

論 文

低温用 3.5%Ni UOE 鋼管の溶接部の靱性改善

平林 清照*・平 忠明*²・市之瀬弘之*³
武重 賢治*⁴・渡辺 之*

Improvement of Toughness of Weld Portion of 3.5%Ni Steel
Pipes for Low Temperature Service Produced by UOE Process

Kiyoteru HIRABAYASHI, Tadaaki TAIRA, Hiroyuki ICHINOSE,
Kenji TAKESHIGE, and Itaru WATANABE

Synopsis :

Studies on welding method, consumables and heat treatment in the laboratory and mill production test have been conducted to produce 3.5% nickel steel UOE-pipes suitable to be used for around -100°C service by the following process, namely, (A) normalized plates → UOE (inside : SAW/ outside : MIG) → pipe SR and (B) as rolled plates → UOE (SAW) → pipe QT. The manufacturing procedure has been established by UOE process.

- (1) To weld pipe A using the wire of 1.6Mn-3.1Ni-Ti-B steel with the high current MIG process can give the high toughness to the weld metal and HAZ in both as welded and stress-relieved condition.
- (2) The optimum condition for the rapid heating cycle in a short time in pipe B is to quench at 950°C and temper at 630°C for 6 min. The hardness and toughness of weld metal and HAZ are improved by quenching and tempering.
- (3) Based on the above studies in the laboratory, both types of pipe A and B meeting with the standard of ASTM A671-CF71 and A333 Gr.3 have been developed and manufactured in the mill production scale.

1. 結 言

エネルギー需要の増大にともなつて、各種の液化ガスを貯蔵、運搬するための、必要な低温材料の需要が高まってきたり、使用目的に応じて、各種の低温材料が開発されている。著者らは極低温性能の優れた LNG 用 9%Ni 熱処理 UOE 鋼管をパイプ QT によつて、すでに試作開発した¹⁾。一方、3.5%Ni 鋼は焼準型が主で、-100°C 近傍で良好な靱性を有することから、エタン (-88.5°C)、アセチレン (-84°C) 等の液化ガスの貯蔵タンクおよび配管に用いられている²⁾。3.5%Ni 鋼の溶接材料としては、被覆アーク溶接棒が多く使用されており、最近、溶接能率の向上の点からサブマージアーク溶接 (SAW) を用い、多層溶接法による再熱細粒化効果

を利用し、溶接金属の靱性改善をねらつた方法が開発されているが³⁾⁴⁾、両面 1 層溶接に関しては靱性確保の点で十分といえなかつた。一方、大電流 MIG 溶接法を用いた共金系の 3.5%Ni 鋼の溶接継手に関する報告があるが⁵⁾、溶接後の SR 特性については、まだ十分明らかにされていない。本研究においては (A) 焼準した鋼板 (Plate Norm) を UOE プロセスによつて製管して、大電流 MIG 溶接後、鋼管を応力除去焼鈍 (SR) 処理する方法 (ASTM, A671-CF71) 及び圧延ままの 3.5%Ni 鋼板を造管して SAW 溶接した後、鋼管を焼入焼もどし (パイプ QT) する方法 (ASTM A 333 Gr. 3 相当品) によつて、低温靱性の優れた 3.5%Ni 鋼管を開発することを目的として、主として、実験室的に溶接部の靱性向上をねらつた溶接方法と溶接材料、熱処理条

昭和 55 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 2 月 25 日受付 (Received Feb. 25, 1982)

* 日本鋼管(株)技術研究所福山研究所 (Fukuyama Laboratories, Technical Research Center, Nippon Kokan K. K., 1 Kokan-cho Fukuyama 721)

*² 日本鋼管(株)技術研究所福山研究所 工博 (Fukuyama Laboratories, Technical Research Center, Nippon Kokan K. K.)

*³ 日本鋼管(株)技術研究所福山研究所 Ph. D. (Fukuyama Laboratories, Technical Research Center, Nippon Kokan K. K.)

*⁴ 日本鋼管(株)福山製鉄所 (Fukuyama Works, Nippon Kokan K. K.)

*⁵ 日本鋼管(株)技術研究所 (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K.)

Table 1. Chemical composition of 3.5%Ni steel used for pipe A and B. (wt%)

Thickness	C	Si	Mn	P	S	Ni	So _A /A%
9.5mm 12mm	.09	.23	.61	.010	.005	3.52	0.52

作に関して開発研究を実施した。その結果、両面1層溶接法による良好な継手を得られることがわかったので、この知見をもとに、鋼管試作を行い、製造体制を確立した。

2. 実験方法

2.1 供試鋼板と製造プロセス

本研究に供試した 3.5%Ni 鋼板は Table 1 に示すように、板厚 9.5mm~12mm の ASTM A203E の規格を満足する成分の鋼板である。この鋼板を用いて、まず実験的に Table 2 に示すように (A) Plate Norm 鋼管 (A1, A2, A671-CF71) 及び (B) パイプ QT 鋼管 (B3, B4, A333 Gr. 3 相当品) の4種類の製造プロセスについて、主として溶接条件の検討を行った。鋼管 A 1 の溶接方法は、内面、外面に大電流 MIG 溶接を用い、A 2 と B 3 は内面 SAW 溶接、外面に大電流 MIG 溶接法を適用した。B 4 は内面、外面に SAW 溶接法を適用したものである。溶接用ワイヤはおのこの製造法と溶接法に適した Table 3 に示すワイヤであり、ワイヤ a, d, e, f と 2.2 節で述べるフラックスを適用して、実際に鋼管試作を行った。

2.2 供試溶接材料

本研究に用いた溶接ワイヤの化学成分を Table 3 に示す。鋼管 A を製造するために、a~e のワイヤについて検討した。ワイヤ a~d は MIG 用のワイヤであり、Mn-Ni-Mo-Ti-B 系を基本成分としている。Mn, Ni の添加量が相違しており、Ti 及び B 量は同一レベルとした。またワイヤ a を基本成分として、適正な Ti

Table 3. Chemical composition of welding wire used.

Pipe No.	Process	Wire No.	Wire dia/mm	Chemical Composition
A	MIG	a	3.2	C-Si-2.1Mn-1Ni-0.3Mo-Ti-B
		b	4.0	C-Si-1.1Mn-0.8Ni-0.3Cr-0.3Mo-Ti-B
		c	4.0	C-Si-1.6Mn-2Ni-0.3Mo-Ti-B
		d	3.2	C-Si-1.6Mn-3Ni-0.3Mo-Ti-B
B	SAW	e	4.0	C-Si-1.2Mn-2.8Ni-0.25Mo
		f	4.0	C-0.9Mn-0.2Cu-0.3Ni-1Cr

と B 量についても検討した。ワイヤ e は内面をタンデム SAW (2SAW) で溶接する時 (鋼管 A 2) の Mn-Ni-Mo 系の溶接ワイヤである。鋼管 B に供試したワイヤは a と f であり、f はパイプ QT を前提とした SAW 用の Cr-Cu-Ni 添加のワイヤである。供試した SAW 溶接用フラックスは森式塩基度表示⁶⁾で B_L=1.41 の高塩基性フラックス 1 と B_L=-0.45 の中性フラックス 2 を用いた。

2.3 パイプ QT のシミュレーション熱処理条件

鋼管 B はパイプ QT による製造を前提としたプロセスであり、焼入温度と焼もどし温度の条件検討を実験室的に行った。焼入温度は Ac₃ 点をフォーマスターによって測定し、かつ邦武⁷⁾の重回帰式を用い、Ac₃ を計算によって求め、両者の値をもとに決めた。焼もどしは工場焼入れままの鋼管をソルトバスを用い、シミュレーション熱処理を行うことによつて、適正な焼もどし温度を求め、実管の焼もどし温度とした。

3. 実験結果及び考察

3.1 Plate Norm 鋼管 A の溶接材料と凝固割れに対する実験室的検討

鋼管 A を両面 1 層溶接し、SR 後の溶接金属の -101°C における靱性を確保するために、大電流 MIG 溶接法を用いて、高靱性が得られるワイヤの成分系と、3.5%Ni 鋼

Table 2. Required specification and manufacturing process for 3.5%Ni steel UOE pipes.

Pipe No.	Specification	Required Toughness	Manufacturing Process		Welding Process		
			As Weld	SR	No.	Backing Pass	Final Pass
A	A671CF71 (JIS G3460)	vE-101°C ≥21Kgm (10x10 Size)	Plate Norm + UOE	As	A1	MIG (Wire:d)	MIG (Wire:d)
				SR	A2	SAW (Wire:e,Flux2)	MIG (Wire:d)
B	A333 Gr.3 (JIS G 3460)	do	Pipe QT		B3	SAW (Wire:f,Flux2)	MIG (Wire:a)
					B4	SAW (Wire:f,Flux2)	SAW (Wire:f,Flux1)

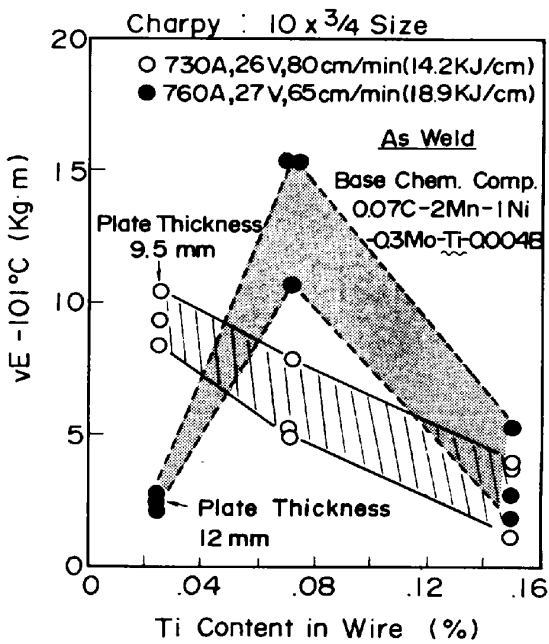


Fig. 1. Effect of Ti content in wire on toughness of weld metal.

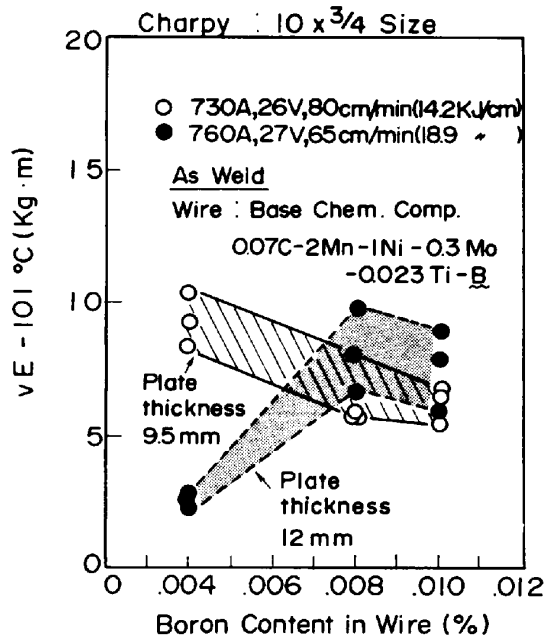


Fig. 2. Relation between boron content in wire and vE-101°C of weld metal.

の溶接金属に発生しやすい凝固割れ対策についての検討結果を述べる。

(i) MIG ワイヤの Ti と B 量の検討

溶接金属の中へ Ti と B を複合添加することにより、溶接金属の組織を微細化して、靱性を向上させる効果は数多くの研究がなされている^{8)~11)}。ここでは UOE 鋼管の両面 1 層溶接金属の -101°C の低温靱性を確保することを目標として、まず Ti と B の適正量を検討した。制御圧延ラインパイプ用鋼板の Ti-B 含有溶接金属において、SR 後の靱性を左右する元素は Nb 及び Mn 量が最も影響しているとの報告があり⁸⁾、溶接ままで最も高靱性の得られる Ti-B 量が SR に対しても良好と考え、ワイヤの Ti と B の適正量を求めた。

Fig. 1 は板厚 9.5 mm (入熱 14.2 kJ/cm) と 12 mm (18.9 kJ/cm) の 3.5%Ni 鋼板を用いて、内面、外面ともに大電流 MIG 溶接法で溶接した時のワイヤの Ti 含有量と溶接金属の -101°C における吸収エネルギーの関係を示す。入熱の低い板厚 9.5 mm の溶接金属はワイヤの Ti 量の少ない方が高靱性が得られる。一方、入熱の高い板厚 12 mm の溶接金属はワイヤの Ti 量が 0.07% で最も高い靱性を示し、Ti 量が低い場合にも、高い場合にも靱性は低下しており、板厚が 9.5 mm に比べて、12 mm の場合の適正 Ti 量は高い方へ移行している。次に MIG ワイヤの B 含有量について検討した。Fig. 2 はワイヤ中の B 含有量と溶接金属の靱性との関係を示す。入熱の低い板厚 9.5 mm の溶接

金属はワイヤの B 含有量が少ない方が高靱性を示すが、入熱を大きくした板厚 12 mm の場合には、ワイヤの適正 B 量は Ti と同様高い側に移行し、0.008% B くらいが適正となる。溶接入熱が大きくなるとワイヤの Ti と B の減耗が多くなり、溶接金属内に留まる Ti と B が低くなること¹²⁾及び溶接後の冷却速度が低下することにより、粗大フェライト粒が生成することから、焼入性に必要とされる Ti と B 量はワイヤから多く供給することが必要である。ワイヤの Ti, B 量が 0.023%Ti, 0.004%B を含むワイヤ a を用いた MIG 溶接金属の硬度は溶接入熱が大きくなるとともに、Fig. 3 に示されるように低下する。このことは溶接入熱が大きくなるにつれて、焼入性が低下し、粗大フェライトの生成が多くなるために、靱性低下を示すことを示唆している。Photo. 1 はワイヤ a を用いて、厚板 9.5 mm と 12 mm の 3.5%

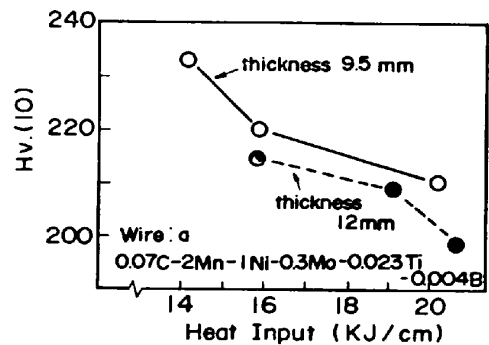


Fig. 3. Effect of heat input on hardness of weld metal.

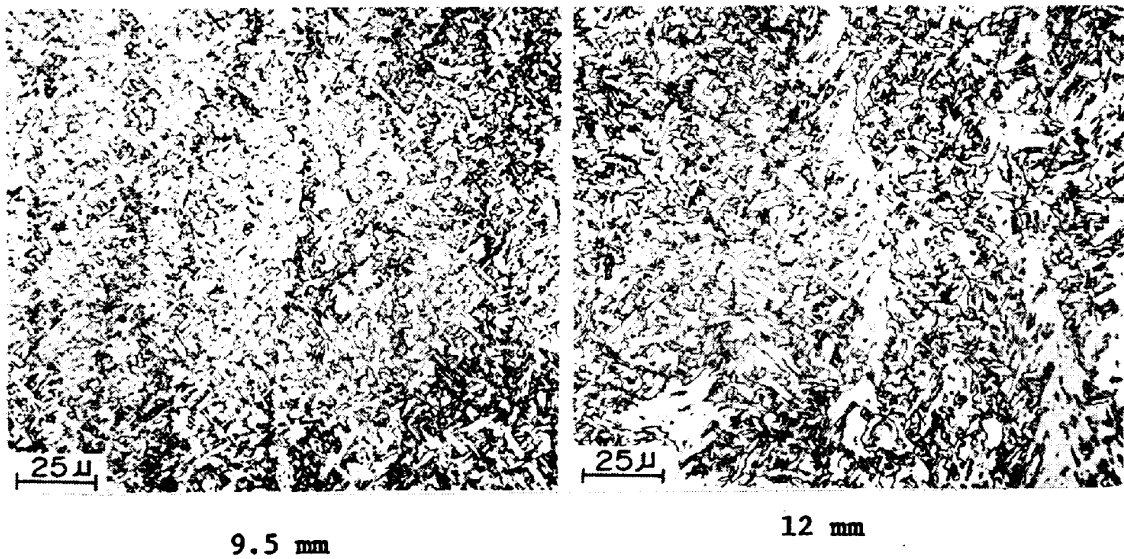


Photo. 1. Microstructure of MIG weld metal of 3.5% Ni steel plate in 9.5mm and 12 mm thickness (wire : a)

Ni鋼板を大電流 MIG 溶接した時の顕微鏡組織を示す。板厚 9.5 mm の溶接金属は均一なアシキラーフェライトがみられるのに対して、12 mm 厚の溶接金属は所々に粗大なフェライト粒が観察される。一方、Fig. 1, Fig. 2 の結果からわかるようにワイヤの Ti または B 量が過剰になつた場合にも、溶接金属の靱性低下を招くので、板厚 9 mm から 12 mm の大電流 MIG 溶接においてはワイヤの Ti と B 量を Ti 0.025~0.050% ; B : 0.004~0.006% の範囲に選んだ。

(ii) 溶接部の SR に対するワイヤの Mn と Ni の検討

鋼管 A は溶接ままで使用されるか、もしくは規格によつては¹³⁾溶接後の SR 処理が規定されているので溶接部の SR 特性を調べた。SR 条件は通常の 25 min 均熱炉冷の SR を用いた。Fig. 4 は鋼管 A 1 の溶接部の靱性におよぼす SR 条件の影響を示す。溶接方法は内面、外面ともに大電流 MIG 溶接法であり、供試ワイヤは a である。ワイヤの Ti と B 量は前述したように溶接ままで最も高靱性が得られる範囲を選定している。SR 後の溶接金属の $vTrs$ は溶接ままの溶接金属に比べて約 15°C ほど、劣化している。Bond および HAZ の SR 後の靱性は溶接ままに比べて著しく向上するが、600°C と 650°C 加熱による相違は認められない。SR によつて生じる溶接金属の脆化現象について次に検討を行う。渡辺らによれば¹⁴⁾、制御用延ラインハイク用鋼板を用いた Ti-B を含む MIG 溶接金属は SR によつて脆化し、その脆化機構は(1)SR 後の冷却過程で生じる焼もどし脆性に起因する脆化、(2)Nb 等の析出型元素の析

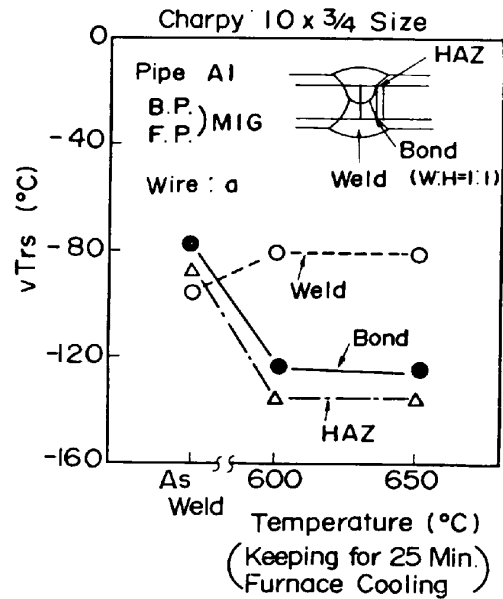


Fig. 4. Effects of stress relieving on toughness of welded joint.

出硬化にともなう脆化が重畳したものであるが、Mn による(1)の焼もどし脆性が支配的であると述べている。本論文の 3.5%Ni 鋼は Nb を含有しておらず、ワイヤ a の溶接金属の Ti 含有量は 0.02% 以下であり、析出硬化による脆化とは考え難い。Fig. 5 は SR における焼もどしパラメータ ($P=T \log(20+t)$, T : 温度, t : 時間) と溶接金属の最高硬度の関係を示す。MIG ワイヤは 2.1%Mn 系の a を用いており、SR による溶接金属の靱性劣化の認められるワイヤである。焼もどしパラメータが大きくなる程、溶接金属の最高硬度は直線的に低

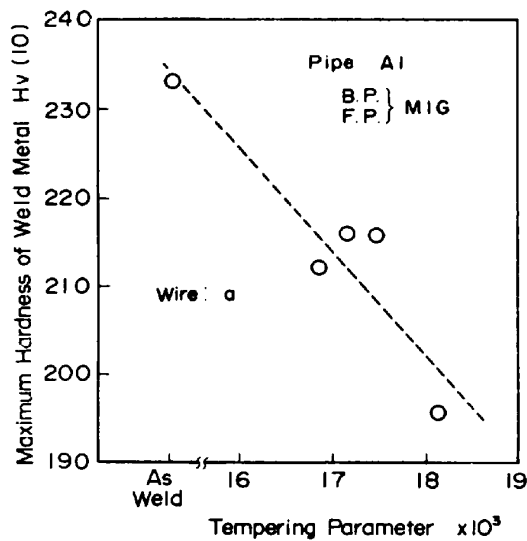


Fig. 5. Relation between tempering parameter and maximum hardness of weld metal.

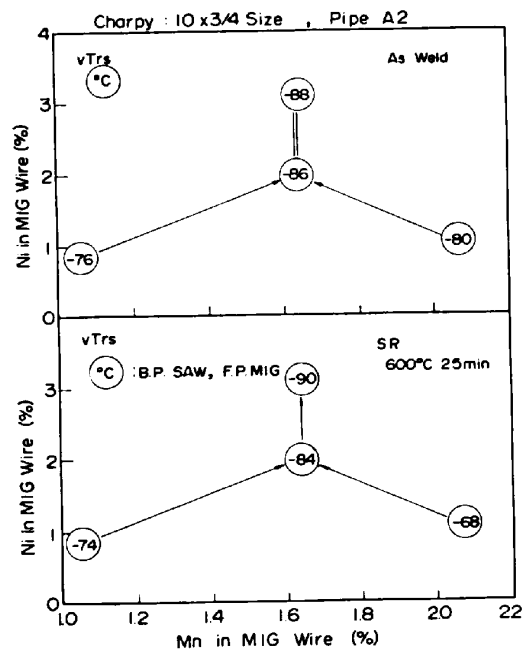
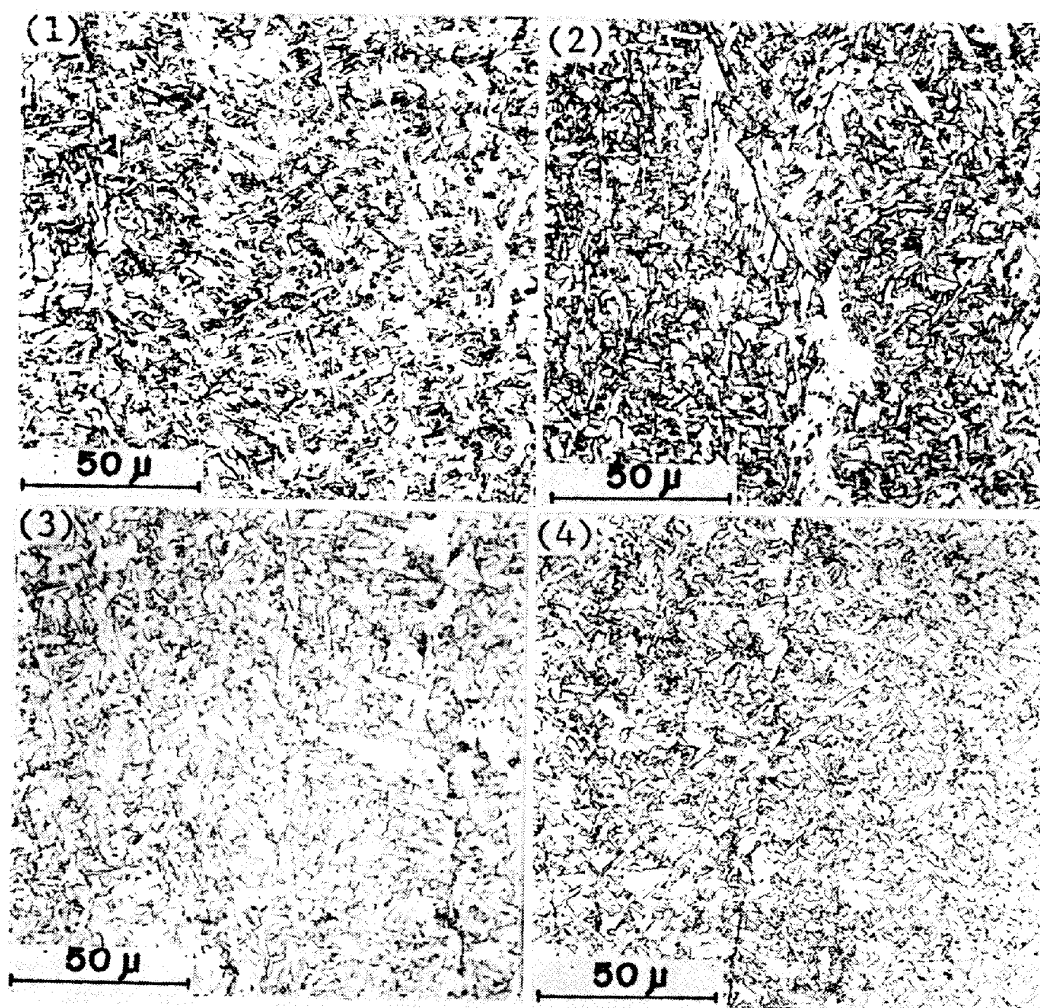


Fig. 6. Effect of Mn and Ni content in MIG wire on toughness of weld metal after SR
mark: \rightarrow ; Improvement Direction
mark: $=$; Equivalent

下しており、2次硬化もみられない。以上のことから、ワイヤ a を用いた時の溶接金属の SR による脆化は Ti(CN) のような析出硬化によるものとは考えられず、また T, B 等の析出物形成元素は硬化しなくても、SR 脆化に寄与している可能性が考えられるが、渡辺らによれば⁸⁾、Ti, B の影響は溶接金属の Mn 含有量によつて作用の仕方が異なつていと報告しており、むしろ Mn に起因する焼もどし脆化と考へた方が妥当である。一方、Ni は溶接まま及び SR 後の溶接金属の靱性に作用する元素と考えられるので、ワイヤの Mn と Ni に着目して、SR による溶接金属の脆化を防止するための適正量を求めた。ワイヤは a~d を用い、Ti と B 量は溶接ままで最も高靱性が得られるような Ti: 0.025~0.05%, B: 0.004~0.006% の範囲に選んだものである。Fig. 6 は 1 例として、内面 SAW, 外面大電流 MIG 法で溶接した時の溶接金属の SR 前後の靱性に及ぼす MIG ワイヤの Mn と Ni 量の影響を示す。内面の SAW はワイヤ e とフラックス 2 を用い、外面 MIG のワイヤは a~d の 4 種類を用いて溶接をした。シャルピー試験片は大部分が MIG 溶接金属になるように外面側に寄せて採取した。ワイヤ a は溶接ままで vTrs が -80°C を示すのに対して、SR を実施した場合、 -68°C になつて vTrs は 12°C 劣化している。またワイヤ b の vTrs は溶接ままで -76°C , SR 後で -74°C と両者の vTrs はほとんど同程度の値を示している。一方ワイヤ a に対して、Mn を 1.6% に低め Ni を 2% に増加したワイヤ c は溶接ままにおいて、ワイヤ a と同等の靱性を示すが、ワイヤ b よりも高靱性である。ワイヤ c の SR 後は靱性劣化がみられず、ワイヤ

a や b よりも高靱性が得られる。ワイヤ d は溶接ままにおいて、ワイヤ c と同程度の靱性であるが、SR 後の靱性劣化が認められず、ワイヤ a~d の中で、SR 後最も高靱性が得られる。Photo. 2 はワイヤ a~d を用いて、大電流 MIG 溶接した時の溶接金属の顕微鏡組織を示す。ワイヤ a, c 及び d を用いた溶接金属は大部分アシキラーフェライトであるのに対して、ワイヤ b は低 Mn ワイヤのために溶接金属の焼入性が低く、粗大フェライト粒がみられ、溶接まま及び SR 後の靱性が低いことの原因となる。一方、ワイヤ a は組織的には良好であり、溶接ままで相当の高靱性が得られるにもかかわらず、SR による脆化がみられることはすでに述べた。ワイヤ c 及び 1.6Mn-3.1Ni 系のワイヤ d の溶接金属の顕微鏡組織は大部分アシキラーフェライトであり、かつ SR による靱性劣化がみられないことから、高 Mn 含有量のワイヤ a の SR による脆化は余剰の Mn が主に関与している焼もどし脆性であることが示唆される。

このように、ワイヤ a, c 及び d は従来の多層溶接による再熱細粒化によつて靱化してきた方法^{3,4)}をとらなくても、微細のアシキラーフェライトを得ることができ、しかも、ワイヤ d は溶接まま及び SR 後の靱性が、a~d の内で最も良好であることから A 1 及び A 2 の実管溶接に適用した。



(1) Wire : a (2) Wire : b } Final Pass : MIG
 (3) Wire : c (4) Wire : d }
 (Backing Pass : SAW)

Photo. 2. Microstructure of final pass for pipe A2.

Table 4. MIG welding condition for preventing hot cracking.

No.	MIG Welding Condition for Final Pass						Number of hot cracking (number/m)
	Wire dia (mm)	Welding Current(A)	Arc Voltage(V)	Traveling Speed(m/min)	Heat Input (KJ/cm)	MIG Inert Gas CO ₂ (%)	
1	4.0	700	29	800	15.2	20	0.33
2	3.2	600	30	800	13.5	20	0.17
3	3.2	580	26	675	13.4	25	0

Pipe Size : 24" O.D x 9.5mm W.T.

(iii) 溶接金属の凝固割れの検討

鋼管Aを前述したように低温靱性の優れたワイヤdで溶接した場合の溶接金属のNi含有量は3.3%になり、凝固割れの感受性が高まる。この理由はNiS(融点: 920°C)、NiS-Ni共晶(融点: 645°C)などを作ることによって割れ感受性を高めるとされている¹⁴⁾。また一

方、包晶反応を経て凝固する3.4%Ni以上を含む溶接金属においては、初晶としてδ鉄を晶出した後、包晶反応L+δ→γを経て凝固するので、δ相とγ相のSとPの固溶度の相違によつて、SやPがγ粒界に偏析しやすく凝固割れの原因になりやすいとの報告がある¹⁵⁾。

Photo. 3は3.5%Ni鋼管をワイヤdで大電流MIG

溶接した時の凝固割れの 1 例を示す。ここではワイヤ d を用いることを前提として、溶接条件の検討により凝固割れを防ぐようにした。Table 4 は凝固割れを防止するための溶接条件の検討結果である。凝固割れに対する評価として、単位溶接長さ当たりの凝固割れ個数で表示した。No. 1 の溶接条件では、0.33 個/m の Photo. 3 に示すような凝固割れが検出された。No. 2 は No. 1 に比べて MIG 溶接電流を低くして、溶接入熱を下げた条件であり、凝固割れ発生率は 0.17 個/m と半減しているが皆無ではない。No. 3 は No. 2 よりも、さらに溶接電流と溶接速度を下げ、また MIG 溶接時のシールドガスの混合比を $Ar+20\%CO_2$ から $Ar+25\%CO_2$ に

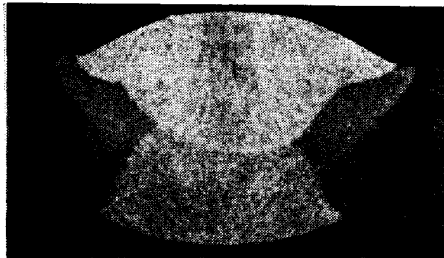


Photo. 3. Example of hot cracking occurring in final pass of pipe A2.

変えることにより凝固割れを防止することができる。この理由は上記の対策を施すことにより、アーク近傍のプラズマ気流と電磁圧力を低下することによつて、溶鋼流の揺動を小さくし¹⁶⁾、かつ溶込みを浅く、幅の広いビードにして、デンドライトの成長方向を制御することにより、梨実型ビードにしないようにしたことによる¹⁷⁾ものである。

3.2 パイプ QT 方式による鋼管 B の熱処理条件の実験室的検討

鋼管 B は B 3 が内面 SAW, 外面大電流 MIG 溶接法を用い、溶接ワイヤは SAW 用として, 1Cr-0.3Ni-0.2Cu 系の f, MIG ワイヤとして a を用いた。フラックスは 2 である。B 4 は内面, 外面ともに SAW 法を用いて、ワイヤ f とフラックス 1 (外面) 及び 2 (内面) で溶接した。ワイヤ a は 1Ni であり、f は 0.3Ni であるため、溶接金属の Ni 量は 2.30~2.65% であり、包晶反応の領域に入らず、凝固割れも発生しなかつたので、ここでは主として、溶接部の熱処理条件について検討した。

(i) 熱処理条件

実管をパイプ QT するに先立つて、焼入温度と焼もどし温度の検討を実験室的に行つた。邦武¹⁷⁾の回帰式を用いて、今回の鋼管 B の母材の Ac_1 と Ac_3 点を計算するとともに、また加熱時の Ac_1 と Ac_3 を実測した。計算による Ac_1 は $666^\circ C$, Ac_3 は $814^\circ C$ であり、実測値の Ac_1 は $690^\circ C$, Ac_3 は $820^\circ C$ であることから、両者は概略一致している。パイプ QT の場合、短時間加熱であるため、焼入温度は $Ac_3+100^\circ C$ が適当である¹⁷⁾。 Ac_3 の計算値は $814^\circ C$ であるので、焼入温度は $914^\circ C$ となるが、QT 溶接金属は焼入温度を高くすることにより、高靱性を示す¹⁸⁾ことから、 $950^\circ C$ 焼入れが適正であると考え、試作鋼管の焼入温度とした。次にパイプ QT の設備により、 $950^\circ C$ 焼入れした鋼管の一部を実験室的に焼もどし処理を行い、実管の焼もどし温度を決めた。実験室的な焼もどし処理はソルトバスによる急速加熱で行い、均熱時間は 5 min である。Fig. 7 は 1 例として鋼管 B 3 の溶接金属及び Bond の靱性に及ぼす実験室的焼もどし温度の影響を示す。QT した溶接金属及び Bond の $vE_{-101^\circ C}$ は溶接まま及び焼入ままに比べて、著しく向上しており、また焼もどし温度が高い程、Bond の $vE_{-101^\circ C}$ は向上する。溶接金属の靱性は焼もどし温度にほとんど依存せず一定である。Fig. 7 の結果と Ac_1 の計算値 $666^\circ C$ の値を考慮して、試作鋼管の焼もどし温度を $630^\circ C$ 6 min とした。この温度で焼もどした試作鋼管の溶接金属と Bond の靱性は実験室的焼もどしの値よりも高い傾向を示した。Fig. 8 は鋼

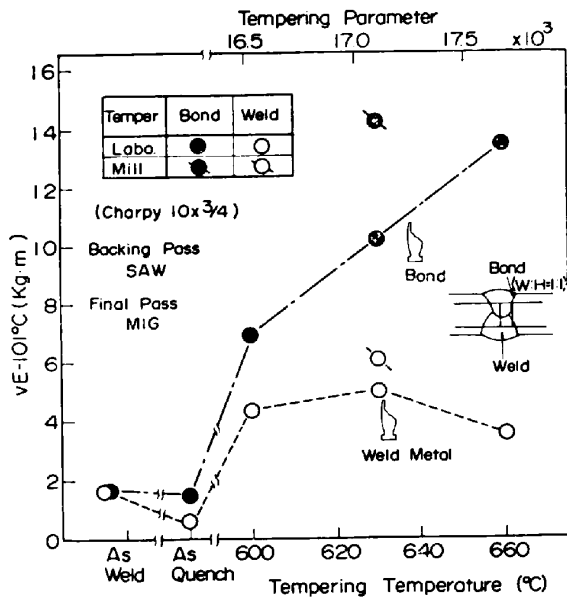


Fig. 7. Relation between tempering temperature in laboratory and toughness for pipe B3.

管B4の溶接金属の硬度に及ぼす焼もどし温度の影響を示す。焼入れままの硬度は内面側の硬化が大きく焼入れ性が良いことを示す。実験室のシミュレーションによる短時間焼もどし処理後の硬度は焼入れままに比べて軟化し、焼もどしが十分行われており、硬度の低下分だけ、溶接金属の靱性は焼入れままに比べて向上しているものと考えられる。

(ii) 溶接金属のQT前後の顕微鏡組織の変化

Photo. 4は鋼管B4の溶接まま、焼入れまま及びQT後の外面側溶接金属の顕微鏡組織の変化を示す。溶接ままの溶接金属は(a)に示すように粗大なフェライトが大きく成長した組織であり、溶接ままでは高靱性が得られない理由となつている。焼入れままの組織(b)は溶接ままの粗大フェライトが消滅しており、焼入組織になつている。焼入焼もどした(c)は焼もどし組織になつており、溶接金属は高靱性を示すようになる。

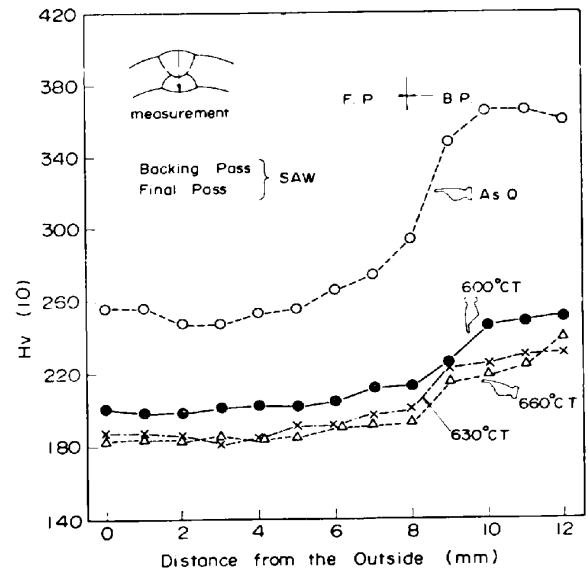


Fig. 8. Effects of tempering temperature on hardness of weld metal for pipe B4.

(c)の組織をレプリカで倍率を上げて観察した結果がPhoto. 5である。粒界、粒内に球状の析出物が一面に析出しており、十分焼もどしされた組織を示すことから、溶接ままあるいは焼入れままに比べて高靱性が得られる。

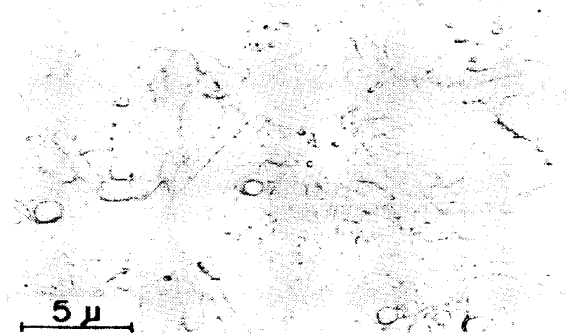
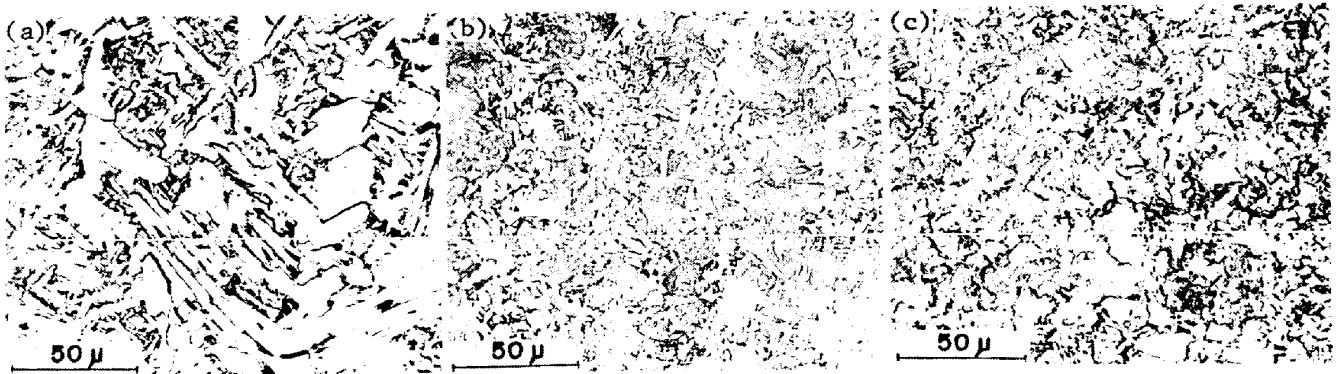


Photo. 5. Microstructure of weld metal in final pass for pipe B4 by electron microscope.



(a) As welded, (b) As quenched, (c) Q+630°C Temper
 Photo. 4. Change of microstructure of weld metal by quenching and tempering.

Table 5. Results of Charpy test, weld tensile test and guided bend test.

	Pipe Size	Process		Pipe No.	Charpy Test				Weld-Tensile*		Guided Bend	
					Weld Metal		HAZ		TS Kg/mm ²	Breaking Position	Face	Root
					VE-10°C Kg·m	VTrs °C	VE-10°C Kg·m	VTrs °C				
A	24" OD x95mm WT	Plate Norm + UOE	As Weld	A 1	2.8	-86	3.3	-78	57.2	Base Metal	Good	Good
			SR	A 2	4.1	-88	5.0	-96	57.4	Base Metal	Good	Good
B	28" OD x95mm WT	Pipe QT		B 3	6.2	-94	14.3	-116	59.6	Base Metal	Good	Good
				B 4	4.2	-99	10.6	-107	59.4	Base Metal	Good	Good

* in accordance with ASTM

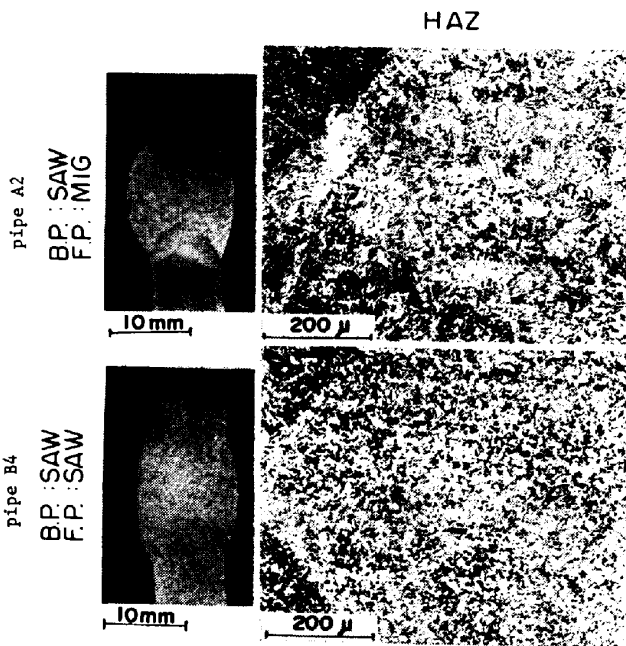


Photo. 6. Macro and micro-structure of welded joint of pipe A2 and B4.

3-3 実管溶接における鋼管 A と B の溶接部の性能確認

Table 2 の製造方法に関する実験室的検討を行った結果を実管で確認することを目的として、A 1, A 2, B 3 及び B 4 の製造プロセスで 9.5 mm 厚の鋼管を試作した。鋼管 A は ASTM A671 CF71 規格を満足することを開発目標としたものであり、SR 条件は 610°C 1h の均熱後炉冷をした。鋼管 B は A333 Gr. 3 の機械的性質を満足することをねらった相当品であり、QT 条件は誘導加熱によって、950°C に急速加熱し均熱 1 min 後、水焼入れした。焼入れの冷却速度は 800→300°C が 125°C/s である。焼もどしは 630°C 均熱 6 min 空冷とした。Table 5 は製造した鋼管 A1, A2, B3 及び B4 の溶接部のシャルピー特性、継手引張試験結果及びガイドベンド試験結果を示す。溶接部の強度、靱性及び曲げ特性ともに、鋼管 A1, A2 は所期の開発目標である

A671-CF 71 を、鋼管 B3, B4 は A333-Gr, 3 の仕様を満足した値が得られている。また溶接金属及び HAZ の靱性は鋼管 B の方が A よりも良好である。

鋼管 A と B の溶接金属の組織はすでに述べているので、ここでは Photo. 6 に示すように、1 例として試作鋼管 A 2 と B 4 の溶接部のマクロ組織及び HAZ 粗粒域の顕微鏡組織を述べる。鋼管 A 2 のマクロ組織は溶接金属の柱状組織と HAZ が明確にあらわれている。また HAZ 粗粒域のミクロ組織は上部ベイナイトと下部ベイナイトの混在組織である。鋼管 B 4 の溶接金属はマクロ的な柱状組織は QT によつてほぼ消滅している。また HAZ の組織は母材の組織とほぼ同様となつて、高靱性を示す。

4. 結 言

(A) Plate Norm→UOE(内面 SAW/外面 MIG)→パイプ SR 及び (B) 圧延まま鋼板→UOE(SAW)→パイプ QT のプロセスを適用して、-100°C 近傍の仕様に適した 3.5%Ni 鋼管を製造するために、溶接法、溶接材料及び熱処理条件の、実験室的検討と実管の製造試験を行い、次の事柄を明らかにした。

(1) 鋼管 A の両面 1 層溶接における溶接金属の靱性は 1.6Mn-3.1Ni 系の Ti-B 含有ワイヤを使用して、大電流 MIG 溶接をする方法が良く、溶接まま及び SR 処理とともに、高靱性が得られる。内面、外面ともに大電流 MIG 溶接法及び、内面 SAW、外面大電流 MIG 溶接法の両者ともに、所期の開発目標を満足する。また Bond, HAZ の靱性は SR 処理によつて溶接ままよりも高靱性になる。

(2) パイプ QT 設備による鋼管 B の焼入温度は 950°C でかつ 630°C 均熱 6 min の短時間加熱の焼もどし条件で硬度は低下し、溶接金属、Bond 及び HAZ の靱性は溶接ままや焼入れままに比べて著しく向上する。

(3) 以上の実験室的検討結果をもとに、実管製造を行い、ASTM A671-CF71 を満足する鋼管A及び A333 Gr. 3 を満足する鋼管Bを開発した。鋼管Bの溶接金属とHAZは鋼管Aよりも高靱性である。

文 献

- 1) 平 忠明, 平林清照, 市之瀬弘之, 大須賀立美, 武重賢治: 鉄と鋼, 66 (1980) 12, p. 97
- 2) たとえば, 大谷泰夫, 川口喜昭, 中村 厚, 織田一彦, 松川 靖, 中村昌明: 住友金属, 31 (1979) 1, p. 37
- 3) 伊藤慶典, 中西睦夫, 藤本憲夫: 第 69 回溶接法研究委員会資料
- 4) Y. ISHIMARU, H. KOBAYASHI, T. OKADA, and F. TOMIYASU: *Welding J.*, 57 (1978) 9, S 273
- 5) 渡辺 之, 高村登志博, 山田 真, 高野俊夫, 金子康弘, 久保田秀人: 日本鋼管技報 (1972) 82, p. 16
- 6) 森 一美: 鉄と鋼, 46 (1960), p. 1466
- 7) 鉄鋼製造法, 第4分冊一処理, 品質一 (日本鉄鋼協会編), p. 76 [丸善]
- 8) 例えば, 渡辺 之, 小嶋敏文: 溶接学会誌, 50 (1981) 8, p. 58
- 9) 森 直道, 本間弘之, 大北 茂, 若林正邦: 溶接学会誌, 50 (1981) 2, p. 48
- 10) K. HIRABAYASHI, T. TAIRA, and T. YAMAGUCHI: IIWDoc. XII-A-135-77
- 11) J. GARLAND and P. R. KIRKWOOD: *Metal Construction*, June (1975), p. 320
- 12) 平 忠明, 平林清照, 大須賀立美, 五代友和: 溶接学会誌, 46 (1977) 11, p. 14
- 13) Standard of ASTM, A671-CF71
- 14) 伊藤慶典, 香山 晃, 住友金属, 125 (1973) 3, p. 1
- 15) 益本 功, 今井兼敬: 溶接学会誌, 39 (1970) 6, p. 565
- 16) 渡辺 之, 鈴木元昭: 第 51 回溶接アーク物理研究委員会 (1978)
- 17) 平林清照, 平 忠明, 市之瀬弘之: 溶接学会誌, 50 (1981) 4, p. 63
- 18) 平林清照, 平 忠明, 市之瀬弘之: 溶接学会講演概要集 (1981) 28, S 84