100 kg/mm² 級高張力鋼溶接材の機械試験

中村 素* 栗山良員* 山崎康久*

Hajime Nakamura, Yoshikazu Kuriyama and Yasuhisa Yamazaki : Mechanical Properties of the Weldment of 100 kg/mm² Grade High Strength Steel. A new ultra-high-strength steel of 100 kg/mm² was developed jointly by the Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd. and the Yawata Iron and Steel Co., Ltd. Prior to use for structures and pressure vessels, various weldability tests were undertaken. It has been established that the mechanical properties of the HT-100 steel weld-joint was satisfactory excepting H.A.Z. deterioration, and it is quite comparable to that of commercial heat treated 80 kg/mm² high-strength steels. Many investigators, have pointed out that there exists a remarkable brittle zone in the weld-heat-affected zone of the heat-treated high tension steel, and such a brittle zone causes deterioration of weld-joint properties. The following conclusions were obtained as the result of investigation.

(1) Brittleness of HT-100 steel was observed in the results of pressed-notch charpy, notched slow bend, drop weight and weld-joint wide tension tests.

(2) When weld defects such as under-cut and angular distortion exist tensile strength decreases to below the yield point of HT-100 steel in the weld-joint wide tension tests.

(3) Successful results in improving for over-all weldment properties were obtained by deposition of a protective weld bead called A.C.I. bead in this investigation. These effects were believed to be due to micro-structure refining, removing of stress concentration at weld toes, and increasing of thickness in the weld-heat-affected zone.

(Received March 31, 1967)

I. 緒 言

溶接構造物に高張力鋼を使用した場合、軽量化による加工、建設および運搬費の低減ならびに性能向上などかずかずの利点があることは、あらためて述べるまでもない。鋼中に微量の適量 Al および N を添加し、圧延あるいは熱処理過程で AlN を析出させることにより強度、延性および靱性を向上させる AlN 析出処理法を著者らは開発しており、この AlN 処理法をいろいろの鋼種に適用し鋼材の性能向上に多くの成果をあげている。すなわち普通の製法で引張強さが 80 kg/mm² 級の Ni-Cr-Mo-V-B 系の低合金調質型鋼に AlN 処理法を適用し、引張強さ 100 kg/mm² 級の溶接構造用超高張力鋼 (以下 HT-100 鋼と称する†) の開発に成功したのはこの一例である。

現在、溶接構造物に多く使用されている調質型高張力鋼はたかだか 80 kg/mm² 級で、HT-100 鋼は世界でも例のない汎用超高張力鋼である。著者らは HT-100 鋼につきあらかじめ溶接性試験を行ない、溶接条件とくに入熱を 18000 ~ 32000 joule/cm に管理すれば溶接熱影響部の脆化現象を除外し、母材に匹敵する溶接継手性能が得られることを明らかにした⁽¹⁾。調質型の鋼の一般的な特性として、溶接熱

影響部に調質特性が消失した領域が生ずる。従来から、このような領域については多くの研究があるが^{(2)~(5)}、HT-100 のごとき超高張力鋼についての研究は多くない⁽⁶⁾。HT-100 鋼は現用の高張力鋼と比較して高い応力レベルで使われるので、溶接継手としての脆性亀裂発生特性および伝播停止特性に溶接熱影響部がどのような影響をおよぼすかを明らかにする必要があると思われた。

この研究は著者らの開発した HT-100 鋼の溶接熱影響部の脆性破壊試験結果と、その脆化領域の材料科学的挙動を明らかにするとともに、これらの現象は 60 および 80 kg/mm² 級の調質型高張力鋼にも共通したものであることを述べる。まず本報告では HT-100 鋼の溶接継手について単に各種の脆性破壊試験を行なった結果と、熱影響部の脆化現象に対して著者らが考案した対策の概要を報告する。

II. 供 試 材 料

HT-100 鋼を圧力容器、橋梁および鉄構物などの溶接構

- (1) 中村, 山崎: 石川島播磨技報, **5** (1965), No. 23, p. 11.
- (2) 鈴木, 田村: 金属材料技術研究所報告, **14** (1961), No. 3, p. 47.
- (3) 鈴木, 田村: 溶接学会誌, 講演会前刷, (1960).
- (4) E.F. Nippes and W.F. Savage: Weld. J., **28** (1949), 599 s.
- (5) E.F. Nippes and C.R. Silbey: Weld. J., **35** (1956), 473 s.
- (6) A.M. Rathbone, L.P. Conner and J.H. Gross: Weld. J., **43** (1965), 551 s.

* 石川島播磨重工業株式会社 (Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd., Tokyo)

† この鋼は市販名称を WEL-TEN 100 N といい、八幡製鉄 KK と共同研究の結果開発したものである。

造物に使用する場合, 20~25 mm 厚材がもつとも多く使われるので, 本研究の供試材として 22 mm 厚 HT-100 鋼

鋼製のプレス刃を用い溶接融合線から母材寄りの 0.5~1 mm の位置に深さ 3 mm の切欠を加工した. 切欠を加圧加

Table 1 Chemical compositions of test steels.

Steel	Chemical composition (%)														
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	B	sol. Al	AlN	tot. N
HT-100	0.14	0.29	0.85	0.014	0.007	0.25	1.20	0.59	0.55	0.06	—	—	0.050	0.047	0.0162
HT- 80	0.13	0.26	0.70	0.012	0.015	0.25	0.92	0.47	0.46	0.04	0.08	0.001	—	—	—
HT- 60	0.14	0.45	1.26	0.013	0.007	0.08	0.04	0.19	—	—	—	—	—	—	—

Table 2 Mechanical properties of test plates.

Steel	Thick. (mm)	Tensile properties			Bending properties 180°
		Yield pt. (kg/mm ²)	Tensile str. (kg/mm ²)	Elong. 50 mm (%)	
HT-100	22	96.0	97.0	22	$r=1.5$ t Good
HT- 80	25	72.3	85.2	22	" Good
HT- 60	30	56.0	66.0	30	" Good

工後, 2 hr 以内に試験を行なつた. 試験温度は 0°~75°C で, 試験温度に 20 min 保持後試験に供した.

3. プレス切欠シャルピー衝撃試験

溶接融合線を明確にするため 5% Nital で腐食し, 融合線に一致するようプレス切欠加工を行なつた. プレス刃は頂角 45° の高速度鋼製で先端半径をできるだけ 0 とした. 切欠深さは治具を用いいちょうに 2 mm とした. プレス加工による時効硬化の影響を避けるため, 加工後

Table 3 Chemical compositions and mechanical properties of weld-metals.

Electrode	Diam. (mm)	Chemical composition (%)						Mechanical prop.		
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Yield pt. (kg/mm ²)	Tensile str. (kg/mm ²)	Elong. 50 mm (%)
D 6016	4	0.08	0.50	0.84	—	0.79	0.26	54.9	64.3	30
E 11016	4	0.06	0.40	1.19	0.22	2.67	0.48	75.5	81.8	25
L-100 for HT-100	4	0.06	0.48	1.24	0.85	2.78	1.25	95.3	105.0	18

Note: Weld-metals were deposited as per ASTM A-316-58 T.

を選んだ. 供試 HT-100 鋼の化学成分および機械的性質を **Table 1** および **Table 2** に示す. また使用した被覆アーク溶接棒は市販の低水素系であり供試鋼の強度レベルにあわせて, 降伏点が 90 kg/mm² 以上で引張強さが 97 kg/mm² 以上の溶着金属が得られる L-100 溶接棒[†]を選んだ. 供試溶接棒溶着金属の化学成分 および 機械的性質の 代表例を **Table 3** に示す.

III. 実 験 方 法

1. 溶 接

実際に採用された溶接条件のなかで高い範囲の溶接入熱を実験の対象とした. 溶接工作上もつとも入熱が大になるのは立向き溶接で, 入熱管理を行なつても 32000 joule/cm 程度が予想される. よつて, 本研究ではすべて試験板を立向きで 30000~32000 joule/cm で溶接した. 使用直前に溶接棒を 450°C で乾燥処理し, 溶着金属中の水素量を 0.01 cc/g 以下とした.

2. van der Veen 切欠曲げ試験

溶接試験板から van der Veen 試験片を採取し, 高速度

2 hr 以内に試験を行なつた.

4. 落 重 試 験

ASTM-A 208 T⁽⁷⁾ に規定されている落重試験方法に準じて, 溶接継手部の落重試験を行なつた. 試験片の採取方法を **Fig. 1** に示す. 試験片寸法は同規格中の P2 とし, 落重エネルギーは予備試験の結果 25°C で切欠底部に亀裂が生

Fig. 1 Drop weight test specimen, test procedure.

[†] 八幡溶接棒 KK 製で 100 kg/mm² 級高張力鋼用として開発された被覆アーク溶接棒.

(7) ASTM-E 208-63 T: Tentative Method for Conducting Drop-Weight Tests to Determine Nil Ductility Transition Temperature of Ferritic Steels.

じた 220 kg-m を用いた。

5. 溶接継手広巾引張試験

Fig. 2 に示す試験片を用い溶接継手広巾引張試験を行なった。継手に直角方向の角変形は 1000 mm の間で 5~6 mm であったがこれは作意的なものではない。試験温度は 15°C とした。

Fig. 2 Weld-joint wide tension test specimen and weld-sequence.

IV. 実 験 結 果

1. van der Veen 切欠曲げ試験

試験温度の変化につれて破面様相が変化する傾向が認められ、HT-100 鋼の場合 60°C 以下の温度では 3 mm 深さ

Photo.1 Fracture appearance of notched slow bend specimen of HT-100 weld-joint.

の切欠底部よりただちに結晶状破面があらわれた。試験温度が 17~60°C の範囲では、この結晶状破面に続いて繊維状破面があらわれ 17°C 以下の温度では全面結晶状破面を

呈した。この状態を **Photo.1** に示す。切欠底部からただちに結晶状破面があらわれ、これが繊維状破面に変わるという事実は、脆性亀裂の伝播停止現象を示している。したがって、この試験方法は脆性亀裂伝播停止特性試験⁽⁸⁾といえよう。

van der Veen 切欠曲げ試験では破面遷移温度のクリテリヤとして、切欠底部に生ずる繊維状破面の長さが 32 mm となる温度をとり、 T_{Π} 遷移温度としていることが多い。今回の溶接熱影響部についての試験結果では、繊維状破面の長さが明らかでなかったため、結晶状破面率が 50% を示す温度をとり T_{50} とした[†]。破面率と温度との関係を **Fig. 3**

Fig. 3 Notched slow bend test result on HT-100 steel weld-joint.

に示す。この図より HT-100 鋼の T_{50} として 57°C が得られ、75°C では明らかに全面的に繊維状を示した。 T_{50} 付近では、切欠底部から発生した結晶状破面が繊維状に変化し、降伏点程度の高い応力場^{††}での脆性亀裂伝播停止温度を示すと判断した。厚さが 13 mm の同一材の $\frac{1}{2}\sigma_y Tag^{†††}$ が -25°C であったこととくらべると、HT-100 鋼の溶接継手の耐脆性破壊性能はいちじるしく低下しているといえる。同様の現象が 60 および 80 kg/mm² 調質型高張力鋼にも認められた。一方、荷重-歪曲線は **Fig. 4** のごとくで、30°C

以下では最大荷重後の変形が少なく、脆性破壊の様相を示し、75°C では延性破壊の様相を示した。**Photo.2** にこれらの試験片の破断状態を示した。

2. プレス切欠きシャルピー試験

前に述べた方法でプレス切欠き試験片をつくり -40~40°C の範囲でシャルピー試験を行なった結果を **Fig. 5** に示す。この試験結果から結

晶状破面率が 50% となる温度 $rTs^{(9)}$ を求めると 20°C が得られた。 rTs は $\frac{1}{2}\sigma_y Tag$ と

†† 破断荷重 (55 t) を用いて、切欠による応力集中を考慮せずに切欠底部の応力を計算すると、約 120 kg/mm² となる。

††† 温度勾配型二重引張り試験で、負荷応力が $\frac{1}{2}\sigma_y Tag$ のときの脆性亀裂伝播停止温度。

(9) 越賀：造船協会論文集，104 号，p.267。

(8) 越賀：造船協会論文集，106 号，p.215。

† この試験方法を開発した van der Veen も破面率をクリテリヤとした例がある。

良好な相関があり、次式で示されることが認められている⁽¹⁰⁾.

Fig. 4 Stress-strain diagram for notched slow bend test on HT-100 steel weld-joint.

Wel-Ten 100 N

van der Veen test specimen test temp. +19°C
Photo. 2 Macrograph of notched slow bend specimen of HT-100 weld-joint.

$$\frac{1}{2} \sigma_y \text{Tag} = 0.7 \text{rTs} - 3 \text{ (}^\circ\text{C)}$$

この式より $\frac{1}{2} \sigma_y \text{Tag}$ を求めると 11°C となり、厚さが 13 mm の同一材の母材の $\frac{1}{2} \sigma_y \text{Tag}$ が -25°C であることと比較すると HT-100 鋼融合部の脆性亀裂伝播停止特性が 36°C 上昇していることが判明した。また、HT-100 鋼母材の rTs は -44°C で、溶接熱影響により rTs が 64°C 上昇したことがわかる。

Table 5 Results of wide-weld-joint tension test on HT-100 steel.

No. of specimen	Test temp. (°C)	Tensile str. (kg/mm ²)	Elongation (%)		Location of fracture	% of crystallinity
			G.L. = 100 mm	G.L. = 500 mm		
#-1	16	67.6	0	0	Bond	95
#-2	16	66.7	0	0	Bond	95
#-3	15	75.0	—	—	Bond	95
#-4	16	98.6	4.3	1.0	Bond	90

3. 落重試験

前述の方法によつて、-20°~12°C の温度範囲で落重試験を行なった結果を Table 4 に示す。ASTM A 208-63 T に規定されている判定基準を準用して塑性変形がほぼ 0 の状態で脆性亀裂による破断がおこる温度である N.D.T. 温度[†] を求めると 5°C となり、母材の N.D.T. 温度 (-25°C)

(10) 日本溶接協会、鉄鋼部会、溶着鋼研究委員会報告、(1962)。

† Nil Ductility Transition の略。

とくらべていちじるしく脆化していることがわかる。Pellini^{(11)~(13)} によれば、鋼構造物の脆性破壊はその鋼材

Fig. 5 Pressed-notch charpy test results on HT-100 steel weld-joint.

Table 4 Results of drop weight test.

Testing temperature	-20°C	-10°C	0°C	5°C	12°C
Result	●●●	●●●	●●●	○●●	○○○

Note: Crack went over half width of specimen..... ●
No crack occurred or cracked less than half width of specimen ○

の N.D.T. 温度以下で発生することが立証されている。大気温にさらされる溶接構造物、あるいは圧力容器の耐圧試験時には 5°C 以下になることが容易に想像できるので脆性破壊の危険が予想される。

4. 溶接継手広巾引張試験

前述の方法による試験結果をまとめて Table 5 に示す。15°~16°C の温度範囲で No. 1~3 試験片は 66.5~75.0 kg/mm² の破断強さを示し、ゲージ長さ 100 mm および 500 mm の間での伸び率はほぼ 0% で破面はあきらかに結晶状を示し、破断経路は溶接熱影響部であつた。この結果より

HT-100 鋼が降伏点以下の低応力場で脆性破壊をおこす可能性のあることを立証したことになる。No. 4 の試験片の引張強さは 98.6 kg/mm²、ゲージ長さ 100 mm での伸びは 4.3% で No. 1~3 の試験よりも延性が大きな破断状態を示し

(11) P. P. Puzak and W. S. Pellini : ASME, Winter Annual Meeting, (1963)。

(12) P. P. Puzak and W. S. Pellini : Weld. J., **35** (1956), No. 6, 275 s.

(13) P. P. Puzak and A. J. Babecki : Weld. J., **38** (1959), No. 5, 209 s.

た、No.1~3 試験片は、許容限度内ではあるが上限に近い程度のアンダーカット および応力集中の原因となる角変形が存在し、No.4 試験片にはこれらの溶接欠陥がすくなかったことが、破断状態の相違となつたものと考えられる⁽¹⁴⁾。したがって、一般の溶接工作法による HT-100 鋼溶接継手は、通常許容されている溶接欠陥によつても、常温で脆性破壊がおこる可能性のあることが明らかになった。

5. 脆化部の顕微鏡組織

これまでに述べた各種脆性破壊試験で、脆性亀裂の伝播した領域は常に融合線から 0.5~1.0mm 母材寄りの 1000°~1350°C に加熱された部分であつた。Fig.6 の連続冷却

Fig.6 Continuous-cooling-transformation curve for HT-100 steel.

Photo.3 Microstructure of weld-heat-affected zone. (×100)

Photo.4 Microstructure of HT-100 steel. (×100) (unaffected)

変態曲線 (C.C.T. 図) で示すごとく、HT-100 鋼は Ac_3 (865°C) 以上に加熱され 550°C 付近で 15°C/sec 以上の速度で冷却されると ↑ペーナイトと マルテンサイトの 混合組織 (Photo.3) となり、Photo.4 に示す焼もどしマルテンサイト組織の母材と異なる。

調質型鋼が同成分系の非調質鋼にくらべて、すぐれた機械的性質を有しているのは組織が主なる原因⁽¹⁵⁾で、かかる組織変化が生ずれば当然、機械的性質とくに切欠靱性が低下することが容易にうなずける。

(14) 秋田, 前田, 矢田: 造船協会秋季講演会前刷, (1965).
↑ 22 mm 厚の鋼板を標準条件で溶接すると、550°C 付近の冷却速度は約 20°C/sec となる。

(15) D. Hadwick and K.R. Pirt: J. Iron Steel Inst., 11 (1960), 301.

V. 考 察

調質型高張力鋼の溶接熱影響部は調質特性が消失し通常母材よりも脆化することが認められているが、HT-100 鋼も例外ではない。広巾引張試験によると、アンダーカット、継手の角変形など当然予想される溶接欠陥が存在すると降伏点以下の低応力場で脆性破壊のおこる可能性が立証された。従来の研究によると、残留応力の影響を受けて脆性亀裂は溶接部を直進することなく、母材側に彎曲して停止することが軟鋼の溶接接継手について実証されている⁽¹⁶⁾。本研究結果が示したように、高張力鋼の場合は残留応力が存在する広巾試験片で融合部に沿い脆性亀裂が伝播した

例はきわめて興味のある現象で、負荷応力の増大と調質型高張力鋼の共通現象である残留応力の低下⁽¹⁷⁾ならびに溶接熱影響部の脆化がその主因と考えられる。HT-100 鋼溶接熱影響部は母材よりもいちじるしく脆化し、この領域を脆性亀裂が選択的に伝播した。この現象が HT-100 鋼のみならず他の調質型高張力鋼にも認められたことは多くの示唆をふくんでいる。溶融溶接を適用する限り、脆化領域は必然的に生ずるので、たとえ存在しても溶接継手性能が低下しないための対策が必要である。

脆化領域が鋼板面と交わる部分は溶接による

Fig.7 Schematic figure of welded joint.

(16) 木原, 楠田, 飯田, 前田, 松岡: 造船協会講演会前刷, (1960), p.2.

(17) 佐藤, 町田, 松井: 溶接学会誌, 35 (1966), No.9, p.16.

アンダーカットおよびビード余盛による応力集中部でもある。この部分に Fig.7 のごとく保護ビード (図中の ACI ビ

Photo.5 Microstructure of weld-heat-affected zone adjacent to A.C.I. bead. ($\times 100$)

ード)をおくことを対策の一つとした。このビードに沿って溶接熱影響部が存在するが、突合わせ溶接部と異なつて繰返し熱影響を受けないので、Photo.5 のように微粒のペーナイトとマルテンサイトの混合組織を示す。したがって、粗粒のペーナイト組織である突合わせ溶接熱影響部よりも脆性亀裂の非発生特性がすぐれていると判断され、また、断面積の増加により脆化領域の負荷応力を低下させるのでこれらの効果によつて、溶接継手における脆性破壊の発生を阻止する上で有効であると期待できる⁽¹⁾。著者らは、この保護ビードを ACI ビード (Anti-Crack-Initiating Bead) と名づけた。

溶接融合線を鋼板面に対して傾斜させると、融合線に沿って存在する脆化部への負荷応力が減少し、脆性亀裂の伝播停止特性が向上する。融合線を傾斜させるには、包含角が 60° の非対称開先が有効なので Fig.7 のごとき開先形状を採用することを第 2 の対策とした。前述の ACI ビードを溶着すると、突合わせ溶接融合線と ACI ビード融合線とが連続し、あたかも融合線が鋼板面に傾斜したような状態となるので、ACI ビードは融合線を傾斜させる点でも効果がある。

溶接入熱を低く管理すると、依然として脆化領域は存在するが、調質型高張力鋼について多くの報告例があるように⁽¹⁸⁾溶接熱影響部の切欠靱性が向上する。著者も HT-100

鋼につきこの傾向を 2 mm V シャルビー試験で確認した。また入熱の低下により加熱領域の巾がせまくなりかつ脆化領域がせまくなり、溶接継手の耐脆性破壊性能の向上が期待できるので、入熱を 20000~32000 joule/cm に保つことを第 3 の対策とした。以上の諸対策を HT-100 鋼の溶接工作に適用し、直径 1.5 m の模型球形压力容器を製作し、耐圧破壊試験を実施し、HT-100 鋼溶接継手が压力容器などの重要構造物用として必要十分な性能をそなえていることを立証した。

VI. 結 論

100 kg/mm² 高張力鋼の溶接熱影響部の性質に関し種々の実験を行ない、その結果を検討してつぎの結論を得た。

- (1) van der Veen 切欠曲げ試験によると、HT-100 鋼溶接熱影響部には、脆化現象が認められ破面遷移温度 T_{50} は母材より 80°C 高かつた。
- (2) プレス切欠シャルビー試験でも (1) と同様に脆化が認められ、破面遷移温度 P_{TS} で比較すると、溶接熱影響部は母材より約 60°C 高かつた。
- (3) 落重試験による HT-100 鋼溶接熱影響部の N.D.T. (Nil Ductility Transition) 温度は 5°C で、通常の使用条件においても脆性破壊発生の危険性が予測される。
- (4) アンダーカット、角変形など溶接継手に通常認められる溶接欠陥が存在すると、 15°C において降伏点以下の低応力で脆性破壊がおこる可能性が溶接継手広巾引張試験で立証された。
- (5) 各試験片で脆性亀裂の伝播した領域は、常に融合線より 0.5~1.0 mm の部分で、光学顕微鏡組織は粗粒のペーナイトとマルテンサイトの混合組織であつた。
- (6) 溶接熱影響部の脆化現象は調質型高張力鋼に共通の現象で、高い負荷応力で使用される HT-100 鋼溶接継手は脆性破壊の危険性がある。脆化領域が存在しても継手性能を低下せしめない対策を確立し、その有効性を立証した。

本研究にあたり終始ご指導とご鞭撻を賜つた東京工業大学中村教授に厚く御礼申し上げるとともに、実験遂行にあたりご協力をいただいた石川島播磨重工業株式会社構造研究室 前田博士に心から感謝の意を表します。

(18) たとえば、E.F.Nippes, W.F.Savage and B.J.Alis: Weld. J., **36** (1957), 531 s.