

LNG タンク用高靱性厚手 9 % Ni 鋼板の開発

Development of 9%Ni Thick Steel Plates with Superior Low-Temperature Toughness for LNG Storage Tanks

斎藤直樹^{*⁽¹⁾} 山場良太^{*⁽²⁾} 村岡寛英^{*⁽³⁾} 佐伯修^{*⁽⁴⁾}
Naoki SAITOH Ryouta YAMABA Hirohide MURAOKA Osamu SAEKI

抄 録

Ni 含有鋼の靱性改善に有効である二相域焼入れ処理を適用した大型 LNG タンク用厚肉 9 % Ni 鋼を開発した。この熱処理により焼戻し脆化感受性を著しく抑制し、多量の析出オーステナイトを安定化させることができる。実際に工場製造された板厚40mm 及び45mm 鋼板は優れた機械的性質を有すると共に、LNG タンク用鋼板として脆性破壊の発生阻止及び伝播停止性能で、母材、継手ともに優れた性能を有することが確認された。

Abstract

Nippon Steel has developed 9 % Ni thick steel plates for large LNG storage tanks by applying intercritical heat treatment which is effective for the improvement of the toughness of Ni-bearing steel. The temper embrittlement of steel is remarkably suppressed and large amounts of temper-formed austenite are stabilized by intercritical heat treatment. The commercially produced 40mm and 45mm thick plates exhibit high mechanical properties. Both the base metal and welded joint of these plates have excellent toughness against crack initiation and high crack arrest capability.

1. 緒 言

近年、第三次 LNG ブームと言われているように、火力発電、都市ガスに代表されるような LNG 需要の増大から、日本国内でも貯蔵タンクの建設が盛んになってきている。国内で建設されてきた地上式 LNG タンクでは、その内容積は主に80000m³程度であったが、敷地面積の有効利用等から従来の容積を越えるタンクの大型化が検討されており、すでに140000m³級のものが建設されている。これらの大型タンクでは、従来の適用板厚(30mm)を越える40~45mm 厚 9 % Ni 鋼板が使用される見通しである。

9 % Ni 鋼は、1952年に初めて液体酸素容器に適用されて以来、フェライト系の極低温材料として、主に LNG タンクの内槽材に適用されてきた。特に、構造物の安全性に大きく関わってくる脆性破壊特性に関しては、従来から精力的に検討されてきており¹⁾、これにより、地上式 LNG タンク用材料として溶接部も含め十分な特性を有していることが明らかになった。

しかしながら、近年検討されている大型 LNG タンク用鋼板としての厚肉 9 % Ni 鋼の製造実績は極めて少いばかりでなく、板厚の増大による破壊靱性値の低下等が懸念されるため、従来鋼板と比較して十分な低温靱性を有する鋼板を安定して製造する技術を確認する必要がある。

以上のような背景から、新日本製鐵では高い靱性を有する厚肉 9

% Ni 鋼の製造を目的として二相域焼入れ法の採用による検討を行った。本稿はその材質特性を中心に述べる。

2. 靱性向上の検討

2.1 9 % Ni 鋼における靱性支配要因

図1は実験室溶解した板厚15mm の 9 % Ni 鋼板を焼入れ処理後、各温度で焼戻した時の -196°C におけるシャルピー吸収エネルギーの変化を示すものである。焼戻し温度が550~600°C の温度範囲で高い靱性を示す最適な焼戻し範囲が存在することが分かる。すなわち、

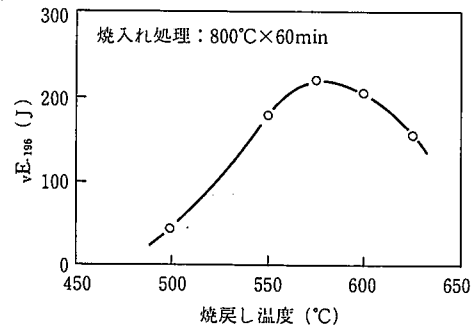


図1 9%Ni鋼焼入れ焼戻し(QT)の靱性に及ぼす焼戻し温度(保持:20分)の影響(0.05C-0.25Si-0.53Mn-9.09Ni)

*⁽¹⁾ 技術開発本部 名古屋技術研究部 主任研究員

*⁽³⁾ 名古屋製鐵所 品質管理部 掛長

*⁽²⁾ 技術開発本部 名古屋技術研究部 主幹研究員

*⁽⁴⁾ 名古屋製鐵所 品質管理部

550°C以下及び600°C以上において9%Ni鋼では靱性が著しく低下する脆化域が存在することを示している。これら二つの脆化の原因は従来の研究²⁾から明らかになっており、

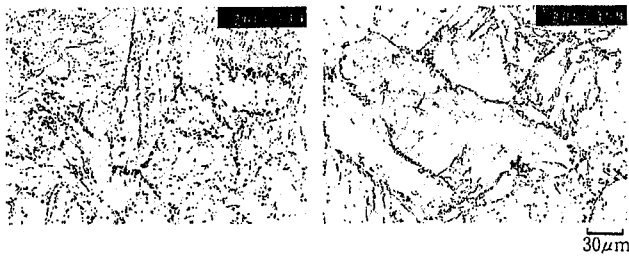
(1)400~500°C：粒界脆化による脆化域（焼戻し脆化）

(2)600°C～：析出オーステナイトの不安定化による脆化

であることが知られている。この他にもベースの靱性を支配する結晶粒径の大きさや添加元素の影響等が考えられるが、前者は主に加熱、圧延及び熱処理条件等のプロセス条件に依存し、後者は(1)、(2)の各要因を通じて靱性に影響する。従って、9%Ni鋼の靱性の改善のためには、二つの主要脆化要因を抑制し、適切なプロセス条件を選択することが必要である。

(1)の焼戻し脆化の低減には、良く知られているようにP等の粒界偏析元素の低減が有効である。更に、Mn等も脆化感受性を助長するため²⁾に低い方が望ましく、強度-靱性バランスを考慮した合金元素の添加が求められる。

9%Ni鋼の冶金学的なもう一つの特徴として、焼戻し時に生成する析出オーステナイト（以下、 γ と略す）の存在がある。図1で示した9%Ni鋼の最適な焼戻し温度範囲では、この析出 γ が安定に存在しているが、600°C以上の焼戻しを受けると析出 γ 量が急激に増加し、 γ 中の成分濃度が低下するために、-196°Cでの冷却あるいは衝撃試験による歪み付加の際に試験中にマルテンサイト変態を起こし、靱性の低下を招く³⁾。写真1はこの焼戻し時に炭化物が γ へ変化の様子を示すものである。575°Cの最適焼戻し温度では微量の γ と同時に、黒色で示される多くの炭化物が旧 γ 粒界、マルテンサイトラス境界に生成しているのが認められるが、焼戻し温度が625°Cになるとその炭化物が消失し、 γ へと変化している。



(a) Q: 800°C(60分)+T: 575°C(20分) (b) Q: 800°C(60分)+T: 625°C(20分)

写真1 9%Ni(QT)鋼の焼戻し温度によるマイクロ組織の変化

従って、安定な析出 γ を如何に有効に利用できるかが靱性向上の重要なポイントの一つである。

2.2 二相域焼入れ処理による靱性向上

Ni含有鋼の靱性改善の研究から、新日本製鐵は1970年代前半、低温靱性の大幅な向上が可能である二相域焼入れ法(L処理)を開発した^{4,5)}。これは、焼入れ-焼戻し処理(QT処理)により製造され、析出 γ を含有するNi鋼において、焼入れ、焼戻し処理の中間に二相域に加熱後急冷する処理(QLT処理)を加えることで低温靱性を著しく改善する熱処理法である。

本研究では、厚肉9%Ni鋼の製造に本熱処理法の適用を検討した。なお、熱処理法は従来、JIS、ASTMの規格外であり、その9%Ni鋼への適用は研究的な段階に留まっていたが^{3,6)}、最近規格が改定され、両規格ともにQLT処理の適用が可能になっている。

図1の結果を得るのに用いた同一鋼板に対して、QLT処理を適用した結果を図2に示す。図1と比較して明らかのように、500°C~625°C

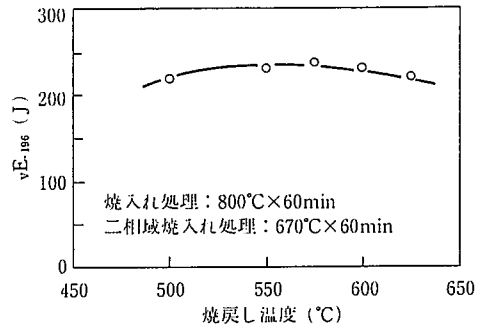


図2 QLT鋼の靱性に及ぼす焼戻し温度の影響

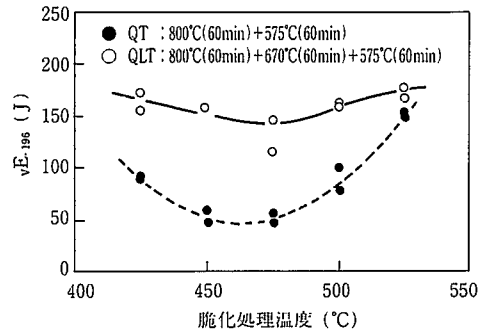


図3 QT, QLT鋼の靱性に及ぼす焼戻し温度(保持:1200分)の影響 (0.05C-0.25Si-0.53Mn-0.009P-9.32Ni)

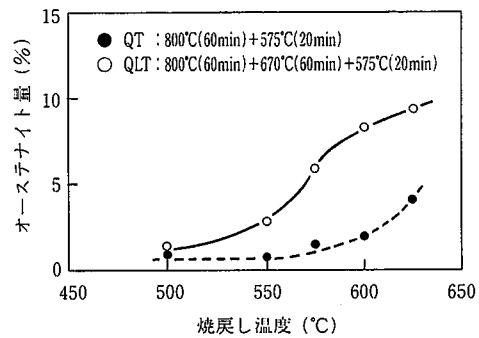


図4 QT, QLT鋼における-196°Cで深冷処理後の析出 γ 量に及ぼす焼戻し温度(20分)の影響 (0.05C-0.25Si-0.53Mn-9.09Ni)

の広い焼戻し温度域で200J以上の高い靱性を示すことが分かる。これは先に述べた9%Ni鋼の二つの主要脆化要因がそれぞれ抑制されているためであると考えられる。

図3はQT, QLT処理鋼の焼戻し脆化感受性を調べるためにPを0.009wt%添加し、実験室溶解された9%Ni鋼において、それぞれの所定の熱処理後、再び425~525°Cまで加熱し、脆化処理を行った後の靱性変化を示す。図から明らかのように、最脆化域は450~475°C近傍に存在するが、その時の靱性は、QT鋼が50J程度まで脆化しているのに比べ、QLT鋼では脆化が認められるものの、その程度は小さく、QLT処理鋼が焼戻し脆化が極めて高い抵抗性を有しているのが分かる。

図4に、先に示した図1及び図2で用いた各焼戻し処理後、-196°Cで深冷処理を施し、析出 γ をX線回折により測定した結果を示す。●で示したQT鋼の析出 γ 量は、最適焼戻し温度範囲である

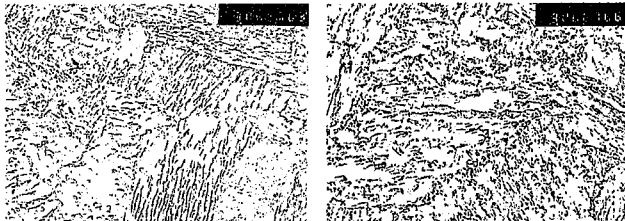
575~600°Cで1~2%である。しかしながら、靱性の低下が認められた625°Cの焼戻し温度では4%程度に増加している。これは、写真1で示した炭化物の γ への変化と良い対応関係を示しており、靱性の向上には、焼戻し初期に生成する少量の析出 γ の存在が重要であることを示している。このことは大岡らによっても確認されている³⁾。

ところが、○で示したQLT鋼の析出 γ 量は、全ての焼戻し温度でQT鋼に比べ高い値を示し、625°Cでは10%程度析出 γ が鋼中に存在する。しかしながら、QLT鋼ではこのような高い焼戻し温度でも靱性の低下が全く認められなかった。一般に、析出 γ の安定化には γ 中の合金元素の富化が必要であるが、同一の焼戻し温度で析出 γ の安定性に大きな差異が認められたことは、二相域焼入れ処理後の γ の析出形態がQT鋼のそれと非常に異なっていると考えられる。

写真2にQLT鋼のマイクロ組織を透過型電子顕微鏡で観察した結果で示す。写真1に示したQT鋼のそれと比較すると、下記のような特徴があることが分かる。

- (1)旧 γ 粒界、マルテンサイトラス境界に沿って二相域焼入れ処理(L処理)時に γ 変態し、再び焼戻された層状のフェライトが緻密に生成する(旧 γ 粒界の判別は困難である)。
- (2)その緻密な層状組織の中に、微細な炭化物(一部 γ を含む)が存在している。

すなわち、(1)で指摘したように、緻密な層状フェライトは二相域加熱時に γ に変態した部分であるため、C、N等が濃化していることが考えられる。



(a)二段レプリカ (b)抽出レプリカ 30µm

写真2 QLT鋼のマイクロ組織(Q:800°C, L:670°C, T:600°C)

従って、その状態から急冷することで、成分元素がより濃化したマルテンサイトが得られるが、それを再び焼戻すことにより析出する γ は、QT鋼における析出 γ と比べ安定に存在するであろう。更に、その場合の γ の析出サイトは、緻密に存在する層状組織内に多数存在しているため、結果として図4に示したように、QT鋼に比べ多量の微細な γ が存在する。そして更に、そのような析出 γ は極めて安定であることが確認されている³⁾。それに加えて、L処理時に未変態であったフェライトは再度焼戻しを受けるため、十分な転位の回復とともにそのフェライト地の靱性が向上するものと考えられる。

その上、組織の微細化により粒界面積の著しい増加、旧 γ 粒界上への層状組織の生成による旧 γ 粒界の脆化の低減等により低温焼戻し脆化も著しく低減されると考えられる。

QLT鋼の靱性向上要因をまとめると次のようになる。

- (1)緻密なフェライト組織の生成による結晶粒の微細化
- (2)安定した微細 γ が多量に析出
- (3)十分に焼戻されたフェライト地の存在
- (4)旧 γ 粒界への γ 析出による粒界脆化の低減

以上のことから、L処理を9%Ni鋼に適用することで、極めて優れた靱性を有する鋼板の製造が可能であることが明らかになった。

3. 40, 45mm 厚高靱性9% Ni 鋼板の製造結果

3.1 鋼板の製造方法及び母材性能試験結果

実生産ラインによる製造工程により、実際に40, 45mm 板厚の9% Ni 鋼の工場確性試験を行った。表1に試験に用いた供試鋼の化学成分を示す。本供試鋼は250ton 転炉で溶製され、造塊分塊法で製造された通常の商用9%Ni鋼である。

厚板加熱、圧延の後、QLT処理を行い、各性能評価試験を実施した。

表2に母材の機械試験結果を示す。40, 45mm いずれも JIS 規格値を十分満足しており、特に衝撃吸収エネルギーは250J以上の高い値を示し、全て延性破面率100%である。

表3に板厚方向の常温及び-196°Cでの引張試験結果を示す。-196°Cにおいても60%以上の十分な絞り値を有しており、異方性も小さいと言える。

表4に歪み時刻後の衝撃試験結果を、図5に平均吸収エネルギーの母材に対する低下率を示す。圧延方向に引張歪みをそれぞれ0, 3, 5%加え、250°Cで1時間保持して空冷する時効処理を施した。試験片はt/4, t/2からそれぞれL, C方向に採取し、-196°Cで衝撃試験

表1 供試鋼の化学成分

		化学成分 (wt%)					
板厚		C	Si	Mn	P	S	Ni
40mm		0.05	0.25	0.57	0.002	0.001	9.46
45mm		0.05	0.24	0.56	0.002	0.001	9.39

表2 母材機械試験結果一覧

板厚 (mm)	位置	方向 ^{*1}	引張試験 ^{*2}				シャルピー試験(-196°C) ^{*3}	
			0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	エネルギー (J)	延性破面率 (%)
40	t/4	L	619	737	33	82	281	100
			635	734	34	79	279	100
		C	621	728	33	79	266	100
			624	734	32	79	259	100
	t/2	L	632	734	34	81	299	100
			618	734	35	81	268	100
		C	622	737	34	80	247	100
			624	738	34	78	271	100
45	t/4	L	608	712	34	83	279	100
			610	713	34	83	286	100
		C	615	713	33	82	276	100
			615	713	33	82	291	100
	t/2	L	616	712	33	83	289	100
			608	713	33	82	299	100
		C	613	715	33	82	295	100
			611	712	33	83	269	100
JIS 規格値			≥590	695-830	≥21		Min ≥34	Ave ≥41

*1 L: 圧延方向, C: 圧延直角方向, *2 引張試験: JIS 4号, *3 シャルピー試験: JIS 4号

験を行った。5%歪み時効後でも250J以上の高い靱性を示すと同時に、母材に対して全て90%以上であり、歪み時効による靱性の低下は小さい。

3.2 溶接継手部性能試験結果

この節では溶接継手部の各種性能試験を、板厚40mm材を用いて行った結果を述べる。

表5に溶接条件を示す。自動タングステンイナートガス(TIG)溶接及び被覆アーク溶接は立向きで、サブマージアーク溶接は横向きで溶接施工を行った。又、溶接金属は全て70%Niのオーステナイト系を用いた。

表6に継手部引張試験結果を示す。全ての継手ともに引張強さは730MPa以上の良好な値を示すと同時に、全て軟質な溶接金属で破断している。

図6, 7, 8に-196°Cにおける継手シャルピー試験結果を示す。70%Ni系の溶接材料は母材より低強度であるため、継手フュージョンライン(FL)近傍の試験では亀裂は溶接金属(WM)側にそれる。従って、これらの吸収エネルギーは溶接金属の値に大きく影響されるが、WMの吸収エネルギーが比較的低い被覆アーク溶接継手でも

そのFL部の値は90J以上、WMの靱性が良好な自動TIG溶接では150J以上の高い値を示すと同時に、延性破面率は全ての試験片で100%であった。

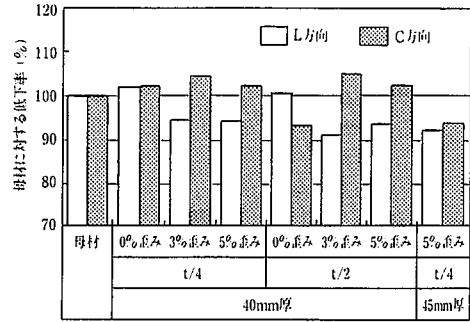


図5 歪み時効による吸収エネルギーの低下割合

表3 板厚方向引張試験結果

板厚 (mm)	試験片	方向*1	温度 (°C)	引張強さ (MPa)	絞り (%)
40	平行部径: 10mm	Z	RT	723	77
				723	75
				1126	66
	平行部長さ: 35mm		-196	1129	60

*1 Z: 板厚方向

表6 継手引張試験結果

溶接方法	試験片	引張強さ (MPa)	破断*1 位置
自動 TIG	JIS Z 3121 1号試験片	756	WM
		752	WM
被覆アーク		752	WM
		743	WM
サブマージアーク		737	WM
		748	WM

*1 WM: 溶接金属

表4 -196°Cにおける歪み時効後のシャルピー衝撃試験結果

板厚 (mm)	位置	方向	0%歪み時効		3%歪み時効		5%歪み時効	
			エネルギー (J)	延性破面率 (%)	エネルギー (J)	延性破面率 (%)	エネルギー (J)	延性破面率 (%)
40	t/4	L	281	100	279	100	279	100
			295	100	260	100	248	100
			303	100	276	100	284	100
		C	250	100	274	100	264	100
			284	100	279	100	264	100
			276	100	273	100	280	100
	t/2	L	273	100	253	100	251	100
			275	100	265	100	262	100
			299	100	251	100	276	100
		C	234	100	259	100	259	100
			258	100	290	100	269	100
			230	100	265	100	266	100
45	t/4	L					261	100
							265	100
							257	100
		C					250	100
							276	100
							265	100

表5 試験板の溶接条件

溶接方法	板厚 (mm)	溶接材料	電流 (A)	電圧 (V)	速度 (cm/min)	入熱 (kJ/mm)	層間温度 (°C)
自動 TIG	40	NITTETSU FILLER 196	220-290	10	4.4-8.0	2.5-2.9	<100
被覆アーク		YAWATA WELD B(M)	130-140	25	5.0-7.5	3.0-3.8	<100
サブマージアーク		NITTETSU FILLER 190 × NITTETSU FLUX 10H	360-380	25-26	35-70	1.1-1.3	<100

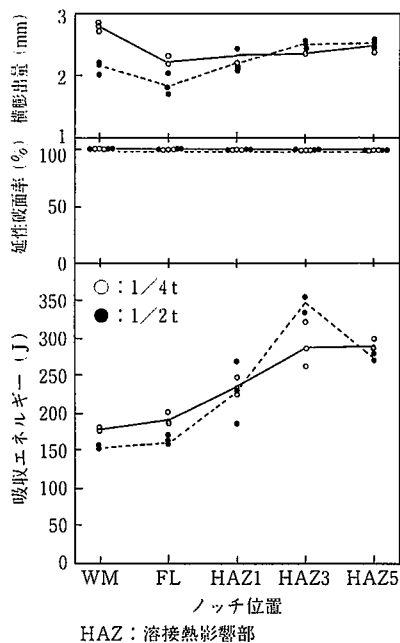


図6 溶接継手部シャルピー衝撃試験結果 (自動TIG溶接)

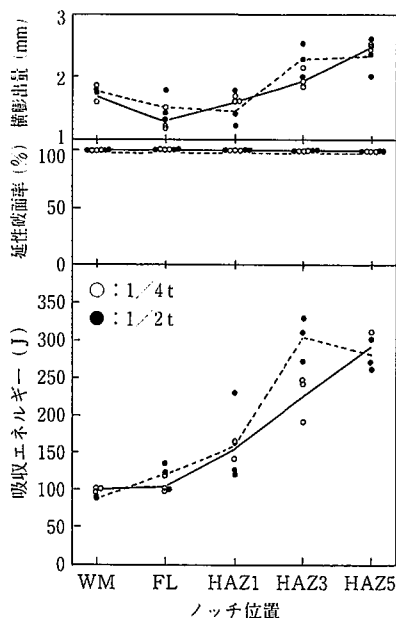


図7 溶接継手部シャルピー衝撃試験結果 (被覆アーク溶接)

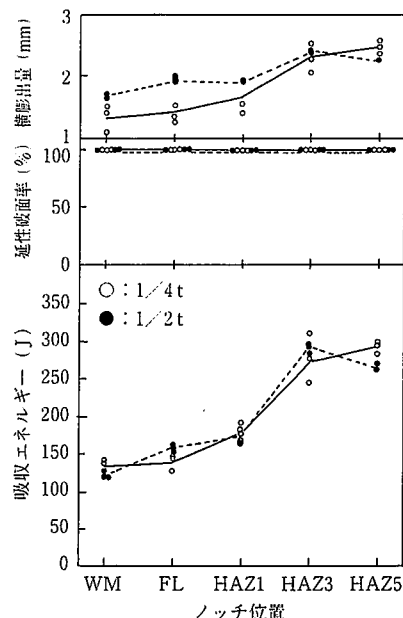


図8 溶接継手部シャルピー衝撃試験結果 (サブマージアーク溶接)

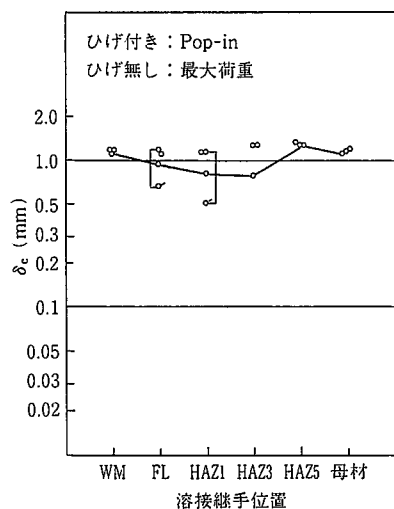


図9 -165°Cにおける溶接継手CTOD試験結果(自動TIG溶接)

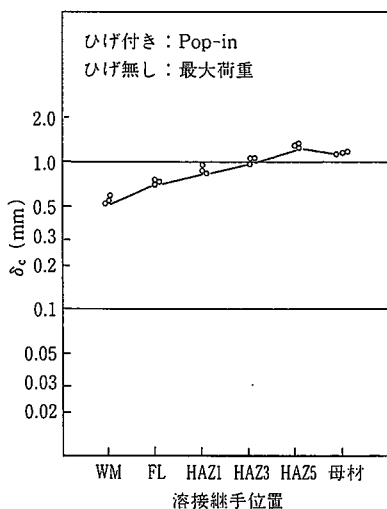


図10 -165°Cにおける溶接継手CTOD試験結果(被覆アーク溶接)

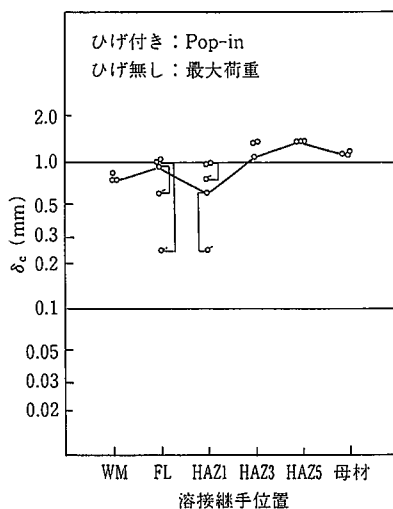


図11 -165°Cにおける溶接継手CTOD試験結果(サブマージアーク溶接)

表7 母材CTOD試験結果

板厚 (mm)	試験方向	温度 (°C)	δ _c (mm)		
40	L	-165	>1.172	>1.184	>1.132
		-196	0.571	0.528	0.514
	C	-165	1.051	1.123	1.071
		-196	0.409	0.429	0.475

3.3 破壊靱性試験結果

次に、大型LNGタンク材としての脆性破壊に対する安全性を評価するため、母材、溶接継手部の脆性破壊発生阻止性能及び伝播停止性能を調べた結果について述べる。

3.3.1 脆性破壊発生阻止性能

表7にBS 5762-1979に従って行った母材のCTOD試験結果を示

す。-165°CのLNG温度では1mm以上、-196°Cでも0.4mm以上の高い値を有しているのが分かる。

図9, 10, 11にLNG温度における継手CTOD試験結果を示す。自動TIG及びサブマージアーク溶接継手部でPop-inが認められるが、その最低値でも0.2mm以上、最大荷重から求めた限界CTOD値δ_cでは0.5mm以上の値を示している。

従来、脆性破壊発生阻止性能に関しては実際のLNGタンクの操業条件等を考慮し、“WES-2805：溶接継手の脆性破壊発生に対する欠陥の評価方法”で欠陥先端に作用する局部歪みを求め、その必要靱性値、δ_c値が検討されてきた。最近、町田ら⁷⁾は同様な方法で容量140000m³相当のタンクの側板として使用される板厚40mm材の必要破壊靱性を検討した。その結果によると、設計上最も過酷な短周期地震時の膜応力に、溶接残留応力が最も厳しく重畳する立継手と横

継手のクロス部において、その必要 a_0 値は0.085mm であった。先に述べたように、本鋼板の母材、継手の CTOD 特性は0.085mm よりはるかに高い値を示しており、LNG タンク用材料として優れた脆性破壊発生阻止性能を有することが明らかになった。

更に、CTOD 試験に比べ、実際に施工される溶接継手により近い脆性破壊発生阻止特性を調べるため、貫通切欠きを有する十字継手広幅引張試験を自動 TIG 及び被覆アーク溶接継手部について行った。

図12に試験片の形状を示す。又、表8にその試験結果を、写真3に破断面の1例を示す。本試験では、貫通欠陥として板厚の2倍の切欠きを導入し、LNG 温度で破壊応力を測定した。なお、参考として、亀裂先端から7 mm 離れた部分の開口変位量をクリップゲージにより測定し、BSC モデルにより破壊発生時の a_0 を計算した。両継手ともに Pop-in による微小な破壊が生じた後、亀裂は直ちに溶接金属にそれ、その後、溶接金属部を伝播し破壊した。

この亀裂伝播挙動は、従来の研究⁹⁾から、オーステナイト系溶接金属で溶接された9% Ni 鋼に一般に見られる現象であり、亀裂は全て強度の低い溶接金属にそれることが明らかになっている。それ故に、タンクの脆性破壊を考えると、9% Ni 鋼溶接継手において Pop-in が発生しても、大規模な脆性破壊を生じさせる恐れはない。従って、最大荷重時の破壊応力が重要になるであろう。

表8に示した試験結果から、両継手ともに660MPa 以上の破壊応力を示し、更に Pop-in 時の応力でも580MPa 以上の値を示す。これらの値は、LGN 地上式貯槽指針における地震時の許容応力 (375 MPa)⁷⁾ と比べ、十分に高い値を示しており、先に述べた CTOD 試験結果とともに、本鋼板は母材、溶接手部において優れた破壊阻止性能を有することが確認された。

3.3.2 脆性亀裂伝播停止性能

LNG 等の気化し易い液体の貯槽においては、破壊の発生を阻止することは言うまでもないが、更に、万が一脆性亀裂が発生しても出来るだけ短い亀裂で停止させることが重要である。このような観点から、9% Ni 鋼において、短い亀裂での伝播停止特性(ショートクラックアレスト)が評価検討されてきた^{8,9)}。その中で、実際の停止性能評価には、従来行われてきた混成 ESO 試験の有効性が確認されている。そこで母材および溶接継手の混成 ESO 試験を行った。

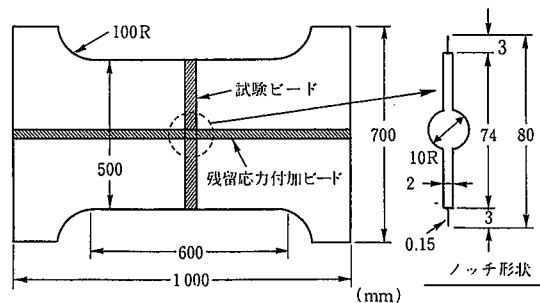


図 12 貫通切欠き付き十字継手広幅引張試験片形状

図13に試験片の概観を示す。試験板と助走板は3.5% Ni 系の溶接材料により突合せ溶接され、特に、継手混成 ESO 試験では、亀裂を試験体の FL に突入させるため、深さ 6 mm のサイドグループを両側にもうけている。

表9に試験結果を、写真4に試験後の破面写真を示す。助走距離150mm から計算された負荷応力拡大係数 K 値を考慮すれば、溶接継

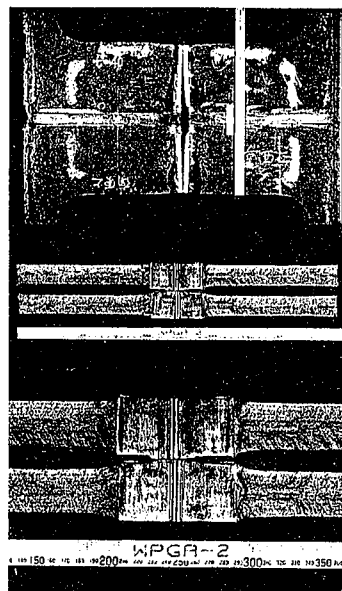


写真 3 貫通切欠き付き十字継手広幅引張試験後の破面写真 (自動 TIG 溶接継手、試験温度: -165°C)

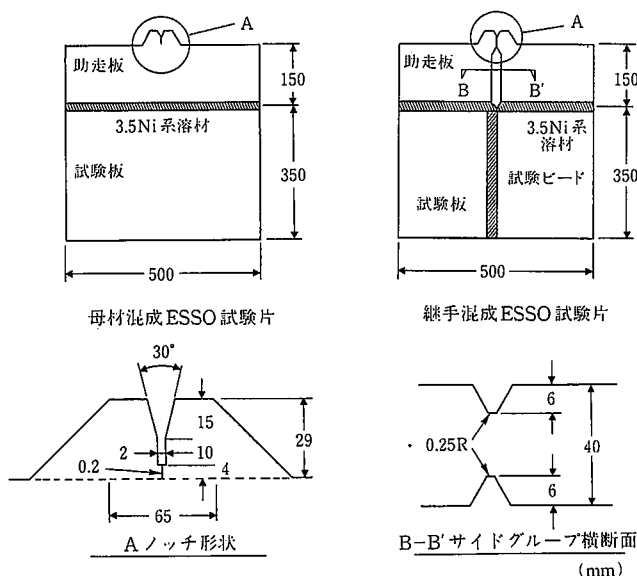


図 13 混成 ESO 試験片形状

表 8 貫通切欠き付き十字継手広幅引張試験結果

溶接方法	ノッチ位置	板厚 (mm)	板幅 (mm)	試験温度 (°C)	グロス応力 (MPa)	ネット応力 (MPa)	a_0 (mm)	備考
自動 TIG	FL	40.2	499.9	-165	676 686	802 815	2.32 3.08	Pop-in 最大荷重
被覆アーク	FL	40.1	499.8	-165	584 665	695 790	0.48 1.58	Pop-in 最大荷重

手部では LNG 温度で少なくとも $282\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ 以上の、又、母材では -196°C でもそれ以上の停止性能を有することが明らかになった。

前述の町田ら⁷⁾はショートクラックアレストの観点から、板厚40mm材の必要伝播停止靱性値についても考察を加えている。その結果、周継手部から発生した脆性亀裂が、その継手に垂直に母材へ突入して停止する場合の亀裂停止に必要な靱性値は(1)式で表される。

$$K_{ca} = 0.38 \cdot \sigma + 75 \quad (1)$$

ここで、 K_{ca} ($\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$) は必要破壊靱性値、 σ (MPa) は側板に作用する膜応力である。この式は周継手における残留応力を考慮して K 値を計算し、溶接線近傍で極大値を示す点での K 値を膜応力の関数として表したのものである。従って、この式から地震時 ($\sigma = 220\text{MPa}$) の必要 K_{ca} を計算すると $159\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ であることが分かる。この値は先に述べた混成 ESSO 試験の結果と比較して、その負荷 K 値より十分に小さいことが明らかであり、本鋼板及び溶接継手部は大型 LNG タンク用として、優れた脆性亀裂停止性能を有することが明らかになった。

表 9 混成 ESSO 試験結果

試験板	板厚 (mm)	試験温度 ($^\circ\text{C}$)	負荷応力 (MPa)	亀裂長さ (mm)	負荷 K_{ca} 値 ($\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$)	判定
母材	39.9	-165	392	170	282	No Go
	40.0	-165	392	177	282	No Go
	39.9	-196	392	173	282	No Go
	39.9	-196	392	174	282	No Go
	45.8	-165	392	172	282	No Go
	45.8	-196	392	175	282	No Go
自動TIG	40.4	-165	392	163	282	No Go

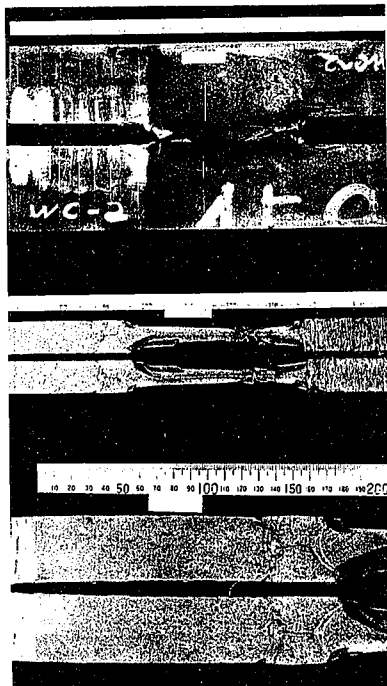


写真 4 混成 ESSO 試験後の破面写真
(試験温度： -165°C ，負荷応力： 392MPa ， 40mm 厚母材)

なった。

4. 結 言

LNG タンクの大型化に伴い、優れた低温靱性を有する厚肉 9% Ni 鋼板の安定した製造を目的とし、二相域熱処理法の適用を検討し、下記の結果を得た。

- (1) QLT 処理の 9% Ni 鋼への適用は、焼戻し脆化を抑制し、折出 γ を安定化させ、従来の QT 処理鋼と比べ安定して高い低温靱性を付与することが可能である。
- (2) 工場試作された $40, 45\text{mm}$ 厚鋼板の母材の機械的性質は JIS 規格を十分に満足し、5%歪み時効後のシャルピー試験結果でも母材に対する低下率は90%以上であり、安定した衝撃特性を示す。更に、溶接継手部のシャルピー試験結果でも、 -196°C において80J以上の良好な値を示し、全ての試験片において脆性破面は観察されなかった。
- (3) CTOD 試験の結果から、LNG 温度における限界 CTOD 値は母材で1mm以上、溶接継手部でも 0.5mm 以上の高い値を示す。更に亀裂長さ80mmの貫通切欠きを有する十字継手広幅引試験の結果から、その破壊応力は Pop-in 時でも 580MPa 以上の値を示す。WES 2805による大型 LNG タンクとしての脆性破壊発生阻止性能の検討例から、本鋼板の母材及び溶接継手部は十分な性能を有している。
- (4) 母材、継手部の混成 ESSO 試験結果から、母材では -196°C で、更に、継手でも LNG 温度で $282\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ 以上の亀裂停止性能を有する。これは、ショートクラックアレストを前提に考えると、短周期地震時でも十分な伝播停止性能を有している。

以上述べたように、QLT 処理を適用された従来の板厚を越える $40, 45\text{mm}$ 厚 9% Ni 鋼板は、LNG 温度、液体窒素温度において、優れた材質特性を有していることが明らかになった。本鋼板は、大型 LNG タンク用鋼板をはじめとして各種極低温用容器用鋼板として幅広い利用が期待される。

謝 辞

本鋼板の確性試験実施にあたり、溶接継手の製作並びに結果の討論を通じて有益な助言を頂いた 石川島播磨重工業(株)プラント事業部 今村和久氏及び技術研究所 片山典彦氏に深く感謝いたします。

参考文献

- 1) 例えば、田中潔、石川忠、佐藤光男：製鉄研究. (318), 79 (1966)
- 2) 大岡耕之：9% Ni 鋼の低温靱性に関する研究, 学位論文
- 3) 大岡耕之 ほか：日本金属学会誌. 30, 442 (1966)
- 4) 日本特許出願公告 昭55-12083. 1980-03-29
- 5) 矢野清之助 ほか：鉄と鋼. 59, 752 (1973)
- 6) 斎藤直樹 ほか：製鉄研究. 318, 43 (1985)
- 7) 町田進 ほか：JHPI. 29 (6), 25 (1991)
- 8) 田中潔：大型低温用貯槽用材料の安全性評価に関する研究, 学位論文
- 9) Consortium of Five Japanese Companies (OG, IHL, TKK, NSC, SMI) : Crack Arrest Properties of 9% Ni Steel and Relation between Crack-Initiation and Crack-Arrest Tests. GRI Report, GRI-86-0007, GAS Research Institute, 1986