

(技術資料)

# 950N/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼用高靱性型溶接材料

原 則行・杉野 毅・大津 穰

溶接カンパニー・技術開発部

## High-tough Welding Consumables for 950N/mm<sup>2</sup> Class High-strength Steels

Noriyuki Hara・Takeshi Sugino・Minoru Otsu

High-tough welding consumables have been developed for welding 950N/mm<sup>2</sup> class high-strength steels in penstocks. Three newly developed welding consumables ( SMAW, SAW and GMAW ) were superior to conventional types in terms of fracture toughness. Toughness improvement was achieved by reducing the oxygen content of the weld metal from 300ppm to less than 200ppm. These three new consumables also have good crack resistibility, and because their preheating temperatures are 100 cold-cracking prevention is also achieved.

まえばき = 揚水発電所水圧鉄管は、高落差・大口径化ともなって使用鋼材の高強度化が進み、1975年に完成した九州電力大平発電所では780N/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼（以下 HT780 鋼）が適用された。その後、水圧鉄管分野では HT780 鋼が一般的となったが、さらなる大規模化に対応するため、1980年代はじめ頃から950N/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼（以下 HT950 鋼）の適用に向けた研究も積極的に進められるようになった。その研究成果をもとにして2000年2月には日本電気技術規格委員会（JESC）規格 JESC H0001（2000）「950N/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼材（HT100）の水圧鉄管適用への技術指針」が制定されている<sup>1)</sup>。

当社では HT780 鋼までの水圧鉄管用溶接材料を製造・供給しており、HT950 鋼用溶接材料についても、適用研究の開始直後から開発に取組み、1985年までに各種溶接材料（従来材）を開発した。その後、1990年代に入り適用研究が一層活発化すると、溶接継手部の破壊靱性値として CTOD（亀裂開口変位）が重視されるようになり、より高靱性を有する溶接材料が要望されるようになった。このため目標性能として新たに CTOD 性能を加え、溶接材料の高靱性化に取り組んできた。本稿では高靱性化手段および開発した高靱性型溶接材料（開発材）の特性を報告する。

### 1. 水圧鉄管の溶接

水圧鉄管（管胴部）の径は大きいものでは6m程度になり、板厚も50mmを超える。道路輸送の制約から半割のパイプで現場に隣接した仮設工場へ搬入され、サブマージアーク溶接（SAW）によって単管、それを2~4本接合した単位管が製造される。現場では単位管の全姿勢片面円周溶接となるが、1980年頃からそれまでの被

覆アーク溶接（SMAW）に替わって自動化されたマグ溶接（GMAW）あるいはティグ溶接（GTAW）がもちいられるようになった<sup>2)-4)</sup>。このように自動化が進んだ分野であるが、依然として被覆アーク溶接棒が必要となる溶接箇所もあり、いずれも欠くことのできない溶接材料となっている。

### 2. HT950 鋼用溶接材料に要求される性能

JESC H0001(2000)では、靱性面に対し水圧鉄管の最低使用温度である0において、

母材は脆性き裂の伝播を停止すること

溶接部は脆性破壊が発生しないこと

という基本的な考え方に基づいて靱性要求が設定されている。溶接継手部のシャルビ衝撃性能に関しては、WES（日本溶接協会規格）3003（1973）のG種に準拠して要求値が算出され、第1表に示す溶接継手部の機械的性質として規定されている。

施工面に対しては、予熱温度およびパス間温度の標準条件として第2表が規定されているが、HT780鋼に対する規定<sup>5)</sup>と同様である。溶接直後熱の標準条件（150度2時間以上）および最大入熱量・平均入熱量に関しても、HT780鋼に対する規定が採用されており、HT780鋼用溶接材料と同程度の溶接性・施工性が求められている。

なお鋼板に対しては、WES 3001(1996)のHW885を基準にして、WES 3003(1995)のA種により衝撃性能が設定されている<sup>1)</sup>。

第2表 予熱・パス間温度

Table 2 Preheating and interpass temperature

Welded Method	Thickness t mm	Preheating Temp.	Interpass Temp.
SMAW	t ≤ 50	100	100 ~ 230
	50 < t ≤ 200	125	125 ~ 230
SAW	t ≤ 50	100	100 ~ 230
	50 < t ≤ 200	125	125 ~ 230
GMAW	t ≤ 50	80	80 ~ 230
	50 < t ≤ 200	100	100 ~ 230
GTAW	t ≤ 50	80	80 ~ 230
	50 < t ≤ 200	100	100 ~ 230

第1表 溶接継手部の機械的性質

Table 1 Properties of welded joint

Thickness t mm	t ≤ 100	100 < t ≤ 200
Tensile Strength N/mm <sup>2</sup>	950	930
√T <sub>rs</sub>	-10	-15
√E <sub>temp.</sub> J	temp. = -10	temp. = -15
	47	

第3表 目標性能  
Table 3 Target Properties

Welded Joint Tensile Strength N/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{E_0}$ J	$\sigma_{T_{rs}}$	CTOD at 0 mm	Fracture mode <sup>1)</sup>
950	$\sigma_{E_0}$ 100	- 45	0.10	$m$ <sup>2)</sup>

1) Characteristic types of force versus displacement records  
2) WES 1108 (1995)

### 3. 目標性能

従来材は、第1表に示した機械的性質を目標として開発したものであり、衝撃性能面での配慮は十分なされていた。しかし、1990年代に入って破壊靱性の観点から目標値として設定されたCTOD値0.10mm程度以上<sup>6)~8)</sup>に対しては、きわめて低酸素の溶接金属がえられるGTAW材料以外は十分とはいえなかった。そのほかの溶接材料では、0.10mm以上のCTOD値をえるために溶接入熱の制限が必要となり、またそのようにしても不安定破壊を生じる場合もあり安定性の面でもやや欠けていた。そこで、GTAW材料を除いた溶接材料を対象として第3表に示す開発目標を設定して高靱性化の検討をおこなった。第3表中の破壊モードの $m$ は、延性亀裂の成長によって延性的に破断する場合の最大荷重到達のCTODであること表示。吸収エネルギーおよび $\sigma_{T_{rs}}$ の目標値は、開発過程での試作溶接材料の選択のためのものであり、WES 2805などを参考に設定した。

### 4. 高靱性化手段

開発材の高靱性化は、溶接金属の超低酸素化による焼入れ性の向上<sup>9)</sup>、それによるミクロ組織の微細化、介在物減少による延性き裂抵抗の増大を基本としている。鋼材では、脱ガス技術や製錬技術の活用によるP, S, Nなどの不純物元素の低減、直接焼入れ焼戻しの採用による組織制御、たとえば上部ベイナイト生成の抑制、Nb化合物などの微細析出による組織微細化<sup>10)</sup>などによって高靱性化が図られている。溶接金属においては、不純物の低減はとくに天然鉱物を溶剤原料としてもちいるSMAW材料、SAW材料では限界がある。組織制御についても溶接金属では採用できる熱処理は限定され鋼板のような効果は期待できず、超低酸素化は残された有効かつ実用的な高靱性手段といえる。

各種溶接材料の溶接金属酸素量の一例を第4表に示す。従来、SMAW, SAW溶接金属の低酸素化は300ppm程度が限界とされていたが、開発材では200ppm以下の超低酸素化に成功している。第1図、第2図および第3図に各種溶接金属の酸素量と靱性の関係について示す。いずれの溶接金属も酸素量の低減によって靱性は向上するが、顕著な効果を与えるためには、200ppm程度以下に抑える必要があることが明瞭である。以下、各論では超低酸素化の具体的手段とそれに付加した技術について述べる。

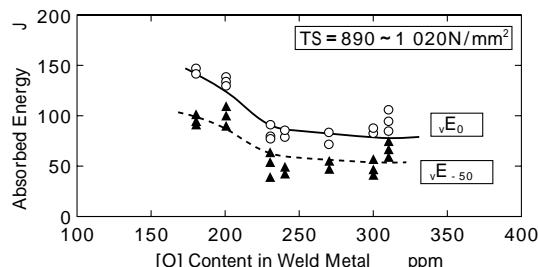
#### 4.1 SMAW 材料

被覆剤中の酸性酸化物の削減による高塩基化および強脱酸性元素の添加によって酸素量200ppm以下を達成した。従来、高塩基化で低酸素化を成しえなかった最

第4表 各種溶接金属酸素量の一例

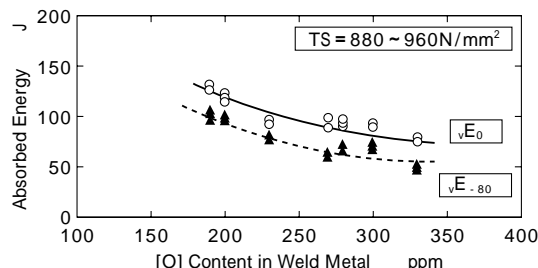
Table 4 Typical oxygen content in various kinds of weld metal

Welding Method	SMAW : System of Coating Flux SAW : Type of SAW Flux GMAW, GTAW : Shielding Gas	Oxygen Content in Weld Metal ppm
SMAW	Ilmenite	1 000
	Low Hydrogen	300
SAW	Melt Flux	500
	Bonded Flux	300
GMAW	100%CO <sub>2</sub>	500
	80%Ar + 20%CO <sub>2</sub>	300
	95%Ar + 5%CO <sub>2</sub>	200
GTAW	100%Ar	10



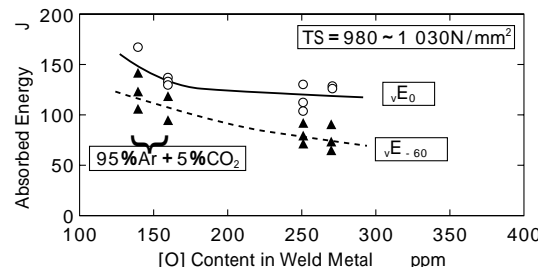
第1図 SMAW 溶接金属の靱性に及ぼす酸素量の影響

Fig. 1 Relationship between [O] content and absorbed energy in weld metal for SMAW



第2図 SAW 溶接金属の靱性に及ぼす酸素量の影響

Fig. 2 Relationship between [O] content and absorbed energy in weld metal for SAW



第3図 GMAW 溶接金属の靱性に及ぼす酸素量の影響

Fig. 3 Relationship between [O] content and absorbed energy in weld metal for GMAW

大の障壁は溶接作業性の劣化であったが、開発材では溶接作業性を多方面から検討しこの問題を克服した。しかし、SMAW溶接金属では、このレベルまで超低酸素化を図っても、他の溶接金属ほど顕著な靱性向上効果は認められなかった。これはSMAW溶接金属のN量が、他の溶接金属の50ppm程度以下に対して、シールド効果が完全でないため100~120ppm程度と多くなることが主因と考えられた。このSMAW特有の問題については、微量Tiを添加して溶接金属に核生成サイトを付与し組織の微細化を図り、超低酸素化と相乗させることによって解決した。溶接金属のミクロ組織の一例を写真1に示すが、超低酸素化および核生成サイトの付与によって組織が微細化していることがわかる。写真2は、超低



Conventional Type [O] = 300ppm

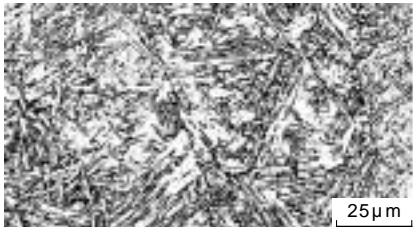


Developed Type [O] = 180ppm

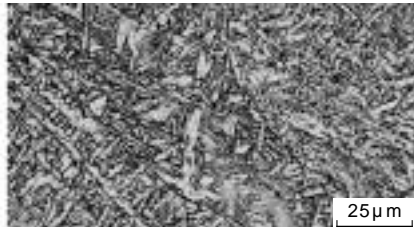
写真1 被覆アーク溶接金属のミクロ組織  
Photo 1 Microstructure of SMAW metal



写真2 SMAW 溶接金属の電子顕微鏡ミクロ組織  
Photo 2 TEM micrograph of SMAW metal



Conventional Type [O] = 300ppm



Developed Type [O] = 170ppm

写真3 サブマージアーク溶接金属のミクロ組織  
Photo 3 Microstructure of SAW metal

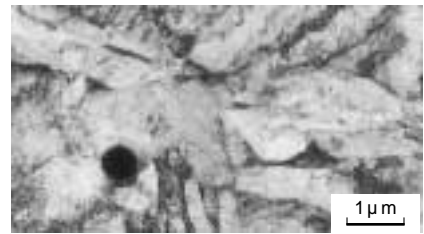


写真4 SAW 溶接金属の電子顕微鏡ミクロ組織  
Photo 4 TEM micrograph of SAW metal

酸素溶接金属の電子顕微鏡による薄膜観察の一例であり、微細なアシキュラーフェライト（粒内核生成型のベイナイト）組織を呈している。

#### 4.2 SAW 材料

SAW 材料においてもフラックスの高塩基化を指向したが、目標とする超低酸素溶接金属がえられなかった。このためフラックス成分と溶接金属酸素量の関係を広範囲にわたって検討した。その結果、主要原料であるふっ化物と酸性酸化物の比を特定の値としたときにもっとも酸素が低減するという興味ある知見をえた。さらに溶接電流・電圧によってフラックス消費率が変化した場合でも安定した脱酸効果がえられるように、ワイヤ中の脱酸性元素の添加量を設定した。これらによって、酸素量 200 ppm 以下の超低酸素化を安定して達成することが可能となった。溶接金属のミクロ組織を写真3、写真4に示す。SAW 溶接金属では、Ti 非添加で微細組織がえられており、超低酸素化の効果だけでもミクロ組織が微細化することを示すものである。

#### 4.3 GMAW 材料

従来材では、80%Ar + 20%CO<sub>2</sub> を標準的にもちいるシールドガス組成としてワイヤ成分を設計していた。溶

接金属酸素量は、シールドガスの Ar 比率の増加によって容易に低減できるが、溶接条件の裕度が小さくなる問題があった。開発材では、95%Ar + 5%CO<sub>2</sub> 用として最良の溶接作業性がえられるように、またこのガス組成を十分活かすためにワイヤ中の脱酸性元素などの添加量を検討し、95%Ar + 5%CO<sub>2</sub> の溶接金属酸素量としてもっとも低レベルを実現した。

#### 5. 溶着金属の諸性能

従来材、開発材の溶着金属の化学成分および機械的性質を第5表、第6表に示す。機械的性質は、JIS Z3111 に準拠して試験した。従来材、開発材ともに3%前後のNiを含む成分系としているが、開発材とくにSMAW、SAW 材料では耐低温割れ性をより向上させるためCrあるいはMoを調整し、強度を許容される範囲で抑制した。このため、JISの試験方法に準拠した比較的薄板を使用する溶着金属試験では引張強さが950N/mm<sup>2</sup>未達となる場合もあるが、水圧鉄管に使用される50mm程度以上の厚板では第3表に示した継手引張強さがえられる設計となっている。Niは靱性面で有用な元素であるが、HT950鋼溶着金属における最適量は溶接方法によって

第5表 従来材の溶着金属の化学成分と機械的性質

Table 5 Chemical composition and mechanical properties of all weld metal by conventional type

Welding Method	Brand Name	Chemical composition wt%									Tensile Properties				Notch Toughness			
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	O	YS N/mm <sup>2</sup>	TS N/mm <sup>2</sup>	El. %	RA %	vE <sub>-60</sub> J	vE <sub>-40</sub> J	vE <sub>-20</sub> J	vE <sub>0</sub> J
SMAW	LB-100B	0.04	0.53	1.57	0.015	0.006	2.67	1.00	0.86	0.030	883	965	18	58	—	60	74	88
SAW	PFH-100A/US-100A	0.08	0.25	1.45	0.012	0.005	2.61	0.62	0.74	0.028	887	982	18	54	79	88	92	95
GMAW	MGS-100A	0.07	0.43	1.44	0.003	0.003	3.08	0.55	0.91	0.027	870	979	20	55	78	99	112	126
GTAW	TGS-100A	0.06	0.30	1.43	0.004	0.006	3.18	0.81	0.96	0.001	819	1 007	19	74	- 50	: 112		172

第6表 開発材の溶着金属の化学成分と機械的性質

Table 6 Chemical composition and mechanical properties of all weld metal by developed type

Welding Method	Brand Name	Chemical composition wt%									Tensile Properties				Notch Toughness			
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	O	YS N/mm <sup>2</sup>	TS N/mm <sup>2</sup>	El. %	RA %	vE <sub>-60</sub> J	vE <sub>-40</sub> J	vE <sub>-20</sub> J	vE <sub>0</sub> J
SMAW	LB-100J	0.05	0.39	1.35	0.004	0.003	3.37	0.58	0.46	0.016	845	934	21	68	112	126	155	162
SAW	PFH-100J/US-100J	0.09	0.53	1.79	0.011	0.002	2.60	0.07	0.75	0.019	826	952	21	60	108	112	—	118
GMAW	MGS-100J	0.06	0.34	1.34	0.005	0.003	2.60	0.46	0.75	0.016	875	952	21	65	- 50	: 107	—	139

多少異なるが2.5~4%程度でありこれより増加しても靱性は向上せず、耐高温割れ性が低下するという弊害が現れる。

開発材の溶着金属酸素量は前述のように200ppm以下であり、従来材と比較して吸収エネルギーが大幅に上昇している。また絞りが大きく改善されていることが特徴である。

## 6. 継手性能

開発した3種の高靱性型溶接材料およびGTAW材料による板厚50mmのHW885の溶接継手性能例を第7表に示す。溶接入熱は、それぞれの溶接方法、溶接姿勢において一般的な条件範囲である。強度に余裕のあるMGS-100JおよびTGS-100Aについては、継手引張試験に替えて溶接金属引張試験で評価している。CTOD試験はWES1108-1995に準拠し、ノッチ位置は溶接金属中央とした。いずれの溶接継手も継手引張強さ950N/mm<sup>2</sup>以上が確保され、 $vT_{rs}$ は-60以下と良好である。CTODも0.15mm以上の値がえられており、もっとも溶接入熱の大きなSAW、4.5kJ/mmの場合の荷重-変位曲線を一例として第4図に示したが、安定破壊(  $m$  )となっており目標を十分に満足している。TGS-100Aによる溶接継手のCTOD値が突出して良好であるが、第4表に示したように溶接金属の酸素量がきわめて低いことによる。

## 7. 耐割れ性能

第5図<sup>11)</sup>は、多層溶接金属の低温割れ(水素による遅れ割れ)に及ぼす拡散性水素量と溶接金属引張強さの影響を示したものであり、水素量を低減し溶接金属の強度を極力抑制することが、多層溶接金属の割れ防止に有効なことが分かる。SMAW材料:LB-100J、SAWフラックス:PFH-100Jは、従来材にも採用した超低水素仕様とし水素量を低く抑え、同時に溶接金属引張強さを抑制して耐割れ性を高めている。耐割れ性能の評価は板厚50mmのHW885をもちいた窓枠拘束多層溶接金属割れ試験でおこなったが、LB-100JとPFH-100J/US-100Jの割れ停止予熱温度は、150×2時間の溶接直後熱を併用することによっていずれも100以下であり、第2表で示した予熱条件での施工が可能である。

ソリッドワイヤであるMGS-100J、TGS-100Aは元来水素量が低い溶接材料であるが、さらなる低水素化のためにワイヤ表面性状に配慮を加えている。その結果、多層溶接金属割れ停止予熱温度は50以下であり、水圧鉄管の現場溶接施工をより安全にするものと思われる。

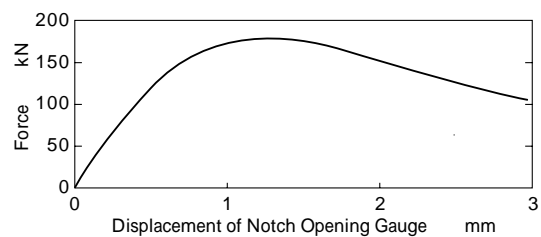
むすび=開発したHT950鋼用高靱性型溶接材料は、いくつかの水圧鉄管へのHT950鋼適用研究で使用され、高い評価を受けている。したがって、HT950鋼の水圧鉄管への実用化、またその後のHT950鋼の適用分野拡大にも貢献するものと思われる。新しく開発した超低酸素化による高靱性化技術は基幹技術であり、HT950鋼用溶接材料に限らず広く利用することができ、すでに3.5%Ni鋼用被覆アーク溶接棒に採用し、-100領域での高靱性化に効果を上げている。なお、溶接金属のN

第7表 溶接継手の機械的性質

Table 7 Mechanical properties of welded joint

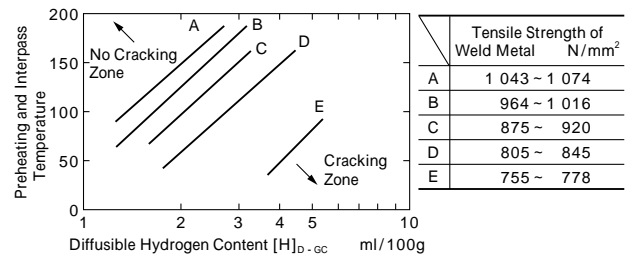
	Welding Position	Heat Input kJ/mm	TS <sup>1)</sup> N/mm <sup>2</sup>	Toughness <sup>2)</sup>			$vT_{rs}$	CTOD Test <sup>3)</sup>	
				-60 J	-40 J	-20 J		CTOD at 0 mm	Mode
LB-100J	Flat	2.5	965 <sup>*1</sup>	85	112	137	< -60	0.26 0.27	m m
	Vertical	3.5	960 <sup>*1</sup>	72	104	138	< -60	0.22 0.23	m m
PFH-100J/ US-100J	Flat	3.3	959 <sup>*1</sup>	105	113	120	< -60	0.26 0.25	m m
		4.5	962 <sup>*1</sup>	100	136	152	< -60	0.27 0.26	m m
MGS-100J	Flat	1.3	1019 <sup>*2</sup>	82	96	111	< -60	0.17 0.18	m m
TGS-100A	Flat	5.0	1002 <sup>*2</sup>	208	212	224	< -60	0.66 0.64	m m

- 1) Tensile Test \*1: Welded Joint (JIS Z3121, No.1 Specimen)  
\*2: Weld Metal (JIS Z3111, A1 Specimen) Location t/4  
2) Impact Test : JIS Z 3111, No.4 Specimen, Location t/4  
3) CTOD Test : WES 1108-1995, Specimen Size: B=W=50mm



第4図 CTOD試験の荷重-変位曲線の一例

Fig. 4 Typical force versus displacement record in CTOD test



第5図 多層溶接金属の低温割れに及ぼす拡散性水素量と強度の影響

Fig. 5 Relation between  $[H]_{D-GC}$  and critical preheating and interpass temperature for 690 to 1050N/mm<sup>2</sup> class high tensile weld metal

量によって最適な核生成サイトが存在するようであり、このメカニズムの解明は今後の検討課題としたい。

## 参考文献

- 1) 渡邊 望: 溶接学会平成12年度秋季全国大会技術セッション論文集, p.55.
- 2) 溶接学会編集委員会編: 展望. - 11 溶接学会誌, Vol.50, No.6 (1981) p.73.
- 3) 坂井昭治郎ほか: 三菱重工技報, Vol.16, No.3 (1979) p.344.
- 4) 下田隆二ほか: 溶接学会論文集, Vol.6, No.3 (1988) p.119.
- 5) (社)水門鉄管協会: 水門鉄管技術基準, 溶接・接合編, 第4回改訂版.
- 6) 村松裕之ほか: 川崎重工技報, No.105 (1990) p.83.
- 7) 岩瀬敏典ほか: 溶接構造シンポジウム'99 講演論文集, p.60.
- 8) 岡田 斎ほか: 溶接構造シンポジウム'97 講演論文集, p.42.
- 9) 伊藤慶典ほか: 溶接学会誌, Vol.51, No.4 (1982) p.37.
- 10) 柴田光明ほか: CAMP-ISIJ, Vol.10 (1997) p.585.
- 11) N. Okuda et al.: IIW-No. - 072-86 (1986) p.16.