文

オーステナイト系耐熱鋼 (0.1C-2Si-24Cr-13Ni-0.8Mo-0.25N) 用被覆アーク溶接棒の開発

藤 本 六 郎*・溝 口 修 一 郎*²

Development of Covered Arc-welding Electrode for Austenitic Heat-resisting Steel (0.1C-2Si-24Cr-13Ni-0.8Mo-0.25N)

Rokurō FUJIMOTO and Shūichirō MIZOGUCHI

Synopsis:

Purpose of this study is to develop covered arc-welding electrode for austenitic heat-resisting steel with high nitrogen concentration, 0.1C-2Si-24Cr-13Ni-0.8Mo-0.25N.

In order to prevent hot cracking of weld metal and to keep heat-resisting properties of weld metal equal to those of base metal, covered arc-welding electrode for HK40(0.4C-25Cr-20Ni), which includes less than one percent of Si in all-deposited weld metal, was chosen.

Effects of two kinds of coverings, lime-titania and lime, on blowhole in weld metal, crack-resisting properties of weld metal and creep rupture properties of welded butt joint at 1000°C were investigated.

A lime-type covered arc-welding electrode which prevented blowhole in weld metal and excelled in crack-resisting properties of weld metal and creep rupture properties of welded butt joint could be successfully developed.

Chemical composition of all-deposited weld metal of this welding electrode is as follows; 0.4C-0.75Si-25Cr-20Ni-0.10V-0.02Nb-0.02Ti-0.04O-0.0005H-0.09N.

Various properties of welded butt joint of the above heat-resisting steel are also described in this article.

1. 緒 言

高 Cr-Ni オーステナイト系耐熱鋼に窒素と Mo とを組み合わせ添加すると、700°C のような比較的低い温度におけるクリープ破断特性が著しく改善されることにはすでにかなり以前から知られている¹⁾²⁾。しかし、中澤ら³⁾は、1000°C のような高温におけるクリープ破断特性はむしろ Si/N の比に依存し、この比が 10 前後のときに最長の破断寿命が得られることを明らかにした。そして加熱炉のラジアント・チューブ用として HK 40 クラスの性能を発揮する熱間圧延高窒素オーステナイト系耐熱鋼 (0.1C-2Si-24Cr-13Ni-0.8Mo-0.25N) を開発した。

この高窒素オーステナイト系耐熱鋼用の被覆アーク溶接棒として、合金系材料は Si 量が高いため溶接金属に高温割れが発生しやすい⁴⁾。この高温割れ防止に対して溶接金属にフェライトを含有させることは有効である⁴⁾⁵⁾が、Si 含有量の高いこのフェライト相は高温の加熱において脆化を促進することが懸念される。

本研究では、この高窒素オーステナイト系耐熱鋼用の

溶接棒として、溶接金属の高温割れを防止するとともに耐熱特性を母材と同程度に保つため、Si 量を 1% 以下に抑えた 0.4C-25Cr-20Ni 系の HK 40 を基本組成に選定した。そしてこの溶接棒による溶着金属の窒素量は合金系溶接棒よりも低いので溶接金属にブローホールが発生しにくく、通常のライム・チタニヤ系の被覆剤の適用も考えられる。また、溶着金属の 1000°C におけるクリープ破断特性におよぼす被覆剤の成分系の影響も明らかではない。そこで溶接金属のブローホール発生、溶接継手の 1000°C におけるクリープ破断特性および溶接金属の耐割れ性におよぼす通常のライム・チタニヤ系被覆と Fe-Al 脱酸によるライム系の新しい被覆剤の影響について明らかにした。後者のライム系被覆における Ferro-Al 脱酸は、0.30~0.35% の高濃度の窒素を含有する溶接金属のブローホール発生防止に対して有効であることが認められたものである⁶⁾。

これらの結果から、溶接金属におけるブローホールの発生を防止し、溶接金属の耐割れ性およびクリープ破断特性のすぐれた溶接棒を開発した。この溶接棒を 0.1C-

昭和 59 年 2 月 20 日受付 (Received Feb. 20, 1984)

* 日鉄溶接工業(株)技術部 (Technical Department, Nippon Steel Welding Products Engineering Co., Ltd., Nakagawa Tsukiji Bldg. 3-5-4 Tsukiji Chuo-ku 104)

*² 日鉄溶接工業(株)研究所 (Research Institute, Nippon Steel Welding Products Engineering Co., Ltd.)

Table 1. Chemical composition and mechanical properties of base metal.

Chemical composition (%)									Mechanical properties		
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	$\sigma_{0.2}$ (kgf/mm ²)	σ_B (kgf/mm ²)	El. (%)
0.09	2.18	1.64	0.023	0.004	23.9	13.6	0.80	0.24	44	80	51

Note: Plate thickness 20 mm

Table 2. Chemical composition of core wire.

											(%)
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	V	Ti	Nb	N	
0.46	0.87	1.46	0.009	0.008	25.8	20.6	0.020	<0.01	<0.01	0.08	

Note: Diameter 4.0 mm
Length 350 mm

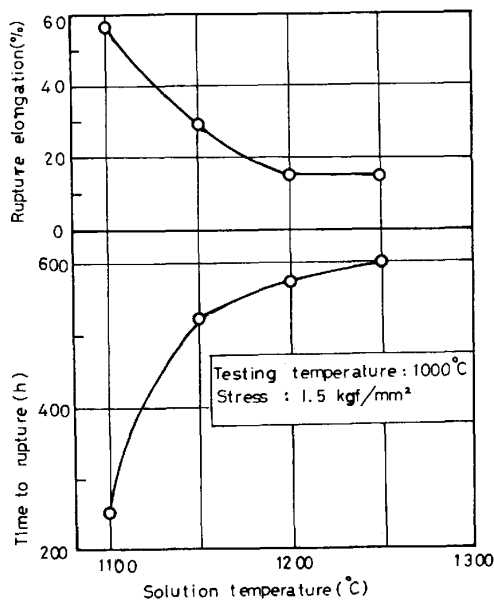


Fig. 1. Effect of solution temperature on the creep rupture properties of base metal.

2Si-24Cr-13Ni-0.8Mo-0.25N のオーステナイト系耐熱鋼の溶接に用い、溶接継手の諸特性（継手引張り、側曲げ性）について検討した。

2. 実験方法

供試母材としては Table 1 に示すような 0.1C-2Si-24Cr-13Ni-0.8Mo-0.25N の高窒素オーステナイト系耐熱鋼を用いた。供試母材の 1000°C におけるクリープ破断特性は Fig. 1³⁾ に示すように固溶化熱処理条件によつて大きく影響される。すなわち固溶化熱処理温度が高くなるにつれて結晶粒が粗大化し、クリープ破断時間が長くなり、1100°C の溶体化での破断時間が約 250 h であるのに対し 1250°C では約 600 h で 2 倍以上の破断時間が得られる。本実験に用いた供試母材の固溶化熱処理は 1100°C-1 h であるが、1000°C におけるクリープ

破断試験のみ 1250°C-1 h の固溶化熱処理を施した母材も比較のために一部の実験に使用した。

溶接棒の心線としては Table 2 に示すような 0.4C-25Cr-20Ni 系の HK 40 を用いた。供試溶接棒としては、被覆剤の基本組成を 45% ルチル、18% 石灰石、7% 蛍石、4% 珪砂、4% マイカのライム・チタニヤ系と、30% 石灰石、20% 蛍石、11% 珪灰石、4% ルチル、5% Ferro-Al (50%Al) のライム系⁷⁾とし、このライム系被覆剤中に微量の Ferro-V (50%V)、Ferro-Nb (75%Nb) および Ti を添加し、溶着金属の V, Nb および Ti 量を変化させた。これらの溶接棒による溶着金属の化学成分を Table 3 に示す。なお、溶接棒の被覆の外径は心線径 4 mm に対し 6.3 mm とした（心線重量に対する被覆剤重量の比は 0.5 である）。

溶着金属のブローホール試験は、Table 4 に示すごとく U 型溝を加工した母材に下向および上向姿勢で溶接を行い、その後 X 線透過試験により溶接長 300 mm あたりのブローホール数を数えた。

溶着金属の割れ試験は JIS Z 3155 により行つた。その溶接条件を Fig. 2 に示す。

溶接継手のクリープ破断試験は、Fig. 3 に示す溶接条件で溶接した後、Fig. 4 に示すように 6 mmφ のクリープ破断試験片を採取し、1000°C において 1.5 kgf/mm² および 2.0 kgf/mm² の応力で試験を行い、破断時間を求めた。

溶接継手の継手引張りおよび側曲げ性を調べるための溶接は、溶着金属の耐割れ性および溶接継手のクリープ破断試験の結果から Table 3 の L-0.4C-0.10V-0.02Nb-0.02Ti の溶接棒を選んで行つた。その溶接条件を Fig. 5 に示す。この溶接継手試験材から JIS Z 3121 の継手引張試験片 2 本および JIS Z 3122 の側曲げ試験片 4 本を採取し、常温において継手引張試験および曲げ半径 4tR の側曲げ試験を行つた。

Table 3. Chemical composition of all-deposited weld metal of covered arc-welding electrodes.

Mark	Electrode covering	Chemical composition of all-deposited weld metal (%)						Other elements
		Si	O (ppm)	H (ppm)	V	Nb	Ti	
R-0.4C	45%TiO ₂ -18%CaCO ₃	1.1	600	8	0.09	0.02	0.02	C 0.40 Mn 1.3 P 0.012 S 0.007 Cr 26 Ni 21 N 0.09
L-0.4C	30%CaCO ₃ -20%CaF ₂ (Deoxidation by Fe-Al)	0.75	400	5	0.01	<0.01	<0.01	
L-0.4C-0.10V					0.10	<0.01	<0.01	
L-0.4C-0.15V					0.15	<0.01	<0.01	
L-0.4C-0.02Nb					0.01	0.02	<0.01	
L-0.4C-0.07Nb					0.01	0.07	<0.01	
L-0.4C-0.02Ti					0.01	<0.01	0.02	
L-0.4C-0.10V-0.02Nb-0.02Ti					0.11	0.02	0.02	

Note: Testing method JIS Z 3221

Table 4. Welding conditions for blowhole test.

Welding position	Flat	Over-head
Welding current AC(A)	135	115
Welding speed (cm/min)	15	7
Pass sequence		

Note: Groove

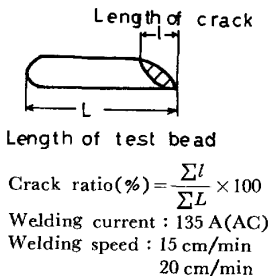
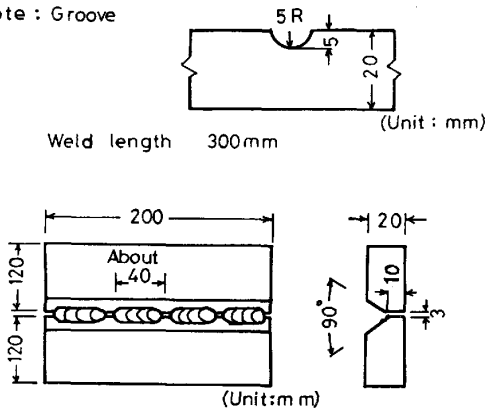
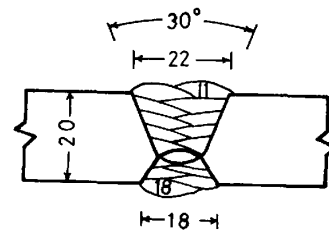


Fig. 2. Welding conditions of FISCO cracking test.

3. 実験結果とその考察

3.1 ブローホール発生におよぼす被覆剤組成の影響

Fig. 6 は下向きおよび上向きの各溶接姿勢における



Welding position: Flat
Welding current: 140 A(AC)
Heat input: 12.0~16.0 kJ/cm
Weld length: 100 mm

Fig. 3. Welding condition for creep rupture test.

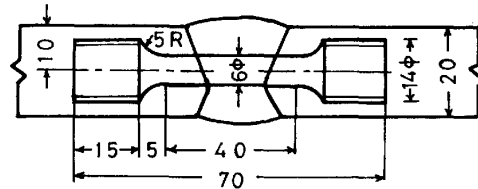
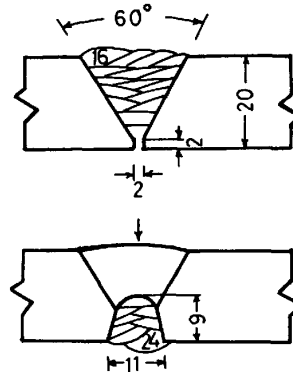


Fig. 4. Sampling of creep rupture test specimen.



Welding position: Flat
Welding current: 135 A(AC)
Heat input: 10.4~13.5 kJ/cm
Weld length: 200 mm

Fig. 5. Welding condition for welded butt joint test.

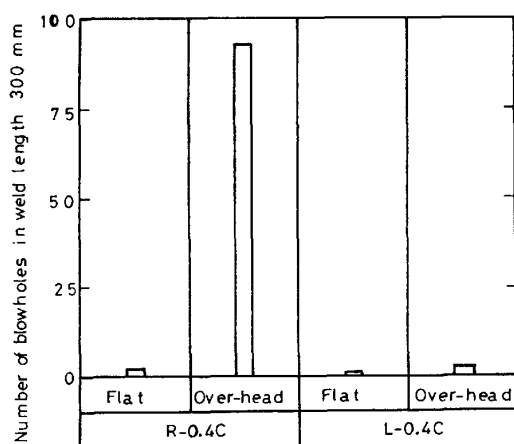


Fig. 6. Influence of electrode covering on blowholes in weld metal.

溶接金属のブローホールの発生をライム・チタニヤ系とライム系被覆とを比較して示したものである。ライム系被覆の溶接棒は下向き、上向き姿勢のいずれの溶接金属にもブローホールの発生がほとんどなく良好である。これに対しライム・チタニヤ系被覆の溶接棒は、下向き溶接金属にはブローホールがほとんど発生しないが、上向き溶接金属にはブローホールが多数発生している。

溶接金属のブローホールは溶融池内に発生した気泡が凝固時に浮上しえず残留したものと考えられる。気泡が発生するためには核の生成が必要で、この溶融池における気泡の核は固液界面から発生し、ある種の脱酸生成物などの酸化物がこの気泡の核になりやすいと言われている¹⁴⁾。これらの酸化物の核へガスが集積され、気泡が発生した場合、気泡の浮上方向と溶接金属の凝固方向がほぼ一致する下向き溶接金属では気泡が容易に浮上し外部へ飛び去るためブローホールの発生が少ないが、気泡の浮上方向と溶接金属の凝固方向が相反する上向き溶接金属では気泡が浮上しえず凝固が進行し溶接金属内に残留するためブローホールの発生が多い。

また、25Cr-14Ni-0.8Mo-0.30Nの溶接金属に発生したブローホール中のガス成分を分析した結果、水素と窒素ガスが検出され、酸素ガスは検出されないが酸化物の形態となつて気泡の核を形成するものと考えられる⁶⁾。

したがつてライム・チタニヤ溶接棒による高窒素溶接金属はライム系溶接棒によるより酸素および水素量が多く気泡が発生しやすい状態にあるものと考えられる。

このライム・チタニヤ系溶接棒による溶着金属の窒素量は Table 3 に示すように 0.10% 以下で十分低く、ブローホールはほとんど発生しない。しかし、窒素含有量が高い母材との組み合わせでブローホールは多数発生した。ブローホールは溶け込み底部から発生し⁶⁾、窒素

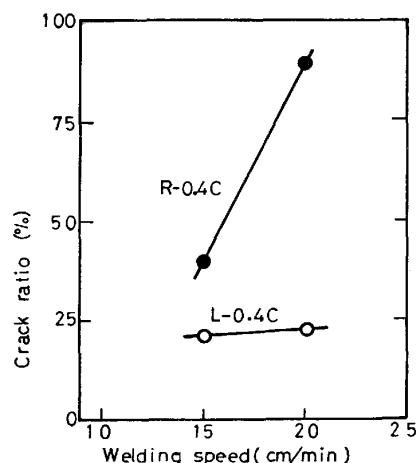


Fig. 7. Influence of electrode covering on crack ratio in weld metal.

濃度の高い母材成分の影響を受けることが明らかとなつた。したがつて、窒素含有量の高い母材を異種成分系の溶接棒を用いて溶接する場合は、共金系溶接棒を用いて溶接する場合と同様に、その溶着金属の酸素量および水素量をそれぞれ 0.04% および 5 ppm のレベルまで低減することが必要である⁶⁾。

3.2 溶接金属の耐割れ性におよぼす被覆剤組成の影響

Fig. 7 はライム・チタニヤ系被覆とライム系被覆とによる溶接金属のC形ジグ拘束突き合わせ溶接割れ試験結果を示す。ライム・チタニヤ系被覆の溶接棒はライム系被覆の溶接棒よりも溶接金属の耐割れ性が劣り、溶接速度が大きくなるにしたがいその割れ率が増加し、クレータおよびビードのスタート部のみならずビード本体にも割れが認められるようになる。これに対してライム系被覆による溶接金属の耐割れ性は溶接速度による影響が小さく、割れ発生個所はクレータのみである。したがつてクレータ処理またはクレータはつりなどの溶接施工上の管理を十分行えば実用に供し得るものと考えられる。

ライム系被覆による溶接金属の耐割れ性がライム・チタニヤ系被覆よりもすぐれている原因は、Table 3 に示したようにライム系溶接棒による溶着金属の Si 量が低いことおよび溶接金属のビード形状がやや凸型傾向を示すためであると考えられる。

3.3 溶接継手のクリープ破断特性におよぼす被覆剤組成の影響

Table 5 は、ライム・チタニヤ系およびライム系被覆の溶接棒を用いて、1100°C-1hの固溶化熱処理を施した母材をそれぞれ溶接した継手の1000°Cにおけるクリープ破断特性を示したものである。ライム・チタニヤ系被覆の溶接棒を用いて溶接した溶接継手は、1.5 kgf/mm²の応力で約280hの破断時間を示し、破断位

Table 5. Influence of electrode covering on creep rupture properties of welded butt joint.

Electrode	Time to rupture (h)	Location of fracture
R-0.4C	284	Base metal
	284	Base metal
L-0.4C	95	Weld metal
	110	Weld metal

Note: Solution heat treatment of base metal 1100°C-1 h
Testing temperature 1000°C
Stress 1.5 kgf/mm²

置が母材である。これに対しライム系被覆の溶接棒を用いて溶接した溶接継手は、約 100 h の破断時間を示し、破断位置が溶接金属であり、非常に弱いことが判明した。

3.4 ライム系溶接棒による溶接継手のクリープ破断強さの向上

以上の結果から、ライム系溶接棒は、高窒素オーステナイト鋼の溶接において溶接金属にブローホールが発生しにくく、かつ溶接金属の耐割れ性はすぐれているが、溶接継手のクリープ破断強さが劣っている。したがってライム系溶接棒による溶接継手のクリープ破断強さを高めれば高窒素オーステナイト系耐熱鋼用として実用性の高いすぐれた溶接棒が開発され得るものと考えられる。

ところで、このライム・チタニヤ系溶接棒で高いクリープ破断強さが得られる原因としては、Table 3 にみられるように微量の V, Nb および Ti の存在が挙げられる。

M. B. ZAGHLOUL ら⁹⁾は、遠心铸造による 0.4C-25Cr-20Ni 耐熱鋼の 950~1050°C におけるクリープ破断強さにおよぼす微量の Ti および Nb の影響を調べ、クリープ破断強さと破断伸びの両方ともが著しく改善されることを明らかにしている。この結果を (Ti+ Nb)/C (原子比) とクリープ破断強さとの関係で整理し、この比の増加とともにクリープ破断強さが上昇し、この比が約 0.3 で最高値を示す。また、Ti および Nb の単独添加と複合添加を比較すれば、複合添加の方がクリープ破断強さが高いことも報告されている。なお、このような HK 40 における Ti+ Nb の複合添加の効果についてはその後、福井ら⁹⁾によっても確かめられており、また同様の効果が 304 鋼に現れることはすでに 1968 年に篠田ら¹⁰⁾によつて明らかにされてきたことである。また、V の添加も 18Cr-10Ni 鋼および 308 系溶接金属のクリープ破断特性の改善に有効であることが知られている¹¹⁾¹²⁾。

このような事実から、本研究のライム・チタニヤ系溶接棒による溶接継手のクリープ破断強さがライム系溶接棒よりもすぐれている原因は Nb, Ti および V によるものと考えられる。ライム・チタニヤ系溶接棒による溶着金属においてこれらの元素が含まれているのは、積極的に添加したのではなく、被覆剤の中に多量に添加されているルチルの主成分である Ti 酸化物、不純物としての Nb および V 酸化物¹³⁾ が溶接中に還元されて固溶されたものと考えられる。本研究に用いたルチルの化学成

Table 6. Effects of vanadium, niobium and titanium on creep rupture properties of welded butt joint.

Electrode	Solution heat treatment of base metal	Stress 1.5 kgf/mm ²		Stress 2.0 kgf/mm ²		
		Time to rupture (h)	Location of fracture	Time to rupture (h)	Location of fracture	
L-0.4C	1100°C-1 h	284	Base metal	88	Weld metal	
-0.10V		188	Weld metal	82	Weld metal	
L-0.4C		232	Weld metal	94	Weld metal	
-0.15V		194	Weld metal	78	Weld metal	
L-0.4C		175	Weld metal	85	Weld metal	
-0.02Nb		182	Weld metal	91	Weld metal	
L-0.4C		275	Weld metal	107	Base metal	
-0.07Nb		285	Base metal	97	Base metal	
L-0.4C		288	Weld metal	109	Base metal	
-0.02Ti		282	Base metal	104	Weld metal	
L-0.4C		1250°C-1 h	251	Base metal	97	Base metal
-0.10V			259	Base metal	97	Base metal
-0.02Nb	740		Base metal	223	Base metal	
-0.02Ti	753		Base metal	245	Base metal	

Note: Testing temperature 1000°C

分は TiO₂ 92.3%, Nb₂O₅ 1.84% および V₂O₅ 1.65% である。

そこでライム系溶接棒による溶接継手の 1000°C におけるクリープ破断強さにおよぼす微量の Nb, V, Ti の単独添加およびこれらの 3 元素の複合添加の影響を調べた。その結果を Table 6 に示す。これより, V, Nb および Ti の単独添加によりクリープ破断時間は長くなり, かつ母材破断傾向が認められる。これに対してこれら 3 元素を複合添加した溶接棒による溶接継手のクリープ破断位置は完全に母材へ移行している。特に 1250°C-1h の固溶化熱処理を施してクリープ破断強さを著しく高めた母材の溶接継手において, その破断時間が 1100°C-1h の固溶化熱処理材の 2 倍以上を示すにもかかわらず, 破断位置は依然として母材であり, V, Nb および Ti の複合添加により溶接金属のクリープ破断強さは著しく高められることが明らかとなった。

また, Table 3 に示す L-0.4C-0.10V-0.02Nb-0.02Ti の溶接棒について Fig. 2 に示す溶接条件で FISCO 割れ試験を行ったが, 微量の V, Nb および Ti の複合添加によつて溶接金属の耐割れ性はほとんど変わらないことが確認された。

以上の研究結果から, ライム系被覆の溶接棒は溶接金属にブローホールが発生しにくく, 耐割れ性が良好で, また微量の V, Nb および Ti の複合添加 (0.4C-0.10V-0.02Nb-0.02Ti) によつてクリープ破断強さが著しく高められ, この溶接棒は高窒素オーステナイト系耐熱鋼用として十分な性能を有するものと考えられる。

3.5 溶接継手の確性

前節の結果から L-0.4C-0.10V-0.02Nb-0.02Ti を供試溶接棒として選び, この溶接棒を 0.1C-2Si-24Cr-13Ni-0.8Mo-0.25N のオーステナイト系耐熱鋼の溶接に用い, 溶接継手試験を行った。

Table 7 には供試溶接棒の溶着金属について得られた室温の引張性質を示す。

Table 8 には, 継手引張試験と側曲げ試験結果とを示す。継手引張強さは約 80 kgf/mm² が得られ, 破断位置は母材である。側曲げ試験結果は, 曲げ面において 0.3 mm 以下の微小欠陥は多くても 1~2 個現れる程度で, 曲げ試験における溶接金属の耐マイクロ割れ性は良好であると結論される。

4. 結 論

高窒素オーステナイト系耐熱鋼 (0.1C-2Si-24Cr-13Ni-0.8Mo-0.25N) 用の溶接棒の開発研究を行った。まず溶接金属の高温割れを防止するとともに耐熱特性を

Table 7. Tensile properties at room temperature of all-deposited weld metal of covered arc-welding electrode.

(L-0.4C-0.10V-0.02Nb-0.02Ti)

$\sigma_{0.2}$ (kgf/mm ²)	σ_B (kgf/mm ²)	El. (%)
59.4	80.6	31.2

Note: Testing method JIS Z 3221

Table 8. Test results of welded butt joint at room temperature.

Joint tension test			Roller bend test	
No.	Tensile strength (kgf/mm ²)	Location of fracture	No.	Side bend (4t R)
1	81.3	Base metal	1	No defect
			2	0.2 mm × 1
2	80.2	Base metal	3	No defect
			4	0.2 mm × 1 0.3 mm × 1

母材と同程度に保つため, Si 量を 1% 以下に抑えた HK 40 (0.4C-25Cr-20Ni) を基本組成に選定した。この溶接棒による溶接金属のブローホール防止, 耐割れ性および溶接継手の 1000°C におけるクリープ破断特性におよぼすライム・チタニヤ系とライム系の両被覆剤の影響について明らかにした。これらの結果から, 溶接金属におけるブローホールの発生を防止し, 溶接金属の耐割れ性およびクリープ破断特性にすぐれた溶接棒を開発し, この溶接棒を用いて溶接した継手の確性試験を行った。それらの結果を要約すれば次のとおりである。

(1) 溶接金属のブローホールの発生は, Ferro-Al 脱酸によるライム系の被覆剤を適用して溶着金属の酸素および水素量をそれぞれ 0.04% および 5 ppm のレベルまで低減することにより, 下向きおよび上向きのいずれの溶接姿勢でも防止される。

(2) ライム系被覆の溶接棒による溶接金属の耐割れ性はライム・チタニヤ系被覆の溶接棒よりもすぐれている。

(3) ライム・チタニヤ系被覆の溶接棒を用いて溶接した溶接継手の 1000°C におけるクリープ破断特性は, ライム系被覆の溶接棒よりもすぐれている。その原因はライム・チタニヤ系溶接棒の被覆剤として用いているルチルの主成分である Ti 酸化物, 不純物としての Nb および V 酸化物が溶接中に還元され, 溶接金属に Ti, Nb および V が適量含有されるためである。

(4) ライム系溶接棒による溶接継手の 1000°C におけるクリープ破断特性の向上を目的として, 微量の Ti, Nb, V の単独および複合添加の影響を調べた結果

は、これらの元素の単独添加によりクリープ破断時間が長くなる傾向は認められるが、これらの3元素の複合添加ではさらに著しく改善され、破断位置はすべて母材となる。

(5) 以上の結果から、高窒素オーステナイト系耐熱鋼 (0.1C-2Si-24Cr-13Ni-0.8Mo-0.25N) 用として開発されたライム系溶接棒 (0.4C-0.75Si-25Cr-20Ni-0.10V-0.02Nb-0.02Ti) を用いて溶接した継手は、約 80 kgf/mm² の継手引張強さが得られ、破断位置は母材であり、また側曲げ試験においても微小欠陥が非常に少ないことを明らかにした。

本研究を遂行するにあたり、種々御検討、御討議および御指導をいただきました東京工業大学 田中良平教授に深甚の謝意を表する次第である。

文 献

- 1) 岡本正三, 田中良平, 藤本六郎, 内藤武志: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 123
- 2) 協田三郎, 菊池 実, 田中良平: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2418
- 3) 中沢崇徳, 角南達也, 安保秀雄: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 949
- 4) 小川忠雄, 財前 孝: 溶接学会誌, 50 (1981), p. 246
- 5) 西間 勤: 溶接学会誌, 50 (1981), p. 240
- 6) 常富栄一, 青木司郎, 熊谷良平, 藤本六郎, 野田徹, 前田久雄: 溶接学会全国大会講演概要, 第20集 (1977), 4月, 84(論文投稿中)
- 7) 野田 徹, 青木司郎, 熊谷良平, 藤本六郎, 前田久雄: 特公昭 59-20435
- 8) T. SHINODA, M. B. ZAGHLOUL, Y. KONDO, R. TANAKA: Trans. ISIJ, 18 (1978), p. 139
- 9) 福井 寛, 佐々木良一, 幡谷文雄, 蜂須幹雄: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 985
- 10) 篠田隆之, 耳野 享, 木下和久, 峯岸 功: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 1472
- 11) 田中良平, 篠田隆之, 石井友之, 耳野 享, 木下和久, 峯岸 功: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1632
- 12) 財前 孝, 青木司郎, 井上史朗, 鈴木克巳: 溶接学会誌, 51 (1982), p. 578
- 13) 坪谷幸六, 他: 資源鉱物ハンドブック (1965), p. 494 [朝倉書店]
- 14) 常富栄一: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 589