

高機能・高性能構造用厚板と鋼管への高性能溶接技術の開発

Development of High-performance Welding Technology for High Functional and High-performance Steel Plates and Pipes for Structural Purposes

堀井行彦⁽¹⁾ 大北茂⁽²⁾ 品田功一⁽²⁾ 小山邦夫⁽²⁾
 Yukihiko HORII Shigeru OHKITA Kouichi SHINADA Kunio KOYAMA

抄 録

石油開発は低温極地、深海に進み、ラインパイプや石油精製設備は効率の良い高圧操業に向かっている。このようなエネルギー分野の鋼構造物に必要な特性は、従来以上の低温高靱性、高強度化であり、かつ、予熱温度、溶接能率等を含む高溶接性である。その上、耐サワー特性や耐海水局部腐食性等も併せて満足する必要がある。建築分野でも、TS780, 590鋼等の高強度化に向かうとともに耐火特性といった新しい特性も要求される。要求が厳しくなる程、鋼材と溶接材料の適合性が重要で、オキサイドメタラジの観点から組織制御技術を確認し、鋼材に適した溶接金属の設計技術を確認した。それに立脚して、海洋構造物、耐サワー用鋼管、耐火鋼等の溶接技術を開発した。

Abstract

Development of oil resources is now being extended to the cryogenic polar region and the abyssal, and pipings for oil transport or oil refining equipments are taking their courses to an effective high pressure process. The specific properties needed for steel structures to be constructed in such an energy field are those of higher toughness at low temperature and higher strength than heretofore, superior weldability including necessary preheating temperature, good welding efficiency and so. In addition, local corrosion resistant property against the sea water and sour resistant property are also required. Even in a construction field, such materials as TS780 and TS590 are requested to pertain an additional property of fire resistance as well as increased high strength. From the viewpoint of oxide metallurgy, a microstructure control technology has been developed, and a resultant designing technology for the welding materials compatible with steels also has been established. On the basis of these technologies, a technology for welding offshore structures, steel pipes with sour resistance, steels with heat resistance and so is in process of development.

1. 緒 言

石油、ガスの開発が北海、北極海等の低温域に広がり、ラインパイプ等は高圧操業による効率向上に向かうなど、エネルギー開発分野で世界的に様々な動きがある。図1にこれらの動きからくる要求特性の変化を、強度と温度との関係でもって、まとめて示す。

海底石油採掘用構造物は、採掘水深が深くなり、大型化すると、下部構造は座屈を避け板厚が増し、上部構造は軽量化のため、高強度鋼が求められる。寒冷地、極地の低温域では、衝撃特性、CTOD (Crack Tip Opening Displacement) 特性の要求温度は、それぞれ従来より低い -60°C 以下、 -40°C 以下が必要とされる^{1,2)}。

ラインパイプ用鋼管も高圧輸送に伴い、X-55 から X-70, X-80³⁾と高強度化し、エネルギー開発分野の技術動向は明らかに高強度化、低温高靱性化に向かっている。その上、従来設備で加工できるよう大入熱溶接が望まれている。

強度と低温靱性の上に、更に新たな特性が要求された。水海

域ではスプラッシュゾーンに溶接部の耐海水局部腐食性⁴⁾が必要となる。H₂Sを含むガスや石油の、ラインパイプやタンクでは、硫化物応力腐食割れ (SSC) が課題⁵⁾で、その防止に硬さは Hv248以下にし、しばしば規制される。又、環境破壊にも目が向けられ、座礁しても原油が漏れないよう船体の二重化が義務づけられた。片面溶接や、すみ肉溶接長が1.5倍程度増加し、溶接能率の向上が求められている⁶⁾。

一方、国内では、社会資本充実、内需拡大に力点が置かれ、建築分野で、低 YR (Yield Ratio) による耐震対策が採られ、溶接金属は鋼材より先に降伏しない、いわゆる硬質継手が不可欠とされる。横浜ランドマークタワーには、従来の SM490鋼に加え SM580鋼も使用され⁷⁾、更に超々高層ビルには、TS780鋼が必要とされ、溶接性を考慮した鋼材と溶接技術の開発が必要となっている⁸⁾。又、耐火特性を備えた耐火鋼が開発され⁹⁾、同様の特性を備えた溶接材料も必要となった。

このようにエネルギー、建築分野では、総じて高強度、高靱性、高溶接性 (低予熱温度、高能率) が要求されており、その上、耐食性、

⁽¹⁾ 技術開発本部 鉄鋼研究所 接合研究センター 主幹研究員

⁽²⁾ 技術開発本部 鉄鋼研究所 接合研究センター 主任研究員

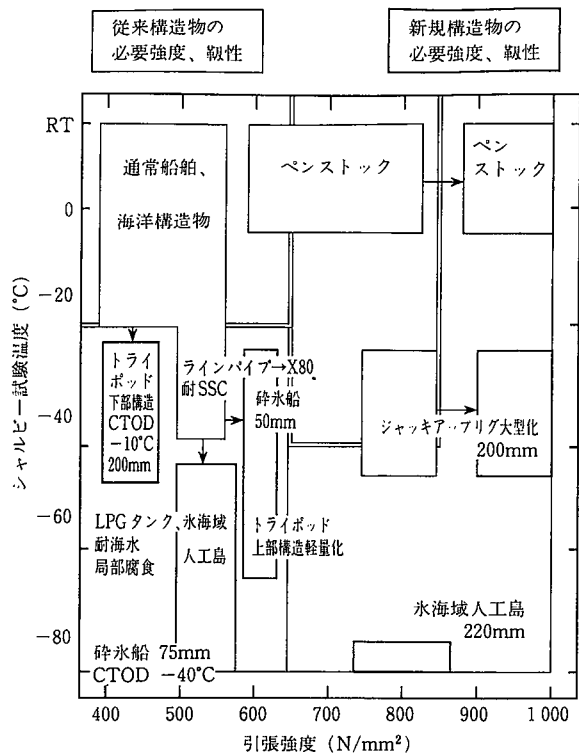


図1 エネルギー開発分野の要求強度と靱性の変化

耐火性等の新しい機能も求められている。これらの要求に対するTMCP(Thermomechanical control process) 技術を生かした種々の鋼材が開発されており、鋼材の特性を最大限生かすには、鋼材に適した溶接技術の開発が不可欠である。ここでは、最近の要求に合致した溶接技術の開発について述べる。

2. 低温用溶接材料の課題

低温用溶接材料は高靱性化機構から、1)数%のNi(11%以下)を添加し、Niの固溶靱性向上を利用する低Ni系、2)Ti, Bによる組織微細化を利用する¹⁰Ti-B系、3)脆性破壊を生じにくいγ結晶とする高Ni系、の3種に大別できる。このうち、1)、3)は大入熱溶接に適さないが、2)において、大入熱溶接が適用可能であり引張強度490~590N/mm²級で、-60°C以下での衝撃値を保証する溶接技術の開発が望まれている。

Ti-B系では図2に示すアシキュラフェライト(AF)と呼ばれ、中央の黒い非金属生成物を核に放射状に変態する大傾角フェライトが主体となる。AF粒一つ一つが破壊単位となるため靱性が高い。これに対し非Ti-B系では、隣接するフェライトが互いにほぼ平行なベイナイト(Bu)となる。Buは複数の隣接するBuも同時に破壊し破面単位が大きく、低靱性である。

図3は2)に相当する溶接材料でAl及び他の強脱酸剤の含有量の異なる鋼材を溶接したときの靱性を示す。靱性は溶接金属Al量に左右され、Al量に適正値が存在する。適正Al量ではAFであるが、高Al側ではBuとなり、靱性が劣化する。又、低Al側では粒界フェライト(GBF)となる。このAlは鋼材からの希釈で変化しており、靱性に鋼材Al量が影響することが分かる。

低温用TMCP鋼として、TiB鋼¹¹⁾、TiN鋼¹²⁾、TiO鋼¹³⁾等異なる靱性向上思想による大入熱用鋼が開発されてきた。それらのAl量は

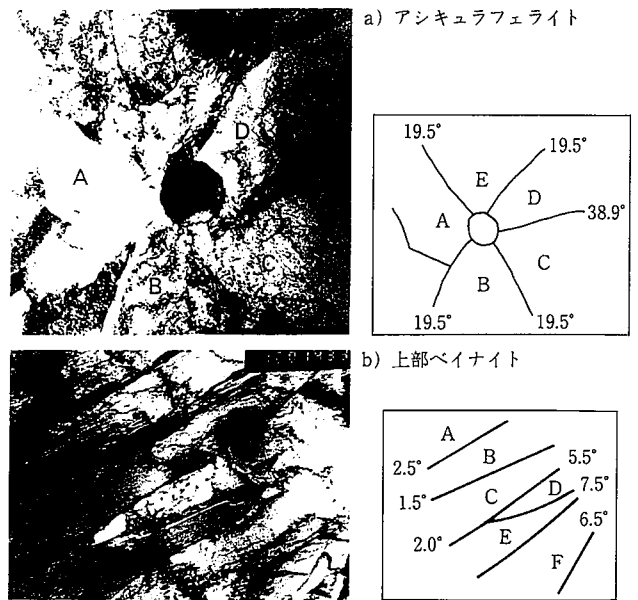


図2 低合金鋼溶接金属のアシキュラフェライト及びベイナイト組織の透過電子顕微鏡観察例

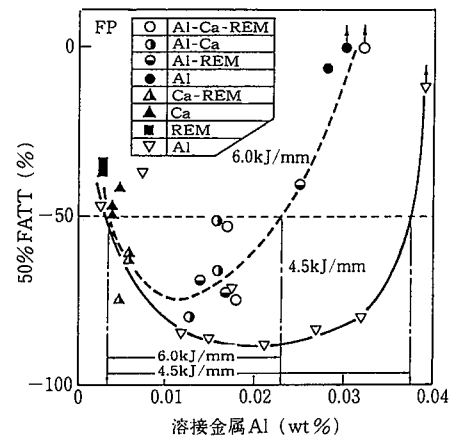


図3 Ti-B系溶接金属の靱性に及ぼす溶接金属Alの影響

大きく異なり、使用温度が低く、希釈の多いときは鋼材に合った溶接材料が必要である。図2の変態核はTiOと見られていたが¹⁰⁾、Al量にAF生成が左右されたり、又、積極的にTi添加していない系でもAFが得られる例がある^{14,15)}。そのため、AFの安定生成技術の確立をオキサイドメタラジの観点から、解析することが前記目標達成に必要である。

3. オキサイドメタラジによるAFの安定確保

3.1 AF生成有効変態核の組成、構造、生成条件

Ti-B系でAF+GBF組織(A)、非Ti系でBu組織(B)、極微量TiでAF+GBF組織(C)の3種の溶接金属を、表1に示すように選び、非金属生成物の解析をした。

図4には3試料の電解抽出残さのX線回折結果を、図5に非金属生成物のTEM観察結果を示す。Buを示した(B)は、図4に示すように、特定のピーク点がなく、電子線解折像もハローパターンを示したことから非晶質である。一方、AFを示した試料(A)、(C)はともに同じ回折ピーク(図4参照)を示し、同じ物質である。図5の電子線解折結果と併せて検討し、スピネル型酸化物(MnO・Al₂O₃)であ

表 1 非金属生成物解析用溶接金属成分 (wt %)

記号	C	Si	Mn	P	S	T.Al	Ins.Al	T.Ti	Ins.Ti	B *	N *	O *	ミクロ組織
A	0.04	0.17	1.62	0.006	0.003	0.009	0.009	0.011	0.009	2	26	269	AF+GBF
B	0.11	0.18	1.68	0.016	0.005	0.007	0.005	<0.002	<0.001	<1	30	134	Bu+粗粒GBF
C	0.07	0.24	1.55	0.012	0.003	0.009	0.009	0.002	0.002	<1	67	302	AF+GBF

* ppm

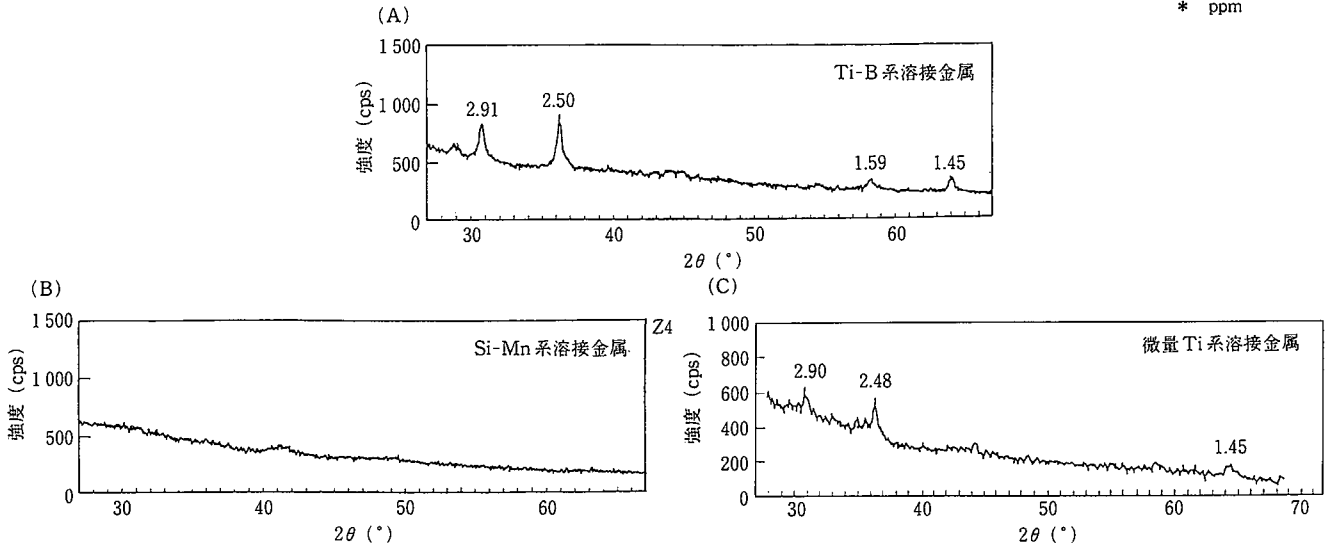


図 4 溶接金属の電解抽出残さによる微細酸化物のX線回折

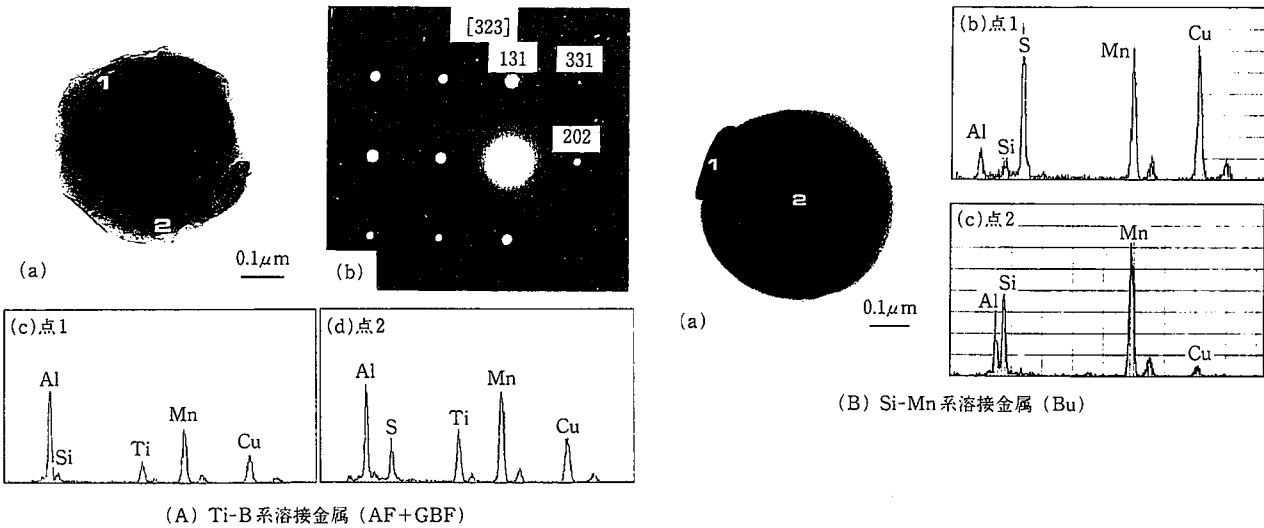


図 5 非金属生成物のTEM観察結果例

ることが分かった。スピネル型酸化物は α 鉄との格子不整合性が1.8%で、先に報告されているTiOの3.2%より更に整合性が良く、スピネルを核としてAFは容易にエピタキシャル成長し得る。

一方、非晶質の界面からAFが生成するには多大のエネルギーを必要とし、(A),(B)の組織の相違は、整合性の良い酸化物が否かにあるといえる。鋼材で変態に有効とされるMnS¹⁶⁾は試料(A),(B)ともに同様に付着しており、溶接金属の場合、効果がない。EDS分析結果から、3試料の非金属生成物の組成の違いは、(A),(C)にTiが含まれている点だけであり、スピネル化にTiが重要な役割をなすことを示している。Tiはガラスの結晶化触媒として良く知られており、酸化物中に含まれることでスピネル化を促進したと考えられる。

なお、(A),(C)の両方で検出されたTiは、Mn, Alの一部と置換し(Mn,Ti)O·(Al,Ti)₂O₃となっていると考えられる。溶融池ではOとの親和力の強い順に酸化反応が進むため¹⁷⁾、Al₂O₃のAl/O比(Al/O=1.125)を超える高Al側でのOは、全てAlと反応し、Tiの酸化は起こり得ず、スピネルが形成されずAFは生成しなかったといえる。スピネルの生成にはAl, Tiともに酸化する必要がある。その条件として、Al脱酸終了後の酸素ポテンシャル(Al/O<1.125)が重要で、更に、GBFを抑制するためのBの酸化消費を防ぐ必要がある。鋼材からの希釈混入量を考慮しAl, Ti, B, O, Nのバランスを取ることが重要で、これらの適正範囲は模式的に示すと図6のハッチの領域となる。

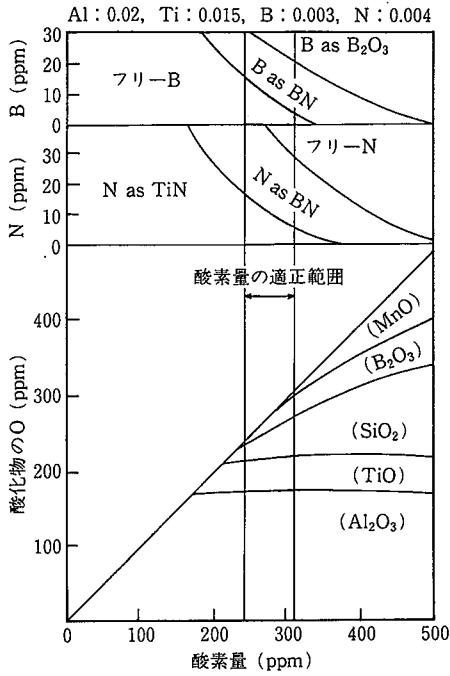


図6 Ti-B系溶接金属のAl, Ti, B, N, Oの適正化例

3.2 他の元素調整による高靱性化

Al, Ti, O等の適正化でAFが得られるTi-B系に, 母材から希釈混入する他の元素の影響も, 既に解明されている¹⁷⁾. その影響は模式的に図7のように示され, 靱性に対し最適の強度, 合金量が存在する。適正量より少量側ではGBFが, 過剰側ではBuが, AFに代わり増加し, 靱性が低下する。Cu, Niは比較的適正範囲が広いが, Mn, Mo等は適正範囲が狭く, 母材希釈の影響を十分管理する必要がある。又, Al/O比を一定にすれば, Oは低い程, 高靱性となり(図8参照), 低O程好ましい。

4. 再熱溶接金属の高靱性化

Ti-B系多層大入熱溶接では, 次層以降の溶接熱で再熱された溶接金属内HAZ(Heat Affected Zone)は鋼材HAZと同様に脆化する

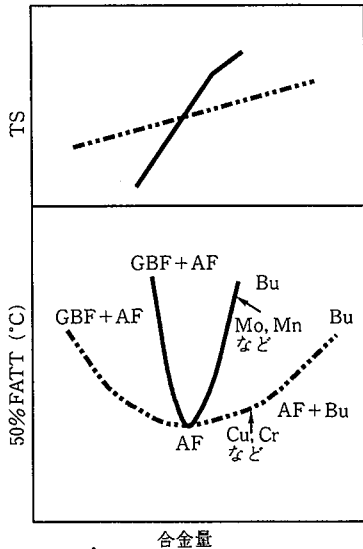


図7 Ti-B系溶接金属の強度、靱性に及ぼす合金元素の影響 (模式図)

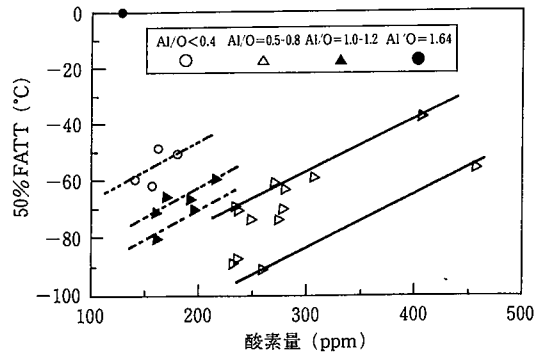


図8 溶接金属酸素と靱性の関係

る。CTOD特性にはこのような脆化部が決定因子となるので, 前章のas-welded部だけでなく再熱部の脆化対策も必要である。

再熱部は連続的に加熱温度が変化するため解析が難しく, 鋼材と同様に溶接熱サイクル再現装置を用い詳細な解析を行った。図9にその例を, 写真1に代表的加熱温度でのマイクロ組織を示す。脆化原因は到達加熱温度で異なり, 最も脆性な細粒域(950°C前後)は, フェライト粒径がAF粒より大きい上, 島状マルテンサイト(MAC)が存在するためである。粗粒域(1000°C以上)はGBFがas-welded部より増すためであり, 2相域(750°C近傍)は凝固偏析部にMACが生じるためである。低C化はMACを低減し, 細粒域の靱性を向上するが, 粗粒域はGBFが増し脆化するため, 低O化以外, 各温度域共通の対策はない。低C-Ni系はMACに代わり残留 γ が生じ, Mo系より脆化が少なく(図9参照), 再熱部靱性が重要な場合に適している。

5. 各種低温用材料の開発

5.1 鋼材に適した低温用大入熱溶接材料の開発

前述までの知見を基に, TS490, TS590級の鋼材に合ったSAW(Submerged Arc Welding)材料が開発されている。その例を表2に示す。耐海水局部腐食性は, 鋼材と溶接金属とのCu, Niの成分差によるパラメータ ΔEC の絶対値が1以下では起こらないことになっている¹⁸⁾。*印の溶接材料はこの点を考慮し設計されている。

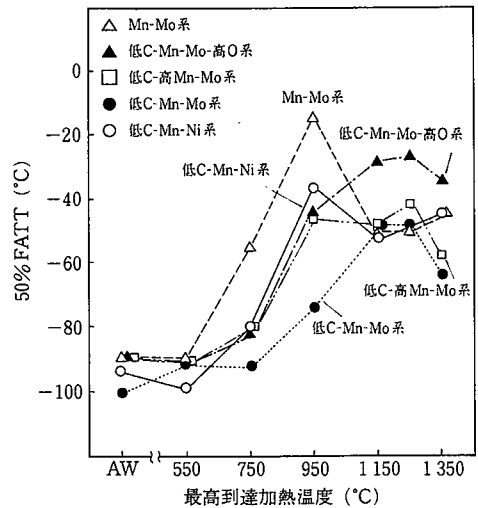
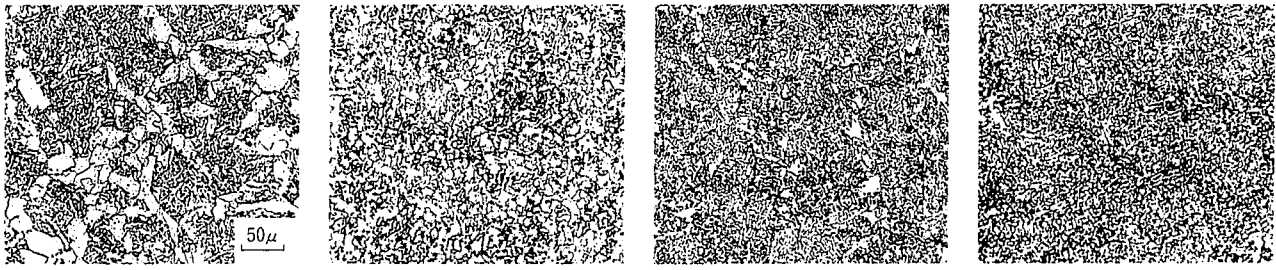


図9 各種成分系溶接金属の再熱部の靱性



(a) 到達加熱温度 1350°C (b) 到達加熱温度 950°C (c) 到達加熱温度 750°C (d) 溶接まま

写真 1 再熱温度とマイクロ組織変化

表2 低温用 SAW 溶接材料の特性例

施工法	鋼板	板厚 mm	入熱量 kJ/mm	AW PWHT	YP TS N/mm ²	vE -80°C J	vE -60°C J	50% FATT °C	CTOD 最小 mm	成分系	フラックス×ワイヤ
両面多層	TiN	50	4.5	AW PWHT	499 565 503 599	90/50 43/38	159/151 159/143	-73 -74	-30°C/2.68 -30°C/2.78	Mn	55L×YD
	TiN	50	5.0	AW	549 656	122/118	171/165	-85	-50°C/0.46	0.5Ni0.5Cu	* 55L×YDCN
	TiN	32	4.5	AW PWHT	558 643 503 620	58/53 92/54	136/134 165/156	-73 -79	-30°C/2.30 -30°C/2.56	Mn-0.18Mo	60L×YDM3
	TiO	38	4.5	AW PWHT	552 662 587 663	143/113 -	184/175 61/39	-	-30°C/2.19 -30°C/2.80	Mn-0.18Mo	60L×YDM3
	TiN	75	10.0	AW	545 662	44/44	1761/93	-70	-40°C/0.2	Mn	55E-B×YE
両面一層	TiB	32	11.0	AW	- 639	59/20	124/59	-	-40°C/0.4	Mn-0.2Mo	55E-A×YDM
			11.0	AW	- 673	93/49	136/69	-	-60°C/0.4	Mn-2.5Ni	* 55E-Am×Y8NI
	TiN	38	13.1	AW	- 656	45/20	137/69	-	-30°C/1.17	Mn-0.2Mo	55E-B×YDM
	TiO	32	11.0	AW	537 666	85/63	172/168	-80	-	Mn-0.2Mo	55E-T×YDM
	TiO	32	9.2	AW	515 673	144/98	157/149	-93	-60°C/0.25	Mn-2.7Ni	* 55E-Tm×Y6NI
片面二層	TiN	38	14.8	AW	539 666	-	66/61	-56	-50°C/0.37	Mn-1.6Ni	* H52-Bm×Y3NI
	TiB	32	14.4	AW	- 653	-	61/39	-	-	Mn-Ni-Mo	* H52-Am×Y3NT
片面一層	TiB	30	19.0	AW	481 664	45/34	57/39	-55	-	Mn-2.8Ni	* H55-Am×Y6NI
	TiO	30	19.0	AW	481 696	40/40	74/71	-41	-	Mn-1.6Ni	* H55-Tm×Y6NI

* : $-1 \leq \Delta Ec = 3.3 \times \Delta Cu + 1.1 \times \Delta Ni + 0.3 \leq 1$ 但し $\Delta Cu = Cu$ (鋼材) - Cu (溶接金属), $\Delta Ni = Ni$ (鋼材) - Ni (溶接金属)

5.2 耐サワー鋼管用低硬化性・高靱性溶接材料の開発

H₂S やサワーガスを多く含むラインパイプでは、硫化物応力腐食割れ(SSC)が生じやすく、その防止のため、しばしば硬さが規制(Hv_{0.5} ≤ 248)される。ラインパイプ同士を継ぐガス溶接は1.0kJ/mm以下の低入熱で溶接されるため、その溶接でシーム溶接金属に生じる熱影響部が最も硬化する。溶接金属は鋼材のように溶接中の冷却速度の制御は困難で、一方、炭素等量(CEQ)を大幅に下げられない。従って、シーム溶接金属は高靱性のほかに、低硬化性が必要であり、前章の知見を基に耐サワー鋼管用シーム溶接金属を開発した。

考え方の基本は両面一層溶接で、AF主体の組織とするため、Ti添加、Al/O ≤ 1 (0.8)とする。第3, 4章の知見から硬化性を高めず、靱性を高める効果的手段である低C, 低O系とし、vE_{-30°C}を満足する範囲で、可能な限り低CEQとする。UO鋼管の生産性から高速溶接性に適し、低O-低Nとなる高塩基性溶融型フラックスを新たに開発し、CEQの異なる溶接金属を作製した¹⁹⁾。比較に用いた高N系、高O系も併せてその衝撃試験結果を図10に示す。低O-低N系では高N系、高O系よりBが低くても靱性は十分高い。図11上部に示す方法で、ガス溶接相当の再熱を加えたときの硬化性を同図下部に示す。0.5kJ/mmでは全て硬度はHv250超となるが、1.0kJ/mmでは、0.36% CEQ近傍にHv248以下の条件を満足する領域がある。

又、高N系、高O系はいずれも低O-低N系よりBが高いにもか

かわらず、高N系の1.0kJ/mmを除き、低O-低N系の1ppmBと同程度の硬さを示し、Bが硬化性に寄与していないことになる。高N系、高O系のBは、溶接金属中でBN, B₂O₃となり、硬化性を左右するフリーBがないためである。但し、窒化物は不安定なため、1.0kJ/mmで再熱されると、高N系のBNの一部が分解し、フリーBを生じ、Bによる硬化が少し認められたと考えられる。換言すれば、溶接金属は鋼材に比べN, O量が多く、B含有は鋼材より多く許容されるべきである。

このようにして開発した溶接金属の耐SSC特性をNACE水溶液下での4点曲げ法で評価した。その結果を図12に示す。比較材の高O系に比べ、開発溶接金属は硬さ、付加応力ともに高い条件で初めて割れが発生し、耐SSC性は極めて良好である。このように、低合金溶接金属の靱性確保技術の確立に従い、低硬化性、高靱性溶接金属を設計でき、既に十万t超の耐サワー鋼管に適用されている。

6. 建築分野の高機能鋼の溶接技術の開発

6.1 耐火鋼用溶接技術の開発

建設省総合技術開発プロジェクト“建築物の総合防火設計法”により、鋼材の高温耐力に応じた耐火設計が可能となり、600°Cでの耐力を保証した建築用耐火鋼が開発された⁹⁾。耐火被覆を省略又は低減でき、施工コストの削減、空間の有効利用等の利点が多い。既に実

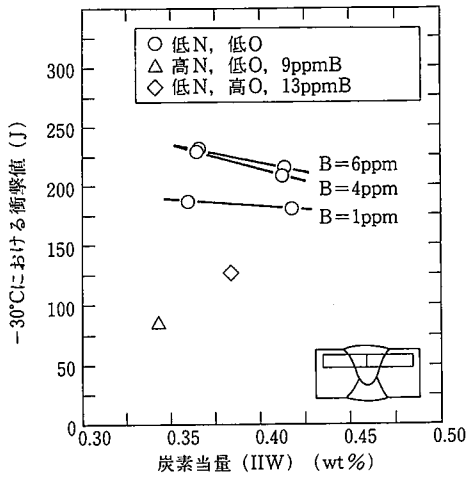


図 10 耐サワー用低N低O系溶接金属のCEQと衝撃値

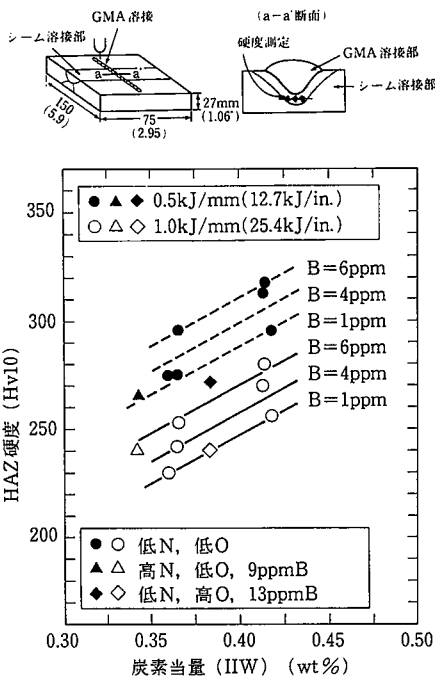


図 11 溶接金属の再熱硬化性試験結果

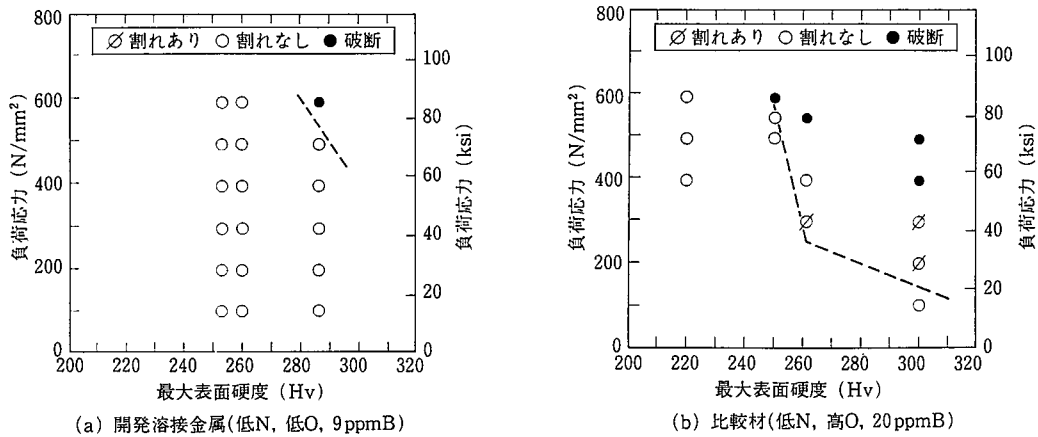


図 12 耐サワー用開発溶接金属のSSC特性

用されている耐熱鋼用溶接材料では過剰品質であり、鋼材強度、価格に合った溶接材料の開発が必要である。

溶接法に関係なく、600°Cでの降伏点(YP)の常温 YP からの残存率は Mo 量で定まることから、各溶接法ごとに鋼材希釈率を勘案して最適成分を決めた。図13に溶接金属の高温特性例を示す。

ボックス柱角継手は大入熱 SAW が適用されるため、Ti, B 添加により AF とすることが靱性面から不可欠である。しかし、Ti, 特に B が多いと高温延性が図14に示すように低下し、従って、600°Cでの短時間クリープ強度も γ 粒界で破断し低い²⁰⁾。このような現象は大入熱溶接だけに認められた。大入熱溶接では γ 粒界が大きく、粒界の B 濃度が大きくなりやすいため、必要最少限度の添加とした。

6.2 超々高層ビル用 HT780級鋼ボックス柱の製造技術

超々高層ビルでは、引張強度780N/mm²級の四面柱が必要となる。溶接の最大の課題は、低温割れの防止と現場施工を考えた予熱温度の低減である。鋼材として、別報²¹⁾に述べた予熱低減型 TS780鋼が開発された。

その鋼材の特性を生かすべく、2電極 AC-MIG 技術を確立した。大径ワイヤを用いるので大電流で能率が良く、かつ、極低水素化が可能で、100mm材も50°C予熱施工が可能となった。又、図15に示すように、治具取付に、公称強度が490N/mm²級の溶接材料を用いれば、低温割れは発生せず、かつ、低入熱では780N/mm²以上の強度が得られ、現地溶接性を損なわない。

7. 高生産性技術の開発

環境汚染原因の原油流出を防ぐため、タンカー船体の二重化が義務付けられ、溶接長は約1.5倍となる。そこで、溶接の高速化による従来船並の生産性向上が望まれている。片面一層 SAW を裏波形成用2電極+表ビード形成用2電極とする4電極とし、フラックスにも若干の修正を加え、図16に示す高速溶接が可能となった⁹⁾。溶接入熱も低減できる上、片面溶接の課題である終端割れの起因となる回転変形が半減し、手入れ工数が減ることも考えると、利点は大きい。

又、すみ肉溶接も FCAW (Flux Cored wire Arc Welding) の開発と2電極すみ肉溶接装置の組合せで、脚長5mmを1.5m/minの高速溶接が可能となっている^{22,23)}。

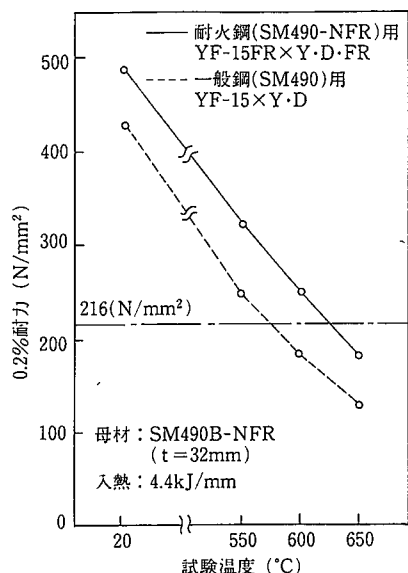


図 13 FR鋼用溶接材料と一般鋼用溶接材料による SAW 溶接金属の耐力の温度依存性

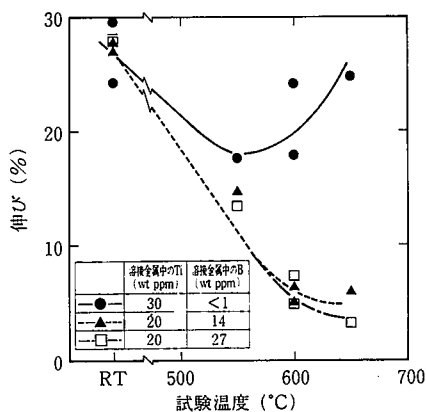


図 14 溶接金属の高温延性に及ぼすTi, Bの影響

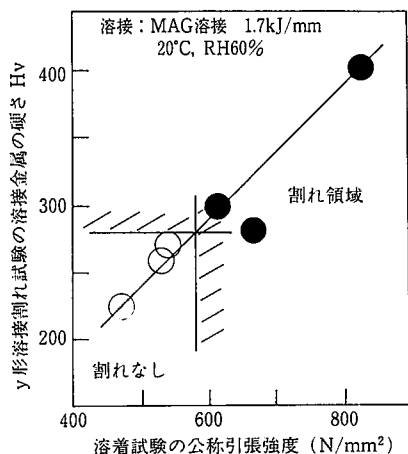


図 15 溶接金属の引張強度、硬さと割れの関係

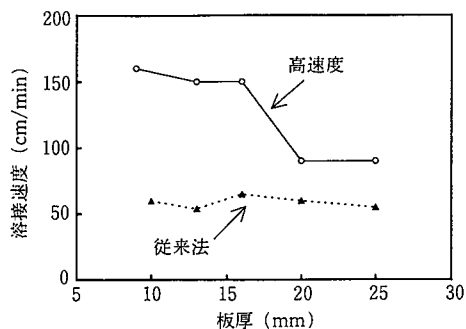


図 16 新開発4電極高速片面溶接法と従来法との溶接速度の比較

8. 結 言

エネルギー、建築分野を中心に進められている新しい鋼構造物の溶接部には、高強度、低温高靱性が求められている。しかも、溶接能率の点から、大入熱溶接、低予熱温度施工、高速化による溶接施工が望まれている。オキサイドメトラジを基本にした溶接金属の靱性確保技術が確立し、耐食性、耐SSC特性等の複合特性を満足し、鋼材に適した溶接金属の設計が行えるようになった。

又、FCuB(Flux Cu Backing)法やすみ肉溶接法で、従来法の2倍以上の高速化が可能となっている。更に、紙面の都合で割愛したが、EB(Electron Beam)溶接性の良い鋼材が開発され、極厚鋼の高効率溶接も可能となった。

このような、強度、靱性の確保技術や溶接自動化に伴う高生産性技術は、大きく進歩し、又、今後も続くであろう。しかし、溶接中の冷却速度制御は容易でなく、TMCP鋼による溶接性向上に対応した溶接金属の溶接性向上技術が、高強度化に向かう程、今後の大きな課題となる。

参 照 文 献

- 1) 村田征一郎 ほか: 日本造船学会論文集. 156, 489 (1984)
- 2) 井村幸弘 ほか: 日本造船学会論文集. 157, 359 (1985)
- 3) Nakasugi, H. et al.: WELDING-90. Hamburg, Germany, July 1990
- 4) Lingnau, D.G. et al.: Corrosion. 1986, Paper395
- 5) 例えば 高橋明彦 ほか: 材料とプロセス. 6(3), 644 (1994)
- 6) 宮崎建男 ほか: 日立造船技報. 54(1), 71 (1993)
- 7) 大橋守 ほか: 材料とプロセス. 6(2), 406 (1994)
- 8) 山下達雄 ほか: 鉄鋼技術. 7(8), 63 (1994)
- 9) 千々岩力雄 ほか: 新日鉄技報. (348), 55 (1993)
- 10) 森直道 ほか: 溶接学会誌. 50(8), 74 (1981)
- 11) 大野恭秀 ほか: 鉄と鋼. 73, 94 (1987)
- 12) 金沢正午 ほか: 鉄と鋼. 61, 2589 (1975)
- 13) 大北茂 ほか: 製鉄研究. (327), 9 (1987)
- 14) Bhatti, A.R. et al.: Welding Journal. (7), 224S (1984)
- 15) Jang, J. et al.: Material Science. 22, 689 (1987)
- 16) 奥村誠 ほか: 溶接学会論文集. 6, 144 (1988)
- 17) 堀井行彦 ほか: 製鉄研究. (327), 3 (1987)
- 18) 小関正 ほか: 材料とプロセス. 4, 809 (1991)
- 19) 土師利明 ほか: 製鉄研究. (326), 36 (1987)
- 20) 市川和利 ほか: 溶接学会全国大会概要集. (1993), 10
- 21) 渡部義之 ほか: 新日鉄技報. (348), 17 (1993)
- 22) Kamada, M. et al.: Welding Journal. 72(3), 49 (1993)
- 23) 真木成美: ニッテツびいど. 100, 17 (1992)