水圧鉄管用 100 kgf/mm² 級高張力鋼の 溶接性と継手の破壊靱性*

松浦十四彦**, 呉 尚弘**, 西上幸臣**, 渡邊 之***, 鈴木元昭***, 作井 新***

Weldability and Weldment Toughness of Newly Developed 100 kgf/mm² grade High Tensile Strength Steel*

by Toshihiko Matsuura**, Yoshihiro Kure**, Yukiomi Nishigami**, Itaru Watanabe***,
Motoaki Suzuki*** and Shin Sakui***

The applicability of 100 kgf/mm² grade high tensile strength steel developed for penstock was evaluated in this paper. Firstly, five kinds of weld-cracking tests were performed and it was demonstrated that the 100 kgf/mm² grade steel, including its weld metal, has a good resistance for cold cracking. Secondly, mechanical properties and fracture toughness were investigated and evaluated the safety of the weldment against brittle fracture. As a result, it is confirmed that the 100 kgf/mm² grade steel weldment has enough toughness to prevent the brittle fracture. Finally, the correlation between fracture toughness and absorbed energy obtained by Charpy-V test was investigated, and Charpy-V values required to prevent the brittle fracture was proposed.

1. 緒 言

HT100 鋼が開発・実用化されて以来, 約20年が経過している。その間HT100 鋼は, 軽量化がとくに求められる構造物を主たる用途として, 各分野にひろく供されてきた。しかしながらそれら適用対象は, 深海艇に代表されるように¹⁾, 機能が最優先される特殊な構造物に限定される傾向にあり, 経済性が重視される大型溶接構造物への適用例はきわめて少ない。

HT100 鋼の用途拡大を阻害する要因に下記の2点が挙げられる。その一はHT100 鋼の高い溶接割れ感受性であり, その二は脆性破壊に対する危惧である。前者は溶接時の予・後熱温度の上昇, それにともなう作業環境の悪化, コストアップを, また後者は入念な非破壊検査, 安全性立証のための靱性評価試験の増大を招く。とくに後者においては, 破壊靱性値と良好な対応関係にある適切な材質要求基準の欠如が, 要求値に品質保証の性格を必要とされる大型構造物において経済性ならびに安全性を追求する上で, 大きな障害となっている。

本研究はこうした点を解決することを狙いとし, 近い

将来その建設が計画されようとしている超高落差揚水発電用水圧鉄管へのHT100 鋼の適用を意図して行なわれたものである。本報告では, はじめに溶接割れ感受性ならびに溶接部の靱性確保を目的として検討・試作されたHT100 鋼について種々の溶接割れ試験を行ない, その溶接性を評価した検討結果を述べる。ついで継手について行なった各種破壊靱性試験の結果を述べ, その安全性を評価する。さらに実用化にあたっての適切な材質要求基準を設定することを狙いとした破壊靱性値とシャルピ衝撃値の相関性について述べる。

2. 実験方法

2.1 供試鋼ならびに供試溶接材料

Table 1 に供試鋼の化学組成を, Table 2 に機械的性質を示す。供試した鋼は板厚50および75 mm の試作HT100 鋼である。その詳細は別報²⁾に委ねるが, 本供試鋼はVの析出強化作用を有効に活用, 強化したことを特長とする鋼であり, Ceq, Pcm 値は著しい強度の向上

Table 1 Chemical composition of steels (wt.%)

Thickness (mm)	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Ceq*	Pcm
50	0.09	0.26	0.80	0.003	0.001	2.00	0.49	0.48	0.093	0.51	0.24
75	0.09	0.27	0.77	0.002	0.001	3.07	0.51	0.51	0.116	0.54	0.26

* Ceq: WES

*原稿受付 昭和59年9月8日 昭和60年度春季全国大会論文発表講演

**正 員 (株)酒井鉄工所 Member, Sakai Iron Works Co., Ltd.

***正 員 日本鋼管(株) Member, Nippon Kokan K. K.

Table 2 Mechanical properties of steels

Thickness (mm)	Location & Direction	Tensile Properties					Charpy V-notch Properties				
		0.2% PS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	EL (%)	RA (%)	VTs (°C)	VE-55 (kgf-m)	VE-60 (kgf-m)	VEs (kgf-m)		
50	1/4t	L	94.5	100.6	24.4	73.9	-103	20.2	-	25.3	
		C	94.4	100.7	23.8	70.9	-70	14.3	-	24.7	
	1/2t	L	93.1	100.1	24.5	73.3	-80	21.6	-	24.9	
		C	93.5	100.5	23.8	72.1	-89	19.1	-	22.5	
	Almimo	≥ 90	97/115	≥ 12	-	≥ 55	-	≥ 4.8	-	-	
75	1/4t	L	95.0	98.1	23.5	74.2	-82	-	24.5	25.1	
		C	98.1	100.3	23.6	71.8	-88	-	20.0	23.6	
	1/2t	L	93.0	97.5	24.6	70.9	-80	-	10.1	23.7	
		C	95.7	99.7	25.0	70.6	-77	-	12.9	21.9	
	Almimo	≥ 88	95/113	≥ 12	-	≥ 60	-	≥ 4.8	-	-	

Table 3 Chemical composition of weld metals

Welding Process	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
SMAW	0.07	0.51	1.86	0.009	0.008	2.26	0.98	0.67
TIG	0.07	0.38	1.59	0.005	0.007	3.40	0.98	1.00
SAW	0.07	0.48	1.57	0.008	0.005	2.68	0.60	0.73
Large current MIG	0.09	0.40	1.37	0.006	0.006	2.63	0.62	0.82

Table 4 Weld-cracking tests performed

First pass Tack weld	Y-Groove Cracking Test H Type Restrained Cracking Test	SMAW TIG
Multi-layer weld	U-Groove Cracking Test	SMAW, TIG SAW
Fillet weld	Fillet Weld-cracking Test with High Restrain Heel Cracking Test	SMAW

Table 5 Testing conditions of weld-cracking tests

Tests	Preheat temperature (°C)	Post weld heat temp. (°C)	Welding atmosphere
y-groove*	75 - 150	free	30°C, 80%
H type*	RT - 100	free 200, 10min	30°C, 80%
U-groove*	RT - 175	free 150, 2hr	10°C, 38% - 16°C, 77%
Fillet weld (High Rp)**	75 - 125	free	30°C, 80%
Heel crack**	125, 150	free	30°C, 80%

Welding materials: *: 100 & 80kgf/mm² grade
**: 100kgf/mm² grade

にもかかわらず、HT 80 鋼と対比してほぼ同程度に抑えられている。また板厚方向の靱性の均一化を目的として、焼入処理時に特殊な冷却方法が採用されている。

Table 3 に溶接材料の化学組成を示す。いずれも新たに開発・試作されたものであり、引張強さ 100 kgf/mm² 級の溶接材料である。

2.2 溶接割れ試験

水圧鉄管を製造する際の溶接施工を考慮し、Table 4 に示す溶接割れ試験を実施した。それらの試験を行なうにあたっての詳細な条件を Table 5 に示す。表中に示されるとおり、Table 3 に示した 100kgf/mm² 級の溶接材料に加えて、一部 80 kgf/mm² 級のそれを用いて検討した。

2.3 溶接法ならびに溶接条件

Table 6 Welding conditions

Welding process	Welding position	Heat input (kJ/cm)	Welding speed (cm/min)	Number of passes	
				50mm ^t	75mm ^t
SMAW	Flat	25.7	9-19	31	43
	Vertical	41.4	5-8	16	-
	Over head	34.6	5-10	21	-
TIG	Flat	32.0	6-16	27	38
	Vertical				
	Over head				
SAW	Flat	38.4	26-30	17	28
Large current MIG	Flat	36.3	30-50	12	16

2.1項に述べた供試鋼ならびに溶接材料を用い、Table 6 に示す溶接法ならびに溶接条件にて継手を作製した。表中に示されるとおり、水圧鉄管の作製に用いられる被覆アーク、サブマージアーク溶接法に加え、新たに TIG および大電流 MIG 溶接法を用いた。溶接電流等の諸条件はそれぞれ適正と判断される条件とした。溶接線はそれぞれの溶接法が適用される状況を考慮して、被覆アークおよび TIG 溶接の場合鋼板の圧延方向と同一方向、サブマージアークならびに大電流 MIG 溶接の場合直角方向とした。開先形状はX型を基本とした。

2.4 継手引張試験

得られた継手の強度特性を明らかにするため、溶接部より継手引張試験片 (JIS Z 3121 1号試験片) を採取し、室温にて引張試験を実施した。

2.5 シャルピ衝撃試験

継手の衝撃特性を明らかにするため、シャルピ試験を実施した。板厚方向各位置での衝撃特性を把握し破壊靱性値と対比することを意図して、最終溶接側 1/4t、裏面側 1/4t および板厚中央部の 3 位置から試験片を採取し、試験に供した。また切欠位置は溶接金属中央ならびにボンド部の 2ヶ所とした。それぞれの採取位置、切欠位置において 6 温度を適宜選択して試験を行ない、エネルギー遷移曲線を求めた。

2.6 3点曲げ CTOD 試験

小型の破壊靱性試験として、板厚 50mm のサブマージアーク溶接継手ならびに大電流 MIG 溶接継手を対象に 3 点曲げ CTOD 試験を実施した。試片は B S 5762²⁾ に規定される標準試験片であり、全厚のまま試験に供した。いずれもその先端を疲労切欠とした。これらの試験片を用い、それぞれの切欠位置において適宜温度を選択し、試験を行った。限界 CTOD 値の算出にあたっては B S 5762 に準拠し、クラックマウスの変位量からそれを求めた。計算に必要な降伏強度は、母材の低温引張試験を行ない、得られた値を用いた。またクラックマウスの変位量を求めると同時に着力点変位を測定し、得られた荷重-着力点変位曲線から Rice の提案の簡便法³⁾により Jc 値を求めた。

Fig. 1 Specimen configurations of large scale tests

2.7 大型脆性破壊試験

静的引張荷重下での破壊靱性値 K_c を求めることを目的として、サブマージアーク溶接継手、大電流 MIG 溶接継手について、ディープノッチ試験ならびに表面切欠角変形付広巾引張試験を実施した。継手の作製にあたっての溶接条件は 2.2 項に述べたそれと同一であるが、ディープノッチ試験においてはボンド部の特性をより正確に把握するため K 開先とした。

Fig. 1(a) にディープノッチ試験片形状を示す。切欠は先端巾 0.14 mm、長さ 120 mm の側切欠であり、その先端がボンド部に位置する様加工されている。また継手の余盛はすべて削除した。これらの試験片を所定の温度に冷却後破断させ、得られたグロス破壊応力値から Irwin の式⁵⁾を用いて、 K_c 値を算出した。

Fig. 1(b) に表面切欠角変形付広巾引張試験片形状を示す。切欠は先端巾 0.14 mm、深さ 12.5 mm、全長 75 mm の半楕円状である。これは ASME Section III Appendix G に規定される想定欠陥寸法と相似形であり、切欠深さならびに切欠全長がそれぞれ板厚の $1/4$ 、ならびに 1.5 倍となる様配慮したものである。切欠の先端は溶接金属中央もしくはボンド部に位置する様にした。試験は -15°C で行なった。求められたグロス破壊応力値から Newmann の式⁶⁾を用いて K_c 値を求めた。 K_c 値の算出に必要な角変形ならびに目違いによって生ずる曲げ応力は征矢の式⁷⁾を用いて算出した。

3. 実験結果

3.1 供試 HT 100 鋼の溶接割れ感受性

Fig. 2(a) に初層ならびに仮付溶接部を対象として行なった斜め Y 型溶接割れ試験および H 型拘束割れ試験結果を示す。これらの試験は、現地での溶接施工を考慮して、 $30^\circ\text{C} \times 80\% \text{ R.H.}$ の溶接条件下で行なわれた。上記条件下での水蒸気分圧は 25.5 mmHg であり、実際に水圧鉄管内で想定される最高水蒸気分圧 20 mmHg に比較

(a) Welding atmosphere : $30^\circ\text{C} \times 80\% \text{ R.H.}$

Welding material	Testing method	R_p (kgf/mm ²) {Thickness (mm)}	Welding process	Critical preheating temperature to avoid weld-cracking ($^\circ\text{C}$)
100 kgf/mm ² grade	H type	1930(50 ^t)	SAW	● ○
	Y-Groove	3500(50 ^t)	SAW	○
		5300(75 ^t)	TIG	○
	Y-Groove	5300(75 ^t)	SAW	○
80 kgf/mm ² grade	H type	1930(50 ^t)	SAW	● ○
	Y-Groove	3500(50 ^t)	SAW	○
		5300(75 ^t)	SAW	○
	Y-Groove	5300(75 ^t)	SAW	○

Marks: Open; No post heating, Solid; Post heating ($200^\circ\text{C} \times 10\text{min}$)

Welding material	Testing method	Welding process	Critical preheating temperature to avoid weld-cracking ($^\circ\text{C}$)
100 kgf/mm ² grade	U-Groove (Multi-layer)	SAW	○
		SAW	●
		TIG	○

Marks: Open; No post heating, Solid; Post heating ($150^\circ\text{C} \times 2\text{hrs}$)

Welding material	Testing method	Welding process	Critical preheating temperature to avoid weld-cracking ($^\circ\text{C}$)
100 kgf/mm ² grade	Fillet weld cracking t. (High R_p)	SAW	○
	Heel crack	SAW	(3 passes) ○ △ (1 pass)

Fig. 2 Weld-cracking test results

して高い。しかしながら、こうした厳しい条件下においても、割れ防止予熱温度は 125°C 以下に抑えられることが図から明らかである。

図中には 80 kgf/mm² 級の溶接材料を使用した場合の結果を併せて示した。軟質溶接材料の使用により割れ防止予熱温度が低温側に移行し、 75°C 以下となっている。このことは HT 100 鋼を溶接する際にも、軟質溶接材料の使用が低温割れ防止に有効であり、予熱条件の緩和をもたらすことを示している。また TIG 溶接継手においては 100 kgf/mm² 級の溶接材料を使用しているにもかかわらず、割れ防止予熱温度が 75°C 以下となっており、本法による施工が低温割れ防止に有効であることがわかる。

Fig. 2(b) は多層溶接を対象として行なった U 開先拘束割れ試験結果を示している。この場合にも $150^\circ\text{C} \times 2$ 時間の後熱処理を施すことにより割れ防止予熱温度を 125°C 以下に抑えることが出来る。また TIG 溶接では予熱を必要としない。

Fig. 2(c) はすみ肉溶接部を対象として行なった拘束板付すみ肉溶接割れ試験ならびに非拘束 T 型すみ肉溶接割れ試験の結果を示している。非拘束すみ肉溶接割れ試験において 1 パス溶接の場合に限り割れ防止予熱温度が 150°C となっているが、多パス溶接を行なうことにより、 125°C 以下の予熱温度とすることが可能である。

以上の検討結果から種々の条件下において割れ防止予

Welding process	Heat input (kJ/cm)	Tensile strength (kgf/mm ²)					
		90	95	100	105	110	115
SMAW	25.7-41.4	○	○	○	○	○	○
TIG	32.0	○	○	○	○	○	○
SAW	38.4	○	○	○	○	○	○
MIG	36.3	○	○	○	○	○	○

Marks: Open; 50mm^t, Solid; 75mm^t

Fig. 3 Tensile strength of welded joints

(a) Weld metal

Welding process	Heat input (kJ/cm)	vTs (°C)					
		-100	-80	-60	-40	-20	0
SMAW	41.4						
TIG	32.0						
SAW	38.4						
MIG	36.3						

(b) Bond

Welding process	Heat input (kJ/cm)	vTs (°C)					
		-100	-80	-60	-40	-20	0
SMAW	41.4						
TIG	32.0						
SAW	38.4						
MIG	36.3						

○: 1/4t, ●: 1/2t, ○: 3/4t Upper; 50mm^t, Lower; 75mm^t

Fig. 4 Impact properties of welded joints

熱温度を125℃以下に抑えることが可能であることが伴明した。こうした実験結果は、供試HT100鋼ならびに溶接材料が水圧鉄管用材料として、十分な耐割れ性を有していることを示している。

なお本実験において観察された溶接割れはいずれも溶接金属内に位置するものであり、溶接材料の改良により、いっそうの予熱条乳の緩和が期待される。

3.2 溶接継手の引張特性

Fig. 3に継手引張試験結果を示す。図中○印は板厚50mmの引張強さを、●印は板厚75mmのそれを示している。板厚ならびに溶接法によって多少異なるものの、大略溶接部の引張強さは母材のそれ (Table 2) に等しく、本実験に供した継手が WES 3001⁸⁾ HW 90 に相当する強度を有していることがわかる。

3.3 溶接継手の衝撃特性

Fig. 4(a)に溶接金属の衝撃特性を、(b)にボンド部のそれをまとめて示す。図中○印は最終溶接側 1/4t から試片を採取した場合の試験結果を、●および○はそれぞれ板厚中央ならびに裏面側 1/4t (図中には 3/4t と表記) での試験結果を示す。溶接金属に切欠を付与した場合の衝撃特性は、TIG 溶接を除いて、板内各位置ではほぼ同一の値を示しているのに対し、ボンド部に切欠を付与した場合には試片採取位置によって衝撃特性が異なっている。また同一切欠位置においても、Fig. 5 に一例を示す如

Fig. 5 Energy transition curves

Fig. 6 Critical CTOD and JIC of welded joints

く、吸収エネルギーが広い範囲にバラつく傾向が認められる。

しかしながら、Fig. 6 に示されるように、溶接部の破面遷移温度は最も高いサブマージーク溶接継手ボンド部においても-15℃であり、WES 3003⁹⁾ を準用して求められるG種の試験温度-10℃ (最低使用温度; 0℃, 設計応力 40 kgf/mm² の場合) に比べて低温側にある。

3.4 3点曲げ CTOD 特性

Fig. 6(a)にCTOD試験結果を示す。CTOD試験はサブマージーク溶接継手および大電流MIG溶接継手について行なわれたが、それらを比較すると、サブマージーク溶接部の限界CTOD値に対し、大電流MIG溶接部のそれが若干高い傾向を示している。また同一継手においては溶接金属、ボンド部共ほぼ同等の限界CTOD値が得られており、切欠位置の相異による特性の変化は認められない。限界CTOD値が0.1mmを示す温度を

靱性の尺度にとってそれらを比較すると, サブマージアーク溶接部の溶接金属において -28°C , ボンド部において -22°C , 大電流 MIG 溶接部のそれらはそれぞれ -47°C および -46°C であった。

Fig. 6(b) は荷重-着点変位曲線から求めた J_{Ic} 値と温度の関係を示している。図中横棒を付した測定点は invalid J_{Ic} 値である。測定値が有効 J_{Ic} 値とみなせるか否かは Landes の条件式¹⁰⁾により判断した。図から明らかなように, 試験温度の高い一部のデータを除けば, 得られた J_{Ic} 値はその大半が有効 J_{Ic} 値とみなし得ることがわかる。またそれらの値は 3 点曲げ CTOD 試験結果とほぼ同様の傾向にあることがわかる。

3.5 大型脆性破壊試験結果

ディープノッチ試験において得られたボンド部の K_{Ic} 値と温度の関係を Fig. 7 に示す。CTOD 試験結果と同様, サブマージアーク溶接部に比べ, 大電流 MIG 溶接部の K_{Ic} 値が高い値を示している。図に示す K_{Ic} 値から切欠の半長が 40 mm の貫通切欠を有する溶接継手に降伏強度の半分の応力が作用した場合の脆性破壊発生温度を求めると, それらはサブマージアーク溶接継手において -55°C , 大電流 MIG 溶接継手において -100°C 以下である。

Table 7 に表面切欠角変形付巾巾引張試験結果を一括して示す。表から明らかなように, いずれの継手ならびに切欠位置においてもグロスの破壊応力値は母材の降伏強度とほぼ同等の値を示している。

Fig. 7 Deep notch test results

Table 7 Surface-notched wide plate tension test results

Welding Process	Notch position	Angular distortion (mm/mm)	Gross fracture stress (kgf/mm ²)	Bending stress (kgf/mm ²)	K _{Ic} (kgf/mm ^{3/2})
SAW	Weld M.	2/1000 4/1000	95.7 97.1	9.1 18.5	637 686
	Bond	2/1000 2/1000	94.2 98.2	9.0 9.3	655 689
Large current MIG	Weld M.	5/1000 4/1000	92.4 92.4	22.3 17.9	701 666
	Bond	5/1000 5/1000	94.7 91.1	20.4 22.1	715 679

Testing temperature: -15°C

4. 考 察

4.1 使用環境下での力学条件と材料特性の比較

溶接部には, 施工後の非破壊検査において検出し得なかった溶接欠陥, またはそれらを起点として使用中に成長した欠陥等が先在する危険がある。それら欠陥は一般に板厚貫通欠陥としてではなく, 埋没欠陥および表面欠陥として存在する。欠陥の先端または周囲での力学条件は, 欠陥寸法にもよるが, 埋没欠陥に比較して表面欠陥の場合により厳しくなる傾向にある。

そこで, 本項では, はじめに水圧鉄管に半楕円状の表面欠陥が存在する場合を想定, 使用環境下でこの表面亀裂の先端に生ずる力学条件 (ここでは K 値) を算定し, それらと前章に述べた材料の破壊靱性値とを対比して, 供試 HT100 鋼を水圧鉄管に使用した場合の脆性破壊の危険性の有無について検討した。

検討にあたっては Fig. 8 に示す 3 ケ所を選定し, 作用応力として設計応力, 溶接残留応力ならびに工作誤差によって生ずる曲げ応力を考慮した。設計応力値は板厚 50 および 75 mm 材についてそれぞれ 40 および 38 kgf/mm² とした。溶接残留応力値については WES 2805¹¹⁾ を参照し, 溶接線に直交して表面亀裂が存在する場合に $0.6\sigma_{y0}$ (ここで σ_{y0} は公称降伏強度), 平行に存在する場合に $0.2\sigma_{y0}$ とした。工作誤差による曲げ応力の算出にあたっては, 水門鉄管技術基準¹²⁾に定められた目違いおよび角変形に関する規定の上限値を用いた。それらを一括して Table 8 に示す。深さに比べて長さが大である表面欠陥の場合, 欠陥中央の底部先端で応力拡大係数が高くなる傾向を示す。そこで欠陥深さ, 欠陥長さを変化させて上記の K 値を Newmann の式⁶⁾により算出した。

Fig. 8 Position of flaws

Table 8 Misalignment, angular distortion and residual stress

Flaw	Thickness (mm)	Position of flaw	Angular distortion (degree)	Mismatch (mm)	Tensile stress (kgf/mm ²)	Bending stress (kgf/mm ²)	Residual stress (kgf/mm ²)
Surface flaw	50	1	2.5	2.5	40	32	54
		2	2.5	2.5	40	32	18
		3	2.5	5.0	20	21	18
	75	1	2.5	3.0	38	23.5	57
		2	2.5	3.0	38	23.5	17.6
		3	2.5	6.0	19	14.7	17.6

Table 9 K values calculated

Thickness (mm)	Position	Crack size		K value ($\text{kgf}/\text{mm}^{3/2}$)
		Depth, a (mm)	Length, 2c (mm)	
50	1	15	40	618
	2	15	100	595
	3	15	200	446
75	1	15	40	585
	2	15	100	529
	3	15	200	381

結果の詳細は略すが、 K 値は溶接残留応力の高い縦シーム溶接ビードと円周溶接ビードの交叉においてもっとも高い値を示し、また亀裂長さに比較して亀裂深さが K 値の上昇傾向を支配する要因であることが判明した。

ついで検討対象とした各位置について欠陥の大きさを適宜設定し、それらに対応する K 値を求めた。それらを Table 9 に示す。表に示した欠陥寸法は適用される溶接技術の施工性および施工後に行なわれる非破壊検査の程度を考慮して定められたものであるが、いずれも水圧鉄管について行なわれた溶接施工後の非破壊検査において検出された従来データと比較して、十分に大きな値である。得られた K 値の最大値は $618 \text{ kgf}/\text{mm}^{3/2}$ であった。

一方これと比較すべき溶接継手の材料特性値 K_c は、Fig. 7 に示したディープノッチ試験結果および Table 7 に示した表面切欠角変形付広幅試験結果からそれぞれ、 0°C および -15°C において、 $945 \text{ kgf}/\text{mm}^{3/2}$ 以上、 $637 \text{ kgf}/\text{mm}^{3/2}$ 以上と求められている。

両者を対比すると材料特性値 K_c はいずれも力学条件としての K 値より大であることがわかる。したがって供試 H T 100 鋼を水圧鉄管に適用した場合に脆性破壊する危険はないと判断される。また 3 点曲げ CTOD 試験時に併せて求めた J_{Ic} 値に基いて算出された K_{Ic} 値の下限値は $696 \text{ kgf}/\text{mm}^{2/3}$ at -10°C であり、通常 $K_{Ic} < K_c$ であることから、この結果もまた上記の結論を裏付けている。

4.2 材質要求基準値の設定

鋼および溶接部の材質は常に一定ではなく、それらを支配する諸因子の管理水準に応じてある揺らぎを持つ値として存在する。したがってそれらを実用に供するにあたっては適切な材質要求基準を設定して管理する必要がある。それら基準は適用対象である溶接構造物の安全保証に直結すると同時に、工業的見地から出来るだけ簡便な試験によって判定可能な品質管理的性格を備えたものでなくてはならない。

シャルピ衝撃値はそうした判定基準値として広く用いられて来た代表的な特性値である。水圧鉄管についても、一例として H T 80 鋼溶接部について、最低使用温度で $4.8 \text{ kgf}\cdot\text{m}$ 以上と定められている。そこで以下に、実施した試験結果に基づいて、H T 100 鋼溶接部材

Fig. 9 Impact test results of welded joints

質要求基準の合理的設定を目的とする検討を行なった。

4.2.1 衝撃特性の基本線

シャルピ衝撃試験によって得られたエネルギー遷移曲線と破壊靱性値間の相関性を検討するに際して、はじめにシャルピ試験結果について若干の考察を加えた。

シャルピ試験が板内より採取した $10 \times 10 \times 55$ (mm) の小試片を用いるのに対し、破壊靱性試験は応々にして全厚の試片を用いて行われる。したがってシャルピ衝撃値が板内の特定の位置を代表しているにすぎないのに対し、破壊靱性値は板全体としての特性値を示す点が異なる。事実溶接継手のシャルピ試験結果は、3.2項に述べたとおり、試験片の採取位置により吸収エネルギー並びに破面遷移温度がかなりの程度異っていた。そこでシャルピ衝撃試験結果については以下に示す取扱を行った。

Fig. 9 はサブマージおよび大電流 MIG 溶接継手について得られたシャルピ試験結果をすべてプロットしたものである。両継手の吸収エネルギーは遷移温度領域において広い範囲にばらつく傾向にあるが、全般的にはほぼ同一の衝撃特性と見做せる。そこですべての実験点の平均線(実線)および下限線(破線)をひき、これらの曲線が供試した H T 100 鋼溶接継手の溶接金属ならびにボンド部の特性値を代表するものと考え、以下の検討の基本線とした。

4.2.2 破壊靱性値 K_{Ic} と吸収エネルギーの相関

Pisarski は K_{Ic} と吸収エネルギー E の相関について検討した結果を集録し、強度・靱性の異なる鋼板を用いて行なった破壊靱性試験結果と比較している¹³⁾。それによれば、本実験に供試した H T 100 鋼と強度的に類似した ASTM A 517 鋼の場合、Barsom と Rolfe¹⁴⁾ が求めた(1)

Fig. 10 Comparison between $K_{Ic}(vE)$ and $K_{Ic}(J)$

式が実験結果をよく説明すると結論づけられている。

$$\frac{(K_{Ic})^2}{E} = 0.7 (\sigma E)^{1.5} \quad \dots\dots(1)$$

Fig. 10(a) にシャルピ試験の σE 値 [Fig. 9(b) の実線および破線, 切欠位置; ボンド部] から(1)式によって算出された $K_{Ic}(\sigma E)$ と J_{Ic} 値 [Fig. 6(b)] から(2)式を用いて求められた $K_{Ic}(J)$ を対比して示す。

$$J_{Ic} = \frac{1-\nu^2}{E} \cdot K_{Ic}^2 \quad \dots\dots(2)$$

図において明らかなように, 0 ~ -40℃ の温度域では全厚の試験片を用いて得られた $K_{Ic}(J)$ は継手の平均的シャルピ衝撃特性ときわめて良い相関性を有している。しかしながら -40℃ より低温側では $K_{Ic}(J)$ がシャルピ衝撃値の下限側の値と相関性を持つ傾向が認められる。

一方溶接金属についても同様の整理対比を行ったが, $K_{Ic}(\sigma E)$ 値に比較して $K_{Ic}(J)$ がかなり高い値を示す傾向が認められた。Barson と Rolfe の関係は母材を対象として求められたものであり, 溶接金属への適用に際しては上記の不整合の生ずる可能性があるが, これは(1)式の右辺の係数を(3)式の如く修正することによって良好な相関関係が得られた。

$$\frac{(K_{Ic})^2}{E} = 0.4 (\sigma E)^{2.1} \quad \dots\dots(3)$$

それらの結果を Fig. 10(b) に示す。この場合も -30℃ より高温側では $K_{Ic}(J)$ がシャルピ衝撃特性の平均値ときわめて良い相関関係にあり, 一方 -30℃ より低温側では一部下限側の値に近づく傾向が認められた。

4.2.3 小型試験結果と大型試験結果の相関

Fig. 11 Comparison among $K_{Ic}(vE)$, $K_{Ic}(J)$ and K_{Ic} obtained from large scale tests

Irwin は K_c と K_{Ic} の間に次式が成立するとしている⁵⁾。

$$K_c^2 = K_{Ic}^2 [1 + 1.4 \{ (\frac{K_{Ic}}{\sigma_y})^2 / t \}^2] \quad \dots\dots(4)$$

ここで σ_y は降伏応力 (kgf/mm²) を, t は板厚 (mm) を示している。そこで Fig. 7 および Table 7 に示した K_c 値を(4)式によって K_{Ic} 値に換算し, 前述のシャルピ値の平均値より求めた $K_{Ic}(\sigma E)$ と対比した。

結果を Fig. 11 に示す。図中には $K_{Ic}(J)$ 値をも併せて示している。図から明らかなように, 高温側では大型試験の結果が小型試験のそれに較べて低い値を示している。一方, ネット破断応力値が低い低温側での K_{Ic} 値は吸収エネルギーの平均値より算出された $K_{Ic}(\sigma E)$ 値と同等かむしろ高い値を示している。

上記の事実は大型試験によって求められた破壊靱性値もまた吸収エネルギーの平均値より算出される破壊靱性値とよい対応関係にあることを示している。高温側での低い値は, それらのネット破断応力値が降伏応力をこえて破断していることから明らかなように, 得られた K_c 値自体が invalid であることによるものである。

4.2.4 品質管理基準値

前項までの検討結果は H T 100 鋼溶接部の破壊靱性値が(1)および(3)式によってシャルピ値より精度よく推定されることを示すものであった。またこうした関係は H T 80 鋼溶接部においても成立つことが著者らの他の検討結果から明らかになっている。

そこで4.1節にて述べた想定欠陥, K 値ならびに相関式をもとに, H T 100 鋼溶接部に対するシャルピ要求基準値を設定した。それらを Table 10 に示す。表中には H T 80 鋼について求めた基準値をも併せて示した。表から明らかなように H T 80 鋼溶接部に必要な σE_0 4.9 kgf・m は水門鉄管協会技術基準に定められた 4.8 kgf・m とほぼ同じである。これに対して H T 100 鋼では設計応力

Table 10 Required minimum absorbed energy

Steel	Thickness (mm)	K _c (kgf/mm ^{3/2})	K _{Ic} (kgf/mm ^{3/2})	Notch position	vE (kgf-m)	
HT100	50	618	500	Weld metal	5.0	3.5
				Bond	6.6	4.6
	75	585	515	Weld metal	5.2	3.6
				Bond	6.9	4.8
Steel	Thickness (mm)	K _c (kgf/mm ^{3/2})	K _{Ic} (kgf/mm ^{3/2})	Notch position	vE (kgf-m)	
HT80	50	507	400	Weld metal	4.1	
				Bond	4.9	
	75	471	409	Weld metal	4.2	
				Bond	5.1	

の上昇にみあう一段高いシャルピ特性値が要求される。ただしそれらはあくまで平均値としての要求値であり、下限値を規定するものではない。しかしながら一例として Fig. 10 に示した如く、低温側では実測された K_{Ic} 値がシャルピ値の下限側の値に近づく傾向が認められている。したがって安全性の向上を図るにはそれらの下限値についても一定の規制を設けることが望ましい。表中には各種規格を参照して設定した下限値をも併せて示している。

Table 10 に示したシャルピ特性値は、経験に基いて設定された単なる目安としての値ではなく、破壊力学的裏付けをもった材質要求値である。したがってこれらを守守するかぎり、脆性破壊の発生を防止することが可能であると判断される。

5. 結 論

超高落差揚水発電用水圧鉄管材料として HT 100 鋼を新たに試作し、溶接施工性、継手の基本特性、耐脆性破壊特性等広範囲にわたる実用化のための諸試験を実施した。得られた結果は以下に示すとおりである。

(1) 実施工を想定して行った種々の溶接割れ試験結果

は供試 HT 100 鋼が優れた耐割れ性能を有することを示すものであった。

(2) 工作誤差、溶接残留応力、欠陥の存在を加味して設定した力学条件と各種脆性破壊試験によって得られた破壊靱性値の比較検討結果は、供試 HT 100 鋼溶接継手が十分な脆性破壊防止性能を有するものであり、脆性破壊の危険のないことを示すものであった。

(3) ひきつづき行なわれた材質要求基準設定に関する靱性値がシャルピ試験結果から精度よく推定可能なことを立証するものであり、シャルピ要求値に対して破壊力学的裏付けをもたらすものであった。したがって本研究において導かれた材質要求値を遵守する限り、脆性破壊の発生を防止することが可能であると判断された。

おわりに、本研究の遂行に関し、東京大学名誉教授、奥村敏恵博士、㈱酒井鉄工所および日本鋼管㈱の関係各位より有益な御指導、御助言を賜った。ここに深甚なる謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 木原他；本誌，50-2 (1981)，9，147
- 2) Suga M. et al. ; to be published in Trans. ISIS
- 3) British Standard 5762 : 1979
- 4) Rice, J.R. et al. ; ASTM STP, 536 (1973), p. 231
- 5) Fracture Toughness Testing and its Applications, ASTM STP, No. 381 (1965)
- 6) Newman, J.C. et al. ; NASA Technical Paper 1578 (1979)
- 7) 征矢他；日本造船学会論文集，第140号 (1976)，p. 237
- 8) 日本溶接協会規格 WES 3001-1983
- 9) 日本溶接協会規格 WES 3003-1973
- 10) Laudes, J.D. et al. ; ASTM STP 560 (1974)，p. 170
- 11) 日本溶接協会規格 WES 2805-1980
- 12) 水門鉄管協会技術基準
- 13) Pisarski, H.G. ; The Welding Institute Research Bulletin (1978)，p. 362
- 14) Barsom, J.M. et al. ; ASTM STP 466 (1970)，p. 281