超高張力鋼の溶接性に関する研究 (第1報)*

中村 素** 栗山良員** 山崎康久**

A Study on Weldability of a New Ultra-High-Tensile-Strength Steel (Report 1)*

by Hajme Nakamura**, Yoshikazu Kuriyama** and Yasuhisa Yamazaki**

Abstract

A new ultra-high-tensile-strength steel was developed by addition of proper amount of AlN, which is known as IN-treatment, to a commercial 80 kg/mm² high tensile strength steel. The development was carried out as a joint work with the YAWATA IRON & STEEL CO., LTD. Prior to use for steel structure or pressure vessels, various weldability tests were undertaken, and it has been established that the ultra-high-tensile-strength steel has completely satisfactory weldability. After the tests, authors reached following conclusions.

1. Weld-joint properties are satisfactory and quite comparable to those of base metal, when optimum welding condition is applied.
2. To increase the ductility in free bend specimen of weld-joint, it is necessary to keep weld-heat-input to a range of 20,000–32,000 joule/cm.
3. Preheating to 120°C or higher is quite effective to avoid cracks in 25 mm thick weld-joint.
4. Some deterioration is observed in weld-heat-affected-zone in V-notch charpy impact test for weldment. Authors have pointed out the need for further investigation of the phenomenon.

1. 緒 言

溶接構造物に高張力鋼を使用すれば、板厚減少にともなう軽量化および製作、組立、運搬費などの低減ならびに性能の向上などの数々の利点があることはあらためて述べるまでもない。昭和29年に引張強さが 80 kg/mm² 級の Carilloy T-1 鋼が輸入され、都市ガス用球形タンクに使用されて以来、80 kg/mm² 級調質型高張力鋼が一般溶接構造物に広く用いられるようになった。現在、このような調質型高張力鋼は、たかだか引張強さが 80 kg/mm² 級までで、80 kg/mm² をこえるいわゆる超高張力鋼が一般構造物に実用化された例は著者らが関係した工事例¹⁾を除き皆無である。

鋼材に微量の適量 Al 窒化物を添加すると、細粒化現象と相まって機械的性質とくに切欠靱性が向上することはすでに IN 処理法として知られている。著者らはじゅうらい市販されている 80 kg/mm² 級 Ni-Cr-Mo-V 系調質型高張力鋼に Al 窒化物添加法を適用し、世界でも例を見ない汎用の 100 kg/mm² 級高張力鋼 (以下 HT-100 鋼と称する) の開発に成功した*。引張強さが 100

kg/mm² 以上の特殊用途超高張力鋼として、米海軍技研が開発した HY-150 鋼があげられ、MIG 溶接による溶接性試験結果も^{2, 3, 2)}報告されている。これらの研究内容は主として、艦艇の船殻材を対象としたもので溶接条件、工作法の設定に厳重な制限があり、一般溶接構造物用には適用し難い点が指摘できる。新種の鋼材を汎用として実用化するには、溶接環境が不良な現地溶接においても、すぐれた継手性能が得られることが必要とされる。著者らはこの点を重視し、現地溶接条件による溶接継手性能の評価を目的として、一連の溶接性検討を行った。すなわち HT-100 鋼を供試材として継手機械的性質、硬化性、溶接割れ感受性および溶着金属の機械的性質を実験により検討した。

前述のごとく、HT-100 鋼はじゅうらいの 80 kg/mm² 級高張力鋼とほぼ同一の成分系で溶接性もどのようにすぐれていると予想されたが、諸実験の結果これを立証することができた。なお、現在超高張力鋼の溶接工作法には被覆アーク手溶接法がもっとも安定しており、かつ一般的なのでこの方法を実験に採用した。

2. 供 試 材 料

2.1 母 材

供試 HT-100 鋼は八幡製鉄株式会社において、塩基性エール炉で溶製した 15 ton 型鋼塊から圧延されたもの

* 八幡製鉄 K.K. との共同研究の結果開発されたもので、市販名称を WEL-TEN 100 N と称する。

* 原稿受付 昭和42年 4 月 5 日

** 正 員 石川島播磨重工業 (株) 技術研究所 Member, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd.

Table 1 Chemical Composition of HT-100 Steel

Charge no.	chemical composition (%)													
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	V	Mo	sol. Al	AlN	total N	Ceq
D 37682	0.15	0.25	0.82	0.009	0.007	0.24	0.93	0.54	0.06	0.54	0.055	0.049	0.0170	0.56

Note ; $Ceq(\%) = C + 1/24 Si + 1/6 Mn + 1/40 Ni + 1/5 Cr + 1/4 Mo + 1/14 V$

Table 2 Mechanical Properties of HT-100 Steel

charge no.	direction of specimen	thick. mm.	tension test				bend test		
			specimen	σ_y kg/mm ²	σ_B kg/mm ²	elong. %	specimen	bend rad.	result
D 37682	L* C**	13 13	JIS 5	98.7 98.2	102.1 100.8	23.9 21.7	JIS 1	1.5 t	good
	L C	25 25	JIS 4	96.9 98.4	101.4 102.1	20.0 19.0	JIS 1	2.0 t	good
specified value	—	$6 \leq t \leq 13$ $20 \leq t \leq 25$	JIS 5 JIS 4	≥ 90	≥ 97 ≥ 100	≥ 16 ≥ 15	JIS 1	1.5 t 2.0 t	good

Note... *L direction of specimen was parallel to rolling direction

**C direction of specimen was perpendicular to rolling direction

である。cross roll 後、Drever 型加圧焼入れ装置により調質され、焼入れ温度は 900~950°C、焼戻し温度は 600~650°C であった。

化学成分は Table 1 のごとくで、Table 2 に機械的性質を示す。化学成分は 80 kg/mm² 級高張力鋼である carilloy T-1 鋼とほぼどうようであることがわかる。

2.2 溶接棒

母材が調質鋼であるのと異なって溶着金属は鍛造組織のままで使用されるので、同一の強度レベルを得るには母材よりも高合金系のものを使用することが多い。ことに超高張力鋼ではこの傾向がいちじるしい。大形の溶接構造物は溶接のままで使用されることが多いが、肉厚部分、重要部分は応力除去焼鈍することもあるので、焼鈍により脆化するような成分系の溶接棒は避けるべきであろう。これらの点を考慮して HT-100 鋼用として製作された八幡溶接棒 K.K. 製 ⑤ L-100 被覆アーク溶接棒を実験の対象とした。

L-100 溶接棒は低水素ライム系で、ASTM⁴⁾ に準ずれば E 14016-G 型の溶接棒である。Table 3 に各棒径別の代表的化学成分を、Table 4 に機械的性質を示した。溶着金属中の拡散性水素を極力低くするため、使用前に

再乾燥を行なったが、溶接棒の作業性および被覆剤への影響を考えて再乾燥温度は 450°C とした。

3. 実験結果

3.1 溶接継手の機械的性質

3.1.1 引張強さ、曲げ延性

13 mm および 25 mm 厚の HT-100 鋼と溶接棒 L-100

Table 4 Tensile Properties of L-100 Welded Metal

diam. of electrode	heat treat.	yield pt* kg/mm ²	tensile str.** kg/mm ²	elong. %
3.2	A.W.	94.5	104.2	20.0
	"	94.2	102.2	21.0
	570°C SR	93.8	100.4	21.0
	"	93.6	101.1	22.5
4	A.W.	93.9	100.4	20.0
	"	94.2	102.0	19.4
	570°C SR	93.5	100.2	21.0
	"	93.6	99.8	20.8
5	A.W.	93.3	97.4	18.0
	"	93.3	97.9	18.0
	570°C SR	89.3	98.3	21.6
	"	90.0	99.0	21.0
specified value		83 96	97 110	≥ 16

Note— *0.2% off-set

**gauge length 50 mm

Table 3 Typical Chemical Composition of L-100 Welded Metal

diam. of electrode mm	chemical composition (%)							
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	P	S
3.2	0.06	0.45	1.22	2.06	0.80	0.98	0.016	0.011
4	0.06	0.42	1.18	2.20	0.80	0.96	0.015	0.012
5	0.05	0.45	1.19	2.03	0.83	0.99	0.015	0.012
specified value	0.05 0.07	0.35 0.55	1.00 1.60	1.80 2.30	0.60 1.10	0.70 1.20	≤ 0.020	≤ 0.020

Fig. 1 Edge preparation of test plate and welding procedure

とを用い溶接試験板を作製した。開先形状、溶接条件および溶接順序を Fig. 1 に示す。溶接後試験板の半数を 580°C で 1 hr 応力除去焼鈍し、それぞれの試験板から継手引張 (JIS-Z-3121)、側曲げ (JIS-Z-3122) および自由曲げ (JIS-Z-3123) 各試験片を採取し試験を行なった。試験結果を Table 5 に示す。引張強さは、いずれも母材の公称引張強さ 97 kg/mm² 以上を満足し、破断位置は溶接金属あるいは溶接熱影響部であった。側曲げ試験は曲げ半径 19 mm で実施したがすべて 180° 曲がり、じゅうぶんな延性をしめした。側曲げ試験片における外表面の歪み ε は (1) 式であらわすことができる。

$$\varepsilon = \frac{r+t}{r+t/2} \quad \dots\dots\dots (1)$$

ただし r = 曲げ半径 (mm)

t = 試験片厚さ (mm)

$r=19$ mm, $t=9$ mm であるから $\varepsilon=0.19$, すなわち外表面における伸び率は 19% となる。この値は母材、溶着金属の公称伸び率から判断して妥当な値で、継手延性は良好といえる。いっぽう、自由曲げ試験における溶接金属の伸び率は、25 mm 厚の溶接のまま、13 mm 厚の応力除去焼鈍した試験片が約 11% で溶着金属の公称伸び率⁵⁾ 16% よりも低い値を示し、他の試験片では 20~28.5% を示した。伸び率の低い試験片では、溶接熱影響部に割れが認められたが、この部分は溶接時に A₃ 点以上に加熱

された軟化領域であった。

自由曲げ試験片の表面に 5 mm 間隔でゲージ線を入れ試験後、各ゲージ線間の伸び率を求めた結果は Fig. 2 に示すとおりで、また同じ試験片の硬さ分布は Fig. 3

Fig. 2 Elongation distribution in free bend specimen

Fig. 3 Hardness distribution of HT-100 steel weldment

Table 5 Values of C_f, C_z for Various High Tensile Strength Steel

steel	tensile properties		chemical composition (%)								C_f'	C_z'
	σ_Y kg/mm ²	σ_B k9/mm ²	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	others	Ceq	sec	sec
HT-50	35.8	52.6	0.17	0.42	1.34	—	—	—	—	0.41	3.0	9.0
HT-60	54.5	62.4	0.13	0.46	1.25	—	0.25	—	V 0.08	0.41	1.0	3.7
HT-70-1	63.5	76.5	0.16	0.27	0.40	2.49	1.19	0.26	—	0.60	10.0	20.0
-2	65.5	74.1	0.09	0.35	0.38	2.46	1.18	0.29	—	0.53	3.8	6.0
-3	62.5	71.1	0.10	0.19	0.41	2.50	1.01	—	—	0.51	2.0	12.0
-4	63.7	72.0	0.13	0.31	0.49	2.03	1.25	0.37	—	0.54	6.0	22.0
-5	77.1	86.4	0.16	0.28	0.36	2.25	1.26	0.42	—	0.63	14.0	23.0
HT-70-6	74.5	79.6	0.16	0.23	0.60	2.65	0.47	0.45	—	0.48	8.2	15.0
HT-80	85.0	88.2	0.12	0.27	0.77	0.91	0.55	—	V 0.05 B 0.003	0.49	3.2	30.0
HT-100	96.0	97.0	0.14	0.29	0.85	1.20	0.59	0.55	AlN 0.047	0.58	2.5	28.0

のとおりである。これらの試験結果をみると、応力除去焼鈍したものと同接のままのものとの間には差がなく、いずれも溶接熱影響部に歪の集中が認められた。結局、軟化部の存在が自由曲げ試験片における溶接金属の伸び率を低下させているので、軟化領域の巾を調整する必要がある。溶接時の入熱を 18,000 joule/cm から 36,000 joule/cm に変化させた試験片につき自由曲げ試験を行なった結果は Fig. 4 に示すとおりで、16% 以上の伸び率を得るには、入熱を 20,000~32,000 joule/cm に制限する必要があることがわかった。Table 5 の試験片はいずれも入熱 36,000 joule/cm で溶接したもので、Fig. 4 の結果より判断すれば伸び率が低い溶接条件であった。

Fig. 4 Relationship between ductility in free bend test and weld heat input

Fig. 5 Effect of weld heat input on weld-joint tensile strength

継手引張強度と入熱の関係は、Fig. 5 のごとくで 44,000 joule/cm をこえると母材の公称引張強度より低下することが判明した。継手延性と引張強度とから適正溶接入熱を判断すると 20,000~32,000 joule/cm ということができる。

3.1.2 溶接熱影響部の硬さ

JIS-Z-3101 にしたがって HT-100 鋼溶接熱影響部の最高硬さを求めた。母材の初温を変えたときの最高硬さとの関係をそれぞれ Fig. 6 に示す。13 mm および 25

Fig. 6 Effect of preheat on max. hardness of weld-heat-affected-zone

mm 厚 HT-100 鋼は予熱温度が 100°C をこえると急激に最高硬さが低下し、13 mm 厚で 315 VHN、25 mm 厚で 365 VHN となった。最高加熱温度を 1300°C としたときの HT-100 鋼 A 材の連続冷却変態曲線 (C.C.T. 図) は Fig. 7 のごとくで、 A_{c3} (730°C) ~ M_s (420°C) 間の平均冷却速度が 94°C/sec のとき 423 VHN、39°C/sec のとき 400 VHN、9.7°C/sec のとき 336 VHN となることからわかる。光学顕微鏡によると、400 VHN 以上では多量のマルテンサイト組織が認められたので、溶接熱影響部の延性を保つには板厚が 25 mm の場合予熱を 120°C 以上とし最高硬さを 400 VHN 以下とすることが望ましい。

Fig. 7 Continuous-cooling-transformation curve for HT-100 steel

Dearden, O'Neill によれば高張力鋼溶接熱影響部の最高硬さ VHN_{max} と炭素当量 (Ceq)* との間には (2) 式の直線関係が存在し⁹⁾、JIS-Z-3101 の条件で厚さ 25 mm の鋼板を溶接する場合は常数は $a=666$, $b=40$ となる。

$$VHN_{max} = aCeq + b \quad \dots\dots\dots (2)$$

* Ceq 式は Dearden, O'Neill の実験式を修正した式を用いた。すなわち $Ceq = C + 1/24 Si + 1/6 Mn + 1/15 Ni + 1/5 Cr + 1/4 Mo$

じゅうらいの実験結果によると, VHN_{max} 値には ± 40 のばらつきがあるので, HT-100 鋼 A 材の VHN_{max} は 372~452 となる. 実測による最高硬さは 430 VHN であったから, HT-100 鋼の硬化性はじゅうらいの高張力鋼とどうとうで異常硬化性は認められない.

多層溶接熱影響部では, 最高硬さ試験片の熱影響部と異なり後続ビードにより繰返し加熱を受け, かつ冷却速度も遅くなる. したがって, 母材の焼戻し温度 (最高 650°C) 以上に加熱された領域は母材よりも軟化する. Adams⁷⁾ によれば溶接熱影響部における最高加熱温度 T_p と融合線からの距離 r' との間には (3) 式の関係がある.

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{Vr't\rho C_p \sqrt{2\pi e}}{Q} + \frac{1}{T_m - T_0} \quad \dots\dots (3)$$

ただし T_0 ; 鋼板の初温 (°C)

V ; 熱源の移動速度 (cm/sec)

t ; 鋼板の厚さ (cm)

C_p ; 比熱 (cal/gr.°C)

ρ ; 密度 (gr/cm³)

Q ; 実効入熱 (cal.sec/cm)

T_m ; 鋼材の融点 (°C)

(3) 式より r' を求めると

$$r' = Q \left\{ \frac{T_m - T_p}{(T_p - T_0)(T_m - T_0)} \right\} \left(\frac{1}{Vt\rho C_p \sqrt{2\pi e}} \right) \quad \dots\dots (4)$$

いま Q 以外の溶接条件を一定すなわち $T_0 = 120^\circ\text{C}$, $V = 10 \text{ cm/min}$ $t = 2.2 \text{ cm}$, $T_m = 1530^\circ\text{C}$ とすれば T_m が

Fig. 8 Relationship between width of weld-heat-affected-zone and heat input

650°C 以上の領域は (4) 式より, $r'_{650} = 15 \times 10^{-5} \times Q$ (mm) が得られる. 母材厚部部の硬さ以下に低下した領域を軟化部の巾とし, r'_{650} との関係の求めると Fig. 8 が得られ, ほぼ計算値と一致した. 軟化部の巾が大きいと, 延性破壊の場合の継手強度に影響をおよぼし, 強度低下の原因となる. 継手性能に, 軟化部の巾がどの程度まで許容できるかは, 総合的な継手性能を検討した上で決定すべきであろう.

3.1.3 溶接熱影響部の切欠靱性

Fig. 9 に示す開先形状および溶接条件により作成した試験板の溶接熱影響部につき 2mmV シャルピ試験を行った. 破面遷移温度 vTr_s , 30 ft-lb 遷移温度 vTr_{30} および横膨出率が 15 mil (0.375 mm) になる温度 vTr_{15} mil とノッチ位置 d との関係を Fig. 10 にまとめて示す. $d=0$ すなわち切欠きが融合線上にある場合を除く

Fig. 9 Test plate for V-notched Charpy impact test on heat-affected-zone

Fig. 10 Relationship between various V-charpy transition temperature and distance from fusion line

て、溶接熱影響部の各遷移温度は母材よりも低いことが判明した。融合線部では vTr_s は -17°C 、 vTr_{30} は -11°C 、 $vTr_{15\text{ mil}}$ は -43°C であり、母材に対してそれぞれ 22, 29 および 12°C 上昇しておりいちじるしい脆化現象が認められた。

3.1.4 拘束割れ感受性

厚さ 13 および 25 mm の HT-100 鋼試料につき JIS-Y-3158 斜め Y 型拘束割れ試験方法にしたがい拘束割れ試験を行なった。母材の初温を室温 (25°C) より 150°C まで変化させて試験ビードを溶着した試験につき表面、深さおよびルート割れ率を求めた結果を Fig. 11 に示す。13 mm 厚材では 60°C 以上、25 mm 厚材では 100°C 以上の予熱を行なえば、HT-100 鋼と L-100 溶接棒を組合わせた溶接継手に割れが発生しないことが判明した。

Fig. 11 Crack sensitivity test results

Y 型拘束割れ試験は、単層溶接部に生ずる溶接割れ感受性を検討するものであり、大部分の溶接構造物においては多層溶接が採用されている。したがって、多層溶接部における割れ感受性を検討するため 25 mm 材につき窓型拘束割れ試験を行なった。実際に採用されうる溶接条件のなかで、もっとも苛酷な条件下での割れ発生挙動を確認するため、溶接姿勢はもっとも入熱が低くなる横向き姿勢を採用し、予熱温度は最高硬さ試験結果から妥当と思われた 120°C を採用し試験板の溶接を行なった。溶接完了後、24 hr 拘束治具中にとりつけたまま放置し、放射線透過検査および断面マクロ組織検査を実施したが割れは検出されなかった。Y 型および窓型拘束割れ試験の結果から判断して、25 mm 厚 HT-100 鋼は 120°C の予熱を行なえば、溶接割れはじゅうぶん防止できるものと考えられる。

3.1.5 溶接部の残留応力

通常、溶接継手には母材あるいは溶接金属の降伏点にはほぼ等しい大きさの残留応力が存在する。寸法精度を正確に維持したい場合、低温脆性破壊が懸念される場合、応力腐食割れが懸念される場合ならびに異常硬化部が存在する場合には一般に残留応力除去焼鈍が適用される。HT-100 鋼溶接部にも応力除去焼鈍が適用されることが予想されるので、標準条件により溶接した $25 \times 300 \times 500$ mm について残留応力除去焼鈍の効果をしらべた。母材焼戻し処理温度の最低温度が 600°C であることと、溶着金属の析出脆化の点を考慮して焼鈍温度を 550 および 580°C とし保持時間は 1 hr とした。残留応力測定には電気抵抗線歪計を用いた。試験板の形状寸法および応力測定位置を Fig. 12 に示す。

残留応力測定結果は Fig. 13 のごとくで、溶接のままだでは溶接線方向の引張残留応力が 55 kg/mm^2 で $580^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr}$ の応力除去焼鈍により 27 kg/mm^2 に低下する

Fig. 12 Test plate for welding residual stress measuring

Fig. 13 Effect of stress relieving temperature on welding residual stress

ことが確認された。焼鈍温度をさらに高温にすれば、残留応力はより低下することが期待されるが調質処理温度から判断して 580°C 以上に加熱することは好ましくない。溶接のままの残留応力が 55 kg/mm² と母材の降伏点 96.9 kg/mm² よりもはるかに低いのは、冷却時の母材変態特性に起因するものと考えられ⁸⁾、調質型高張力鋼に共通の現象である。

4. 考 察

供試 HT-100 鋼と被覆アーク溶接棒 L-100 との組合わせで溶接継手を作製し、継手引張り、延性および硬さ試験を行なった結果、溶接時の予熱を 120°C 以上とすれば欠陥がなく母材性能に匹敵する継手性能が得られることが立証された。ただし、調質型高張力鋼に共通の特長として良好な溶接継手を得るには、溶接入熱を制限することが必要なことが明らかにされた。溶接協会規格 WES-135 (溶接構造用高張力鋼板規格) に規定されている HW-90 (降伏点が 90 kg/mm² 以上の鋼材) では、 C_{eq} を 0.80 以下、溶接部の最高硬さを 480 VHN 以下と規定しているが、HT-100 鋼はこれらの諸規定をじゅうぶんに満足しており HW 70 (降伏点が 70 kg/mm² 以上の鋼材) をも満足している。

非調質および調質型溶接構造用高張力鋼の溶接熱影響部最高硬さと C_{eq} との間には Fig. 14 のごとき直線関係があることが知られている⁹⁾。HT-100 鋼から得られた値を同図中にプロットするとこの直線関係を満足していることがわかる。

CCT 図においてパーナイトあるいはフェライトが析出する臨界冷却速度を、1,300°C から 500°C までの冷

却時間であらわしそれぞれ C_s' および C_f' とする。引張強さが 50~80 kg/mm² の現用溶接構造用高張力鋼の C_s' および C_f' と HT-100 鋼の C_s' および C_f' をあわせてまとめると Table 5 のごとくである。 C_s' あるいは C_f' が大ということは、溶接熱影響部にパーナイトあるいはフェライト組織があらわれにくいことを意味して、マルテンサイト組織があらわれやすく硬化しやすいことを意味する。HT-100 鋼の C_s' および C_f' はそれぞれ 2.5 および 28 sec であるから 70 あるいは 80 kg/mm² 級の高張力鋼とどうの硬化性を有していることが判明した。

以上述べたごとく、供試 HT-100 鋼は硬化性が低く接合時の溶接性が良好なことが確認された。しかしながら、溶接熱影響部から採取した V シャルピ試験結果によると、融合部は母材よりも脆化しており v_{Trs} で 27°C 上昇していることが判明した。溶接部にはアンダーカット、スラグ巻込みポロシティなどの溶接欠陥が不可避免的に存在し、かつビード余盛りあるいは角変形による応力集中が存在する。よって使用時または使用荷重よりも高い荷重が負荷される水圧試験などの試験荷重時に脆性亀裂が発生しこの脆化溶接熱影響部を伝播することが懸念される。HT-100 鋼のごとき超高張力鋼では使用時の負荷応力が高いので、この脆化現象をじゅうぶんに検討する必要がある。

5. 結 論

Al 窒化物添加処理を施した超高張力鋼である HT-100 鋼につき、一連の溶接性試験を行なった結果次の結論を得た。

- (1) HT-100 鋼用として開発された被覆アーク溶接棒 L-100 を用い適正条件で溶接すれば、強度および延性とも母材に匹敵する溶接継手が得られる。
- (2) 自由曲げ試験片における伸び率を 18% 以上に保つには溶接入熱を 20,000~32,000 joule/cm に制限する必要がある。
- (3) 予熱を 100°C 以上にすると、溶接部最高硬さは顕著に低下する。最高硬さの値は他の溶接構造用高張力鋼と同程度で異常硬化性は認められなかった。
- (4) 溶接熱影響部とくに融合部には、母材よりもかなり脆化している領域の存在が認められた。この現象は調質型鋼に共通の現象と考えられるが、別途検討の必要がある。
- (5) 斜め Y 型および窓型拘束割れ試験によると、25 mm 厚 HT-100 鋼は 120°C 以上の予熱で溶

Fig. 14 Relationship between C_{eq} and max. hardness of weld-heat-affected-zone

接割れが防止できる。

- (6) 溶接のままでは、約 55 kg/mm^2 の残留応力が
検出されたが $580^\circ\text{C} \times 1 \text{ hr}$ の応力除去焼鈍により
 27 kg/mm^2 に低下した。

6. 謝 辞

本研究にあたり供試材料と多くの研究資料を頂いた八幡製鉄株式会社および八幡溶接棒株式会社の関係者各位
に対して心から厚く御礼申し上げます。

文 献

- 1) 中材, 山崎 「100 kg/mm^2 級超高力 IN 鋼の溶接性および球型タ

- ングの製作」石川島播磨技報, Vol. 5, (1965) No. 23 p 11
2) G.E. Grotek 「Weldability and Heat-Affected-zone Toughness of HY-150 W.J. Vol. 43, (1964) No. 6 p 265 s
3) A.M. Rathbone, L.P. Connor, J.H. Oross 「Weldability of a High-Toughness Alloy Plates Steel with a Minimum Yield Strength of 140 ksi」 W.J. Vol. 43 (1964) No. 12, p 551 s
4) ASTM. A-316-58 T
5) 八幡溶接棒 「100 キロ高張力鋼用溶接棒 ML-10-16 の試験結果」 (1964)
6) 鈴木 「溶接技術ハンドブック」 (山海堂), p 500
7) C. Adams 「Cooling Rates and Peak Temperatures in Fusion Welding」 W.J. Vol. 37 (1958) No. 5 p 210 s
8) 佐藤, 松井, 町田 「高張力鋼溶接部における熱応力発生過程と残留応力」溶接誌 Vol. 35 (1966) No. 9 p 16
9) 日本溶接協会, NS, NSA, SI 委員会報告 (1964)

(67ページより続き)

SW-B 29-65	種々の被包ガスで溶着したステンレス鋼溶接金属の腐食状況	F. D. Brom	タイプ刷	100
" B 31 "	炭酸ガス溶接現場使用上の問題	三菱重工 高木 乙 磨 ほか	"	100
" B 32 "	大径芯線による交流 MIG 溶接法に関する研究	三菱重工 中 島 正 樹	"	100
" B 33 "	製罐工場における溶接自動化の現状	日 立 妹 島 五 彦	"	150
" B 34 "	最近における高能率溶接法の実用化の動向と溶接の自動化の面から見た評価基準について	日 立 妹 島 五 彦	"	150
" B 35 "	溶接金属の性質におよぼす被包ガス組成の影響	A. A. Smith	"	150
" C 2 "	鉄鋼への鉛 (Pb) ライニングについて	阪 大 新 成 夫 ほか	"	100
" C 3 "	アルミニウムと異種金属の溶融溶接	住友軽金 杉 山 禎 彦	"	200
" C 4 "	特殊溶接法の応用によるチタニウムのライニングの研究 (その 1)	三菱重工	青 刷	50
" C 7 "	アルミニウム溶接部に対する X 線透過写真のコントラストと透過度計識別度について	大 阪 仙 田 富 男	タイプ刷	100
" C 8 "	耐食アルミニウム合金加工硬化材の MIG 溶接における軟化域の問題	日立造船 尾 崎 秋 男	"	150
" C 13 "	高速度写真による MIG 溶接の溶滴移行現象の解説	大 変	"	50
" C 14 "	固相接合について	金 材 研 橋 本 達 哉	"	100
" C 15 "	異形鉄筋のガス圧接性に関する研究 — 中間報告 —	鉄 研 大 井 一 郎	"	200
" C 16 "	ハブ (HABW) 爆発圧接法	日 立 佐々木秀雄ほか	"	100
" C 23 "	X 線透過法による気孔率の測定	原 研 藤 村 理 人	"	100
" C 24 "	アルミニウム合金のアークスポット溶接	日本車輛 寺 本 富 彦		250
" C 26 "	アルミニウム溶接技術検定実施状況	アルミニウム溶接 技術検定委員会ほか	タイプ刷	100
" C 27 "	耐食アルミニウム合金の MIG 溶接における気孔発生防止に関する研究	三菱重工業		150
" C 28 "	溶接材の引張性能に及ぼす溶接条件の影響	古川アルミ工業 石 川 裕	タイプ刷	100
" D 2 "	プラズマ流の特性	阪 大 岡 田 実	"	50
" D 3 "	プラズマ切断の化工機への応用	三菱化工 山 本 竹 治		150
" D 4 "	プラズマ切断の製罐への応用	日 立 妹 島 五 彦	タイプ刷	100
" D 6 "	エレクトロスラグ溶接における電極の溶融機構	大 変 長 谷 川 光 雄		50
" D 7 "	FN 式エレクトロスラグ溶接用フラックス入りワイヤの開発研究	富士製鉄 富士溶接	タイプ刷	150
" D 8 "	エレクトロスラグ溶接部の大型衝撃試験	日 立 根 本 正 ほか	"	150