論文および報告

9% Ni 鋼板および各種 9% Ni 鋼用溶接棒による
継手の脆性破壊発生特性*

池田 一夫** 前中 浩**

Brittle Fracture Initiation Characteristics of 9% Ni Steels and Welded
Joint Deposited with Various Ni Content Electrodes*

by Kazuo Ikeda** and Hiroshi Maenaka**

Abstract

Recently, employment of 9% Ni steels for low temperature structures such as liquid oxygen storage tank has been increasing. The most important problem for those structures is the brittle fracture characteristics of materials.

9% Ni steel has been welded with 70% Ni electrode such as Incoweld A. However, the electrode is very expensive, and reduction of nickel content has been strongly demanded.

In this paper, the brittle fracture initiation characteristics of 9% Ni steel plates quenched and tempered (QT) and doubly normalized and tempered (NNT) was investigated by the deep notch test.

In addition, the brittle fracture initiation characteristics of bond and weld metal deposited with 70, 50, 40, 35, 20 and 12% Ni electrodes was investigated.

It can be concluded that 9% Ni steel is excellent in brittle fracture initiation characteristics and can be applied safely to the liquid nitrogen storage tank, and all kinds of electrode tested provide similar quality of bond and weld metal. Weld metals with a notch never fracture in a brittle manner even at -196°C .

1. 序 論

最近, 液体酸素, 液体窒素, 液化メタンガスなどの需要が高まり, これらを貯蔵, 運搬する容器の材料として, 9% Ni 鋼が特に経済的利点から従来のステンレス鋼あるいはアルミニウム合金にかわり多く使用されるようになってきた。

低温構造物では, 脆性破壊特性はもっとも重要な問題であり, 9% Ni 鋼の開発に対し多くの研究がなされてきた。日本溶接協会の 9N 委員会でも, 9% Ni 鋼の溶接施工上の問題点をいろいろな角度から取り上げ検討した¹⁾。

本研究では, 9% Ni 鋼が -100°C 以下の低温用溶接構造物に使用される場合の安全性を検討するのに必要な脆性破壊特性を評価するために, 大型試験としての Deep Notch Test²⁾ をおこなった。すなわち 9% Ni 鋼の母材および溶接継手の破壊発生特性をしらべた。

じゅうらい 9% Ni 鋼用溶接棒としては Ni 量が 70% の米国の Incoweld A や, わが国のヤワタウエルド B が

もちいられてきたが, 非常に高価であるという欠点がある。したがって Ni 含有量を少なくし, かつ, -196°C の低温でも (溶接金属内にかなり大きい切欠が存在しても) 絶対脆性破壊しないような価格の安い溶接棒の出現が強くのぞまれていた。

わが国の溶接棒各社はいずれも 70% より低い Ni 量の溶接棒の開発につとめており, 今回日本溶接協会鉄鋼部会 EW 委員会において溶接棒各社の協力を得て Ni 量がそれぞれ 70, 50, 40, 35, 20, 12% の溶接棒をもちいて QT 型の 9% Ni 鋼板を溶接し, ボンドおよび溶接金属の破壊発生特性をしらべた。

2. 供 試 材

[本研究に使用した鋼材は, 八幡製鉄製の板厚 20 mm の NNT 材 (二重焼ならし, 焼もどし材, 鋼 A), 板厚 25 mm の QT 材 (焼き入れ, 焼きもどし材, 鋼 B), および川崎製鉄製の板厚 20 mm の QT 材 (鋼 C) である。鋼 B の溶接継手製作に使用した溶接棒は, ヤワタウエルド B (70% Ni) で, 鋼 C は溶接棒の Ni 含有量の影響をしらべる試験に使用した。溶接棒は, 70%, 20% Ni 棒

* 原稿受付 昭和44年3月7日

** 正 員 船舶技術研究所 Member, Ship Research Institute

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties

Steel	Thick. mm	Chemical Compositions (%)								Mechanical Properties		
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Y.P. kg/mm ²	T.S. kg/mm ²	Elong. %
A(NNT)	20	0.06	0.24	0.55	0.014	0.005	8.84	0.098		60.2	73.0	41
B(QT)	25	0.05	0.23	0.45	0.010	0.006	8.90	...		67.5	71.6	28
C(QT)	20	0.06	0.30	0.50	0.009	0.005	9.04	0.05	0.06	80.0	81.0	27

Table 2 Chemical compositions and mechanical properties of electrodes

Name	Electrode Maker	Chemical Compositions (%)									Mechanic. Properties		
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	P	S	Y.P.* kg/mm ²	T.S. kg/mm ²	Elong. %
12	#N-9-12 Sumitomo	0.12	0.34	7.04	16.33	11.46	0.06	—	0.024	0.008	43.0	59.9	44
20	S-N-19 Yawata	0.15	0.35	2.25	21.93	22.76	2.22	—	0.011	—	44.0	65.2	42
35	KSN-9 Kawasaki	0.094	0.29	4.40	15.10	34.50	2.00	—	0.018	0.017	40.3	66.5	40
40	LM-40 Fuji	0.12	0.47	2.42	16.69	39.64	0.42	—	0.014	0.008	41.5	67.3	37
50	NIC-50 Kobe	0.17	0.27	3.32	14.66	47.52	1.82	—	0.010	0.009	—	67.4	34
70	YAWATA WELD B Yawata	0.04	0.22	1.76	14.73	70.96	0.82	1.97	0.015	0.008	41.2	64.8	42

Dia of electrode=4 mm

* Y.P.=0.2% proof stress

Fig. 1 Deep Notch Test specimen

を八幡溶接棒, 50% Ni 棒を神戸製鋼所, 40% Ni 棒を富士溶接棒, 35% Ni 棒を川崎製鉄, 12% Ni 棒を住金溶接棒の各社から提供していただいた。供試材および溶接棒の化学成分と機械的性質を Table 1 および Table 2 に示す。

3. 試 験 片

Fig. 2 Edge preparation and notch location for bond

試験片は Fig. 1 に示す形状寸法の Deep Notch Test 試験片で長さ 500 mm, 幅 400 mm で, 切欠長さは 120 mm とした。溶接棒のニッケル含有量の影響をしらべるための溶接継手試験片の製作には Fig. 2 (a) に示す開先形状をもちい, 多層盛り, 立向き手溶接で, 溶接条件は, 電流 120~130 Amp, 電圧 23~26 V, 速度 40~80 mm/min で入熱量 20,000~50,000 Joule/cm である。

切欠位置は、溶接金属用試験片については、溶接金属の中央、ボンド用試験片についてはボンドから約2mm母材側の位置である。(Fig. 2 (b)).

4. 試験方法

試験片を試験機取り付け治具に溶接し、試験機に取り付ける。試験機は、船舶技術研究所船体構造部の800トンテストリグをおもにもちいた。試験片を、切欠をはさんで取り付けた恒温槽により、試験温度まで冷却する。温度の計測は、切欠断面上にパーカッション点接した鉄-コンスタンタン熱電対をおこなう。冷剤は主として液体窒素をもちい、所定の温度に一定時間保持したのち、試験片に引張荷重を加え、破壊発生応力を計測する。

5. 試験結果

5.1 母材および溶接継手の脆性破壊発生特性

9%Ni 鋼を溶接構造物に使用した場合の脆性破壊に対する抵抗力をしらべるため、母材および溶接継手の Deep Notch Test をおこなった。母材としては現在製作されている二つのタイプ、すなわちNNT(二重焼ならし、焼もどし)材およびQT(焼き入れ、焼きもどし)材から、それぞれ鋼Aおよび鋼Bをえらび試験した。また鋼Bについては溶接継手の性能をしらべるため、70%Ni 溶接棒(ヤワタウエルド B)をもちいた溶接継手の溶接金属とボンドに切欠をもつ試験片についてしらべ

Fig. 3 Correlation between fracture stress and temperature

た。

9%Ni 鋼板は、脆性破壊発生温度が低く、切欠断面応力が降伏点以下で破壊の発生する領域はきわめて低温である。したがって、試験は -196°C 附近の低温領域でおこなった。Fig. 3 に鋼A(NNT)と鋼B(QT)の母材、ボンドおよび溶接金属の破壊発生応力と温度の関係を示す。

図中、右下りの曲線は、各材質の丸棒引張試験片よりもとめた降伏点(σ_y)および引張強さ(σ_u)と温度の関係を示す。

母材試験片の切欠断面応力が降伏点以下の応力で脆性破壊が生じるのは、鋼Aで -185°C 、鋼Bで -165°C 以下である。また9%Ni 鋼独自の特徴として、母材試験片ではある温度以上で切欠先端から発生した脆性亀裂が少しだけ伝播して停止するが、ある温度以下では停止せずに破断する現象が見られる(Photo.1)。この停止限界

(a) Brittle crack propagated through (-196°C)
(b) Brittle crack arrested (-185°C)

Photo 1. Examples of fracture surface for steel B (QT)

温度は同図に示すように、鋼Aで、 -182°C 、鋼Bで -187°C である。いっぽう鋼Bの溶接継手のボンドに切欠をもつ試験片では、母材では脆性亀裂が伝播を停止した -185°C でも破断した。また溶接金属に切欠をもつ試験片では、 -190°C でも脆性亀裂が生じないで、図に示すように、ほぼ引張強さに等しい切欠断面応力で延性破壊した。

つぎに、各母材および鋼Bのボンドの塑性表面エネルギー

Fig. 4 Correlation between plastic surface energy and reciprocal of absolute temperature

ギーの対数と、絶対温度の逆数の関係を Fig. 4 に示す。
両者間には直線関係があり、次式で表わされる。

$$S_i = S_{0i} e^{-2k_i/T_k} \quad \dots\dots\dots (1)$$

ただし、 S_i = 塑性表面エネルギー、kg-mm/mm²

T_k = 絶対温度、°K

S_{0i} , k_i = 材料定数

いっぽう、降伏点の対数と絶対温度の逆数の間にも直線関係があり、次式で示される。

$$\sigma_y = \sigma_{0y} e^{k_y/T_k} \quad \dots\dots\dots (2)$$

ただし、 σ_y = 降伏点、kg/mm²

σ_{0y} , k_y = 材料定数

(1), (2) 式の材料定数をそれぞれ Table 3 に示す。

(1) (2) 式をもちいて、無限板に $2c$ の長さの亀裂が存在し、無限遠において亀裂に直角方向に降伏点の $1/n$ の応力が作用する場合の亀裂長さの $1/2$ と、脆性破壊発生温度の関係は次式で示される。

$$e^{\frac{2(k_i + k_y)}{T_k}} = \frac{2E}{\pi} \cdot \frac{S_{0i}}{\sigma_{0y}^2} \cdot n^2 \cdot \frac{1}{c} \quad \dots\dots\dots (3)$$

ただし、 T_k = 脆性破壊発生温度、°K

n = 降伏点に対する安全率

c = 亀裂長さの $1/2$, mm

Table 3 Material constants

Kind of Steel	S_{0i} kg-mm/mm ²	$2k_i$ °K	σ_{0y} kg/mm ²	k_y °K
A	24	58	56	38
B(Base Metal)	206	202	60	43
B(Bond)	140	202	70	33
C	54	62	61	38
12B*	90	141	93	27
20B*	87	140		
35B*	36	88		
40B*	63	101		
50B*	30	59		
70B*	54	167		

* B-Bond specimend

Fig. 5 Correlation between brittle fracture initiation temperature and half crack length

Fig 6 Correlation between brittle fracture initiation temperature and half crack length, including reference data.

(3) 式をもちいて, 亀裂長さの $\frac{1}{2}$ と脆性破壊発生温度の関係を示すと, Fig. 5 のようになる。

図より, 亀裂長さの $\frac{1}{2}$ が 40 mm の場合の母材および溶接継手のボンドとも, -200°C 以下の温度にならないと脆性破壊を生じない。また両鋼種についてみると Q T 材 (鋼 B) より N N T 材 (鋼 A) の方がよく, Q T 材につき板厚修正をおこなって $c=40\text{ mm}$ に換算しても, N N T の -225°C にたいし Q T は -215°C で 10°C 高い。またボンドは母材にくらべ約 7°C 程度発生温度が高くなっている。

以上のように供試鋼はすぐれた脆性破壊発生特性をもつが参考のために現在までに行なわれた 9% Ni 鋼についての結果³⁾を Fig. 6 に示す。 $c=40\text{ mm}$ の亀裂から脆性破壊が発生する温度は -200°C 以下であること, および Q T 材と N N T 材の材質上の差はあまりないようであり, 今回の供試材は, ほぼ中間の特性値を示すことがわかる。

5.2 溶接棒のニッケル含有量の影響

Ni 含有量を 12~70% まで変化した溶接棒 (Table 2) をもちいて溶接継手を製作し, 溶接金属に切欠をいれ, Deep Notch Test を行なったが, -196°C でも延性破

壊するだけで脆性亀裂を生じなかった。各溶接棒についての破壊応力を Fig. 7 に示す。試験温度はすべて -196°C であり, 縦軸は破断までに示した最高荷重を切欠断面および一様断面の面積で除した応力 (net stress および gross stress) で, 横軸は溶接棒の Ni 含有量である。点線は各種溶接金属をもちいて製作した全溶

Fig. 7 Correlation between fracture stress and Ni content of weld metal

Photo 2. Examples of fracture surface of weld metal (12%Ni~70%Ni) (-196°C)

着金属丸棒引張試験片でもとめた引張強さ σ_u および 0.2% 耐力である。各溶接金属の引張強さは異なるが、Deep Notch Test の切欠断面応力 σ_{net} は、20%以上のニッケル含有量をもつ溶接棒では、ほぼ丸棒の引張強さに等しくなっている。すなわち、 σ_{net}/σ_u の値は図に示すように93%以上である。また、12% Ni 溶接棒は、丸棒の引張強さより幾分低い応力で破断しているが、破面の状態からは延性破面とみられる。また試験時に計測した荷重-伸び曲線についてみると最高荷重をこえたあとと破断している。以上のことから各ニッケル含有量の溶接棒は、 -196°C でもすべて脆性破壊しないと考えられる。各試験片の破面の例を Photo. 2 に示す。

ボンドに切欠をもつ試験片の脆性破壊発生応力と温度

Fig. 8 Correlation between fracture stress and temperature for bond

Table 4 Distance of notch tip from bond

Name	No. 1	No. 2	No. 3	No. 4	Mean
12 B	3.5	3.0	4.5		3.5
20 B	(3.5)	3.0	1.5	3.5	3.5
35 B	1.5	2.0	1.0	(1.0)	1.5
40 B	3.5	4.0	*4.0	5.0	4.0
50 B	*1.0	3.0	3.0	5.0	3.0
70 B	1.5	2.0	3.0		2.0

* Ductile fracture

() First brittle fracture initiation load can not be measured

の関係を Fig. 8 に示す。各溶接棒により幾分差があるがいずれも母材より低くなっており、温度の上昇とともに破壊応力も上昇している。前述のようにボンド試験片は切欠をボンドから母材側へ2 mm 入った熱影響部に入れるのを標準にしているが、切欠先端位置での切欠とボンドの関係を破断後にしらべてみると Table 4 に示すように各試験片で 1~5 mm の範囲にある。12, 20, 35,

Fig. 9 Correlation between plastic surface energy and reciprocal of absolute temperature for bond

Fig. 10 Correlation between brittle fracture initiation temperature and half crack length for bond

40, 50% Ni の溶接棒による試験片は ボンドからの距離が離れるにしたがい, 破壊発生応力も高くなっているが, 70%棒では, 1.5~3.0 mm であるにもかかわらず他のグループより破壊発生応力が低い。

つぎに, 塑性表面エネルギーと絶対温度の逆数の関係を Fig. 9 に, 各材料定数を Table 3 に示す。またこの材料定数をもちいてもとめた無限板における脆性破壊発生温度と亀裂長さの $\frac{1}{2}$ の関係を Fig. 10 に示す。図より母材の問題とする温度での降伏点の $1/2.5$ の応力レベルでは母材の場合に比して 12~50% Ni では約 20°C 程度, 70% Ni では約 40°C 程度の脆性破壊発生温度の上昇がみられた。これは前節でしらべた場合, あるいは他所で行なわれた場合 (70% Ni 棒のボンドについて) に比較して, 母材よりの温度上昇がきわめて大きく例外的である。その理由ははっきりしないが今後の研究にまきたい。

6. 結 論

9% Ni 鋼の母材および溶接継手部の脆性破壊発生特性をしらべ, 次の結論を得た。

1. 9% Ni 鋼の母材の Deep Notch Test による脆性破壊特性はきわめてよく, 降伏点の $1/2.5$ の応力レベルでは $2c=80$ mm の亀裂からは -200°C 以下の低温にならないと脆性破壊は発生しない。

2. 9% Ni 鋼特有の現象として, ある限界温度以上で

は切欠低部から脆性亀裂が発生しても, すぐに停止することが観察される。

3. 溶接継手のボンド部は母材より脆化するが, その程度は小さい。

4. 溶接棒の Ni 含有量を70%から減らして12%にしても, -196°C の低温でも溶接金属からは脆性亀裂が生じなくて, 切欠断面応力がほぼ溶接金属の引張強さに等しくなって延性破壊する。また, ボンドについても, Ni 含有量を減らしたことによる影響は大きくない。

謝 辞

本研究は日本溶接協会, LT委員会およびEW委員会の共同研究の一部として行なわれたものであることを付記すると共に, 研究遂行に御協力下さった関係各会社および各委員の皆様に御礼申し上げます。

また実験および解析に御協力下さった船舶技術研究所船体構造部の, 小島, 村上, 武田, 浅川の諸君にお礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 9% Ni 鋼の溶接加工に関する共同研究, 溶接協会 9N 委員会 (昭和41年 8 月)
- 2) 本原博, 池田一夫: 脆性破壊の発生に関する研究 (第3報) —80キロおよび60キロ高張力鋼の溶接部の脆性破壊発生特性, 造船協会論文第120号 (昭和41年12月)
- 3) 池田一夫, 町田進, 百田昌司: 我国における 9% Ni 鋼の性能実績一覧日本溶接協会 LT 委員会とりまとめ小委員会資料 (昭和42年 8 月)