低温用鋼材(Si-Mn系YND鋼)の性質について*

大竹 正** 守田貞義** 合田 進**
金森政雄*** 岡部利正*** 中島正樹***

On the Properties of Steels for Low Temperature Application (Si-Mn Y N D Steel)*

By Tadashi Ohtake**, Sadayoshi Morita**, Susumu Goda**,
Masao Kanamori***, Toshimasa Okabe*** and Masaki Nakajima***

Abstract

Various notch toughness and weldability tests were performed for Si-Mn YND steel which was developed as the economical material for low temperature applications. The material was Si-Mn Aluminum-killed steel in the pressure quenched and tempered condition.

The testing results summarized:

1. According to the results of various Charpy impact tests, the notch toughness of the steel is much superior to that of ordinary Aluminum-killed mild steel.
2. The notch toughness of the material is less affected by cold-work, strain aging and reheating at elevated temperatures than that of ordinary Aluminum-killed mild steel.
3. According to the tensile double testing results, the steel plate of 12mm thickness has shown that the upper critical temperature for brittle fracture propagation is -52°C under the applied stress of 15 kg/mm^2 .
4. The welded joint of the steel shows satisfactory tensile strength, ductility and fatigue strength when it is welded with 2.5% Ni electrode.
5. The I.I.W. maximum hardness test, Kommerel test, slit type restricted cracking test and C.T.S. test of the material have shown that the material has as satisfactory weldability as that of ordinary Aluminum-killed mild steel.
6. The notch tensile test at low temperatures was performed to study the characters of the initiation of brittle crack at welded bond, using wide plate test pieces with cruciformly welded joints. The upper limit of temperature for brittle fracture initiation was -110°C , which is low enough for practical use.

I. 緒 言

従来低温用鋼材はガス液化装置などに少量使用されるにすぎなかったが、近年経済的なエネルギー源として、あるいは石油化学工業の原料として液化石油ガスの利用が急速に増大するにつれて、それを輸送するための LPG タンカーや貯蔵タンク建造用の材料として低温用鋼材の需要が高まってきた。

このような低温用の構造用鋼は一般の溶接構造用鋼と同様溶接性・加工性に優れていなければならないが、その他に脆性破壊に対する安全性の見地から、使用温度に

おける切欠靱性が十分満足すべきものであることが特に重要である。筆者等は経済的な低温用鋼材として Si-Mn 系について試作研究を行ない、冷凍型液化ガスタンク用鋼材としてのこの鋼材の適応性を明らかにした。

II. Si-Mn 系 YND 鋼*の化学成分および機械的性質

Si-Mn 系 YND 鋼の化学成分範囲を Table 1 に、また機械的性質を Table 2 に示す。

Table 1 Chemical composition of Si-Mn YND steel

C	Si	Mn	P	S	Al
0.07~ 0.11	0.20~ 0.30	1.10~ 1.20	≤ 0.035	≤ 0.040	0.02~ 0.03

* YND 鋼なる名称は商品名であるが、説明に便なるために使用した。

* 原稿受付 昭和36年6月29日(昭和36年度溶接学会春季学術講演会において発表)

** 正員 八幡製鉄所技術研究所
Member, Technical Research Institute of Yawata Steel Works.

*** 正員 三菱造船研究部
Member, Laboratory of Mitsubishi Shipbuilding & Engineering Co., Ltd.

Table 2 Mechanical properties of Si-Mn YND steel

Yield strength (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (G.L.=200) (%)	Bend radius
33~43	45~55	≥20	1.5t(t<25mm) 2t(t>25mm)

III. 製 造 工 程

Si-Mn 系 YND 鋼は塩基性エルー式電気炉で溶製し、鑄込後適当な寸法に分塊圧延を行ない、表面手入れ後、再加熱して鋼板に圧延する。熱処理はオーステナイト化処理後、ドレパー式加圧冷却設備を使用、噴射水によって強制冷却を行ない、常温まで冷却後 600°C 以上の温度に焼戻を行なう。

IV. 試 験

1. 試験材料

Table 3 Chemical compositions and mechanical properties of the steel tested

Thickness (mm)	Ladle analysis (%)						Yield strength (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (G.L.=200) (%)
	C	Si	Mn	P	S	Al			
12	0.09	0.22	1.03	0.016	0.009	0.014	38.1	47.2	23.0
25	"	"	"	"	"	"	37.0	46.8	28.8
36	"	"	"	"	"	"	36.1	47.0	32.0

Thickness 12mm

Thickness 25mm

Thickness 36mm

Photo. 1 Micro-structures of the steel tested $\times 500(\times \frac{2}{3})$ **Table 4** Various transition temperatures of the steel tested

Thick- ness (mm)	Orientation of specimen	Standard V-notch charpy test		5 mm U-notch charpy test		Pressed-notch charpy test	Van der veen test	Tipper test
		Tr ₁₅ (°C)	Tr _S (°C)	E-100°C (kg-m/cm ²)	E-140°C (kg-m/cm ²)	Tr _S (°C)	Tr _S (°C)	Tr _S (°C)
12	L	-136	-108	19.8	12.0	-61	-63	-78
	C	-129	-85	13.2	7.7	-64	—	—
25	L	-125	-108	16.3	4.5	-59	—	—
	C	-116	-98	18.1	10.7	-58	—	—
36	L	-125	-80	18.5	12.4	-49	-60	<-60
	C	-107	-78<	15.6	12.2	-52	—	—

試験に供した Si-Mn 系 YND 鋼の化学成分および機械的性質は Table 3 に示すごとくである。

供試鋼の顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。圧延のままおよび焼準した Al キルド鋼に見られる Banded Structure が消失し、パーライトが微細に分散した細粒組織を示していることが認められる。

2. 切欠靱性

(1) 素材の切欠靱性

素材の切欠靱性を調査するため、小型工業的試験として標準 V ノッチシャルピー、5mm U ノッチシャルピーおよびプレスノッチシャルピー試験¹⁾を行なった。また供試材の一部については、Van der Veen 試験および Tippe_r 試験を実施した。プレスノッチシャルピー試験片は角度 45° の Knife Edge を圧入し、切欠深さは 2 ± 0.2 mm 切欠底部半径は 0.01 mm 以下に保った。また歪時効の影響を避けるため Knife Edge 圧入後 24 時間以内に試験を行なった。試験結果を一括して Table 4 に、また遷移曲線

Fig. 1 Results of standard V-notch Charpy test

は代表的に V ノッチシャルピー試験結果から求めたものを Fig. 1 に示す。普通の Al キルド鋼の圧延まま材や焼準材に比べて飛躍的に切欠靱性の向上していることがわかる。また試験片採取方向の違いによる切欠靱性の差も比較的小さく、板厚が 36 mm でもかなり優れた性質を有することがわかる。

(2) 切欠靱性におよぼす冷間加工、歪時効および高温再加熱の影響

各種構造物製作の現場施工に際して当然加えられると予想される曲げ加工あるいは焼鈍などの影響をみるため 5 % 引張加工したもの、同加工材を 250°C にて 1/2 hr 時効したもの、同加工材を 650°C にて 1 hr 加熱したもの、非加工材を 650°C にて 1 hr 加熱したもの、および非加工材を 900°C にて 1 hr 加熱したものなどについて標準 V ノッチシャルピー試験を行ない、切欠靱性を調査した。

全供試材の各処理による遷移温度の上昇値を取まとめて Table 5 に示す。

一部の例外を除き、歪歪、歪時効あるいは高温再加熱により遷移温度は上昇する傾向にあるが、その程度は普通の Al キルド鋼のそれに比してかなり小さい。また高温再加熱の影響の小さいことは、溶接後の応力除去処理あるいは熱間加工のような工作時の再加熱処理により靱

性の低下を招く恐れが少ないことを示している。

(3) 脆性割れ伝播特性

各供試鋼の低温における脆性割れに対する伝播特性を比較検討するため、板厚 12 mm の板について静的引張による二重引張試験²⁾を行なった。

試験片は鋼板の圧延方向より採取した。その形状は Fig. 2 に示すように割れ発生部と割れ伝播部の二部分に分れ、発生部における機械加工による切欠の先端には、さらに Knife Edge を圧入して深さ 3 mm の鋭いプレスノッチがつけてある。試験片の伝播部を 200 Ton アムスラー試験機に、発生部を 50 Ton Sub-Tension 装置に取付け、この両部分を冷却槽中にて約 30 分間、所定の試験温度に保持した後、試験を実施した。この際試験を容易ならしめるため、冷却槽に仕切板を設け発生部の温度を伝播部の試験温度以下の低温に保って伝播部に緩やかな温度勾配をつけ、伝播部において脆性割れが停止した場合にはその割れの先端の位置における温度を停止温度とした。

Fig. 2 Double tensile specimen

試験は伝播部の温度および応力条件を種々変化させて行なった。その結果得られた限界応力—停止温度曲線を Fig. 3 に示す。10 kg/mm²、15 kg/mm² および $\frac{1}{2}\sigma_y$ の各応力に対応する停止温度はそれぞれ -64°C、-52

Table 5 Effects of prestraining, strain aging and high temperature reheating on V-notch Charpy transition temperatures of the steel

Thickness (mm)	5% prestrained		5% prestrained and 250°C× $\frac{1}{2}$ hr aged		5% prestrained and 650°C×1hr heated		650°C×1hr heated		900°C×1hr heated	
	Tr ₁₅ (°C)	Tr _S (°C)	Tr ₁₅ (°C)	Tr _S (°C)	Tr ₁₅ (°C)	Tr _S (°C)	Tr ₁₅ (°C)	Tr _S (°C)	Tr ₁₅ (°C)	Tr _S (°C)
12	+ 2	+ 5	+14	+23	—	—	+10	+ 9	+ 7	+ 7
25	+ 7	+ 3	+30	+26	+24	+20	+26	+26	—	—
36	+25	+ 5	+29	0	+30	+ 2	+15	- 9	—	—

Fig. 3 Result of double tensile test

適当であり、ASTM, E8016-C 1 型の 2.5% Ni 溶接棒が良好な切欠靱性を示した。

この供試溶接棒 (㊟N-12) について ASTM, A 316-58T に準拠して全溶着金属引張試験を行ない, またこの引張試験片より試料を採取して化学分析を行なった。これらの結果を Table 6 に示す。

(2) 溶接部の硬化性および延性試験

溶接の熱影響による硬化性の試験として板厚 12 mm および 36 mm の板について I.I.W. 最高硬度試験を行った。鋼板の初温度が 0, 50, 100 および 200°C の 4 通りの場合について、自動溶接棒試験装置を使用し、電流 170 A, 速度 150mm/min の溶接条件で溶接ビードを作った後、熱影響部の硬度分布を測定した。試験結果を Fig. 4 に示す。いずれの場合も硬化性は小さく、溶接に際して予熱の必要性は認められない。

Fig. 4 Relation between preheating temperature and maximum hardness in heat affected zone of the steel

°C および -45°C である。

3. 溶接性

(1) 供試溶接棒

各種溶接性試験の実施に際して、試験に使用する溶接棒の選定を行なった。その結果 ASTM, E 6016 あるいは E 7016 型のものは切欠靱性が劣るので不

溶接部の延性試験には一般に行なわれているコマルレ試験を板厚12mm および36mm の板について実施した。溶接条件は前述の I.I.W. 最高硬度試験の場合と同様である。室温にて試験した場合、いずれも割れは発生せず良好な延性を示した。

(3) 溶接割れ試験

まず Fig. 5(a) に示す要領でフィスコ試験を行ない、供試溶接棒の割れ感度を調査したが、割れの発生は全く認められなかった。

Fig. 5 Specimens and welding conditions of various weld cracking tests

板厚 36 mm の板を板厚 20 mm に切削したものについて、スリット型拘束割れ試験を Fig. 5 (b) に示すごとき要領で行なった。この場合にもルート部の切欠から

Fig. 6 Details of butt welding specimens

Table 6 Chemical composition and mechanical properties of all weld metal

Electrode		Chemical composition (%)							Heat treatment	Yield strength (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction in Area (%)
Type	Dia. (mm)	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni					
E 8016 -C1	4	0.06	0.38	0.51	0.009	0.009	0.14	2.09	As welded	49.7	59.6	31.8	76.2
										49.5	59.9	32.2	74.6
									620°C×1hr	49.2	55.2	33.0	75.1
									stress relieved	50.2	56.3	30.0	74.2

割れは全く発生しなかった。

次にビード下割れに対する母材の感度を調査するため特に ASTM, E 6011 型のセルローズ系溶接棒 (4mmφ) を使用し、板厚 12mm および 36mm の板について Fig. 5 (c) に示すような、C.T.S. 試験を行なったが、この場合にも全く割れは認められなかった。

以上の各種割れ試験の結果、供試溶接棒、母材ともに耐亀裂性はきわめて良好であることが判明した。

(4) 溶接々手強度試験

板厚 12mm および 36mm の板について Fig. 6 に示すような試験片の突合せ溶接を行ない、これら溶接々手より引張り、曲げおよび硬度の各試験片を採取した。溶接条件と溶接々手強度試験結果を Table 7 に、溶接々手断面硬度分布測定結果を Fig. 7 に示す。引張試験においてはすべて母材より切断し、溶接による引張強さの低下は認められない。また曲げ試験結果はいずれも良好

Table 7 Welding conditions and mechanical properties of butt welded joints of the steel

Thick- ness (mm)	Bead No.	Electrode Dia. (mm)	Welding current (A)	Welding speed (cm/min)	Welding sequence		Heat treatment
					Face side	Root side	
12	1~4	4	170	12~16			As welded
	5	4	165	15			620°C S.R.
36	1	4	140	16			As welded
	2~4	4	170	16~18			620°C S.R.
	5~10	5	230	18~20			
	11~12	5	220	20			
	13~18	5	230	15~18			
	19~20	5	220	18			

Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation of free bend test (%)	Result of side bend test bending radius : 19mm bending angle : 180°
51.5	30.0	Good
52.0	30.0	Good
49.0	31.7	Good
50.2	31.7	Good
51.0	30.0	Good
51.5	32.4	Good
49.2	37.1	Good
49.8	34.1	Good

Fig. 7 Hardness distribution of butt welded joints of the steel.

溶接ままの状態で行なった。試験片形状および試験結果は Fig. 8 に示すとおりである。母材は引張強さの50%以上の疲労限を示し、溶接々手は母材と同程度の

であった。

次に小野式回転曲げ疲労試験により板厚 36mm の板について母材および突合せ溶接々手の疲労試験を行なった。溶接々手は Table 7 に示した板厚 36mm の板の場合と同一条件にて溶接し

疲労限を示している。

(5) 溶接々手切欠靱性試験

溶接々手の切欠靱性を調査するため Fig. 9 に示す開先形状および溶接条件にて板厚 12 mm の板の突合せ溶接を行ない、溶接ままの状態では溶接々手各部より標準 V ノッチシャルピー試験片を採取して低温衝撃試験を行なった。これらのうち熱影響部の切欠位置としてはあらかじめ衝撃値の分布状態を調べておき、ボンドより約 3 mm の位置にある脆化部を選んだ。

試験結果から得られた溶接々手各位置の遷移温度を一括して Table 8 に示す。母材に比べて溶着部はかなり劣っているが、 Tr_{15} は大体 -100°C 以下の低い値を示しているので実用上ほとんど問題にならないであろう。

Fig. 10 Notch tensile specimen of wide plate with cruciformly welded joint

Fig. 8 Result of rotational bending fatigue test of base metal and butt welded joint of the steel

Table 8 Summary of standard V-notch charpy test of butt welded joint of the steel

Location of notch	E- -60°C (kg-m/cm ²)	E- -100°C (kg-m/cm ²)	Tr_{15} ($^{\circ}\text{C}$)	Tr_{35} ($^{\circ}\text{C}$)	Tr_s ($^{\circ}\text{C}$)
Base metal	36.8	36.3	-137	-134	-131
Heat affected zone	33.2	27.6	-131	-124	-112
Bonded zone	10.5	1.4	-80	-68	-39
Weld metal	11.6	4.0	-111	-87	-55

また熱影響部よりもボンドのほうが靱性の低下は著しく -60°C 以下の低温において急激に低下する傾向を示している。

(6) 溶接々手の脆性破壊試験

溶接構造物が低温に曝された場合、脆性破壊の発生あるいは伝播に対して最も懸念される個所は溶接ボンド部であるので広巾十字型溶接々手切欠引張試験により、ボンド部の低温における脆性割れ発生試験を行なった。Fig. 10 に板厚 12 mm のものの試験片形状、また Fig. 11 に試験結果を示す。

突合せ溶接のボンド部につけた saw cut notch (0.1mm r) の先端には縦方向溶接々手により大きな引張残留応力が作用しているため、ある温度より以下の低温においてはわずかな外力によっても脆性割れを発生するが^{3,4)}、この

Fig. 11 Result of notch tensile test of cruciformly welded joint of the steel

発生限界温度の上限は約 -110°C であり実用上全く必配のない低温である。また発生した割れは、もしボンド部に連続した欠陥がなければ残留応力の存在によりボンド部より母材に曲って伝播する傾向にある。

V. 考 察

各種の切欠靱性試験試験結果から、この鋼は普通の Al キルド鋼に比し、飛躍的に切欠靱性の向上していることが認められる。また溶接性試験の結果からも、この鋼の溶接性は普通の Al キルド鋼と同様に良好であり、特殊熱処理により溶接性がそなわれていないことがわかる。ただ懸念されることは、溶接のままの溶接々手においてボンド部切欠靱性の低下が認められ、この鋼を溶接構造物に使用した場合、どの程度の低温まで脆性破壊の発生および伝播に対して十分な安全性を有しているかという点にあった。しかしこの問題も十字型溶接々手切欠引張試験により検討した結果、大きな引張残留応力の下でボンド部に鋭い切欠が存在している場合においても、脆性割れ発生の限界温度は約 -110°C という低温であり、相当な安全性を有することがわかった。また脆性割れの伝播についても、低い外力で破断した場合、ボンド部に発生した割れはボンド部に沿って直進せず、縦方向溶接々手による、割れと直角方向の残留応力が引張応力から圧縮応力に変ると思われる部分から母材の方へ彎曲しており、溶接々手が割れ伝播の経路となることはないものと思われる。もちろんこの場合残留応力を除去すれば、割れはボンド部に沿って直進することが考えられるが、その場合には降伏点以上の大きな外力が加えられなければ割れは発生しないので低応力下における脆性破壊の心配はない。

また母材の脆性割れ伝播特性については、二重引張試験の結果によると、この鋼は板厚 12mm の場合 $15\text{kg}/\text{mm}^2$ という高い応力条件においても使用温度が -52°C 以上であれば、他から伝播してくる脆性割れを停止せしめる能力が十分あるものと考えられる。

上述のようにこの強制冷却・焼戻処理を施した Si-Mn 系 YND 鋼は優れた切欠靱性と溶接性とを有し、その溶接々手は低温における脆性破壊に対して十分な安全性を有することが確認された。したがって液化プロパン（沸点約 -42°C ）容器用鋼材などの用途には、従来使用されてきた 2.5%Ni 鋼あるいは 3.5%Ni 鋼に代ってこの経済的な鋼が十分使用できるものと考えられる。

VI. 結 言

液化ガスタンクのような低温装置に使用される鋼材として開発した経済的な高靱性鋼，“Si-Mn 系 YND 鋼”の切欠靱性、加工性、溶接性および脆性破壊に対する安全性などについて種々の検討を行なった。その結果を総括すると次のとおりである。

1. 各種シャルピー試験の結果によれば、この強制冷却・焼戻処理を行なった Si-Mn 系 YND 鋼の切欠靱性は圧延のままおよび焼準状態の Al キルド鋼よりはるかに優れた特性を示す。

2. 切欠靱性におよぼす冷間加工、歪時効および高温再加熱の影響は普通の Al キルド鋼に比べてかなり小さい。

3. この鋼の脆性破壊伝播に対する抵抗力を二重引張試験により調べた結果、板厚 12mm の場合 $15\text{kg}/\text{mm}^2$ という応力条件においても使用温度が -52°C 以上であれば脆性割れは伝播を停止することがわかった。

4. この鋼の溶接部の硬化性、延性、割れ感度などは普通の Al キルド鋼と同様に良好で、溶接性に問題のないことがわかった。また 2.5%Ni 溶接棒を使用して溶接したその溶接々手は母材に劣らない引張強度、延性および疲労強度を有する。

5. 溶接々手各部の中で、ボンドの切欠靱性が最も劣るが、溶接残留応力を利用し、ボンドに切欠をつけた十字型溶接々手切欠引張試験によれば脆性割れ発生の限界温度は約 -110°C であり、またいったん発生した脆性割れも接手に沿って伝播することはない、この溶接々手が低温の脆性破壊に対し十分な安全性を有することを確認した。

終りに臨み、本研究の遂行にあたり、有益な御意見を賜った東京大学工学部教授吉識雅夫博士、同教授木原博博士、同教授金沢武博士、大阪大学工学部教授渡辺正紀博士および運輸技術研究所船舶構造部長秋田好雄博士に深甚なる謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) F. Koshiga: J. Nav. Arch. of Japan, No. 104, 1958, pp. 111~118.
- 2) M. Yoshiki & T. Kanazawa: J. Nav. Arch. of Japan, No. 102, 1957, pp. 39~44.
- 3) A.A. Wells: Trans. Inst. Nav. Arch. Vol. 98, 1956, pp. 296~326.
- 4) H. Kihara, K. Masubuchi, K. Iida & H. Oba: Doc. No. X-218-59, I.I.W.