論文および報告

高張力鋼厚板溶接部のルート割れ試験結果*

—高張力鋼溶接部のルート割れに関する研究 (第3報)—

木原 博** 稲垣道夫*** 鈴木春義**** 松永和介***** 中村治方***

Root Cracking Test of High Strength Steel
Welds with Thick Plates

—A Study of Root Cracking in High Strength Steel Welds (Report II)—

By Hiroshi Kihara**, Michio Inagaki***, Haruyoshi Suzuki****,
Kazusuke Matsunaga**** and Harumasa Nakamura***

Abstract

A series of root cracking tests were conducted with y -groove restraint cracking specimen of high strength steels with thickness from 30 to 50 mm. Effects of size of specimen, including bead length and plate thickness, and of multi-layer weld on root cracking were mainly studied in the report.

The conclusions obtained in the study are as follows:

(1) The root cracking tendencies of six high strength steels with their strength levels from 60 to 79 kg/mm², that is, HT 60 and HT 70 steels, were evaluated and preheating temperatures necessary for the prevention of root cracking were decided.

The maximum hardnesses in HAZ of these steels, which were safe to root cracking, ranged from 350 to 400 VHN under the load of 1 kg.

Microstructures of HAZ safe to root cracking were decided with an aid of CCT diagrams, that is, 5~10% ferrite, 20~30% intermediate structure and 60~70% martensite for HT 60 and 10~25% intermediate structure and 75~90% martensite for HT 70 in their area percentages of constituents.

(2) Neither the root crack, which was initiated at the first layer weld, was propagated nor a new crack was initiated with the progress of a multi-layer weld.

Cracking tendencies rather decreased in multi-layer welds with a choice of proper interpass temperature.

(3) An increase of root cracking was not detected with an increase of bead length and a root crack rather increased with a decrease of bead length at a bead length below 150 mm, because of a rapid cooling of a short bead.

Therefore it was suggested that the transverse tensile residual stress in a weld would directly affect the initiation of a root crack and the longitudinal tensile residual stress would indirectly affect the initiation of a root crack.

(4) The tendencies of root cracking did not increase with an increase of plate thickness if the welds were cooled by the same cooling process.

(5) It was confirmed that the slotted cracking specimen with a size of 200 mm×150 mm was equivalent to one of 300×200 mm. The smaller size is therefore satisfactory for a root cracking test of high strength steel welds.

* 原稿受付, 昭和38年10月9日 (昭和37年度溶接学会秋季全国大会において発表)

** 正員, 東京大学工学部 Member, Faculty of Eng. University of Tokyo

*** 正員, 金属材料技術研究所 Member, National Research Institute for Metals

**** 正員, 八幡製鉄 K.K. Member, Yawata Iron and Steel Co. Ltd.

***** 正員, 川崎重工業 K.K. Member, Kawasaki Dockyard Co. Ltd.

1. 緒言

原子炉用压力容器その他の構造材料として板厚 30~100 mm の高張力鋼の開発が進められ, 一部製品化されている。このような厚板の溶接部になると, 筆者らが今まで研究対象としていた板厚 20~25 mm の高張力鋼溶

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of test steels

Desig	Thick- ness (mm)	Melting	Heat treat- ment	Chemical composition (%)													Yield strength (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elong. G.L.=50 (%)
				C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	V	B	Ceq(1)*	Ceq(2)			
8 C	19	Open hearth	Q & T	.17	.28	.94	.018	.020	.75	.61	.29	.50	.04	.005	.61	.39	81.7	86.9	33.0
7 A	30	20 T arc furnace	Q & T	.11	.38	1.06	.022	.012	—	.44	—	.48	.12	—	.51	.32	71.6	78.8	22.8
7 B	"	15 T arc furnace	"	.15	.31	1.11	.015	.010	.44	.56	.24	.46	.06	.002	.59	.38	65.2	74.9	21.3
"	50	"	"	.14	.31	1.07	.015	.008	.45	.56	.24	.45	.05	.002	.57	.36	61.2	72.2	21.6
6 H	30	20 T arc furnace	N	.12	.45	1.17	.013	.006	—	.32	—	.25	.14	—	.46	.31	49.1	66.1	26.9
6 J	"	10 T arc furnace	"	.15	.28	1.34	.011	.006	1.15	.02	.11	.31	—	—	.49	.37	53.1	66.4	27.0
6 K	"	60 T open hearth	"	.15	.35	1.28	.029	.020	.47	.08	.10	.10	—	—	.43	.32	49.3	61.5	29.5
6 L	"	20 T arc furnace	Q & T	.15	.34	.92	.015	.014	.29	.10	.27	.51	tr	—	.47	.33	57.1	67.6	27.6
"	50	"	"	.18	.31	.90	.018	.016	.31	.08	.24	.52	tr	—	.50	.36	55.6	66.9	26.3

†) Q & T...Quenched and tempered, N...Normalized

*) $Ceq(1) = C + \frac{1}{24}Si + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{40}Ni + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{4}Mo$ $Ceq(2) = C + O + Si + \frac{1}{9}Mn + \frac{1}{40}Ni + \frac{1}{20}Cr + \frac{1}{8}Mo + \frac{1}{10}V + \frac{1}{30}(Cu)$

Table 2 Chemical compositions and mechanical properties of all-weld-metals of test electrodes

Electrode desig.	AWS classi- fication	Dia- meter (mm)	Chemical composition (%)										Mechanical properties (AS-welded)			Hydrogen* content (cc/100 gr)	Drying before test
			C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Y.S. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	Elong (G.L.50,%)			
8H-1-B	E 11018	4	.06	.35	1.36	—	—	1.77	.28	—	.44	70.6	84.6	24.0	1.1	400°C×1 hr	
7H-1-B	E 10016-G	"	.07	.65	1.00	.008	.010	2.63	.05	—	.25	62.2	75.1	26.2	0.9	375°C×1 hr	
7H-1-C	"	"	.07	.41	.92	.018	.016	2.89	—	.12	.31	61.7	73.2	25.0	1.2	"	
6H-1-H	E 8016-G	"	.09	.49	.84	.018	.019	1.02	—	.11	.24	58.6	63.7	30.0	1.3	"	
6H-1-J	"	"	.07	.62	1.00	.011	.012	.62	—	—	.21	53.0	64.7	29.4	1.2	"	
6H-1-K	"	"	.08	.46	1.06	.021	.012	.72	—	—	.23	61.7	68.6	25.2	1.0	"	

接部よりもさらに溶接割れ感受性が高くなる心配がある。今回はこのような厚板の高張力鋼 (板厚 30 mm および 50 mm) につきスリット型拘束割れ試験を実施し、主としてルート割れにおよぼす板厚効果も含めた試験片の寸法効果の影響と多層溶接の影響について試験結果をまとめたので報告するしだいである。

2. 供試鋼板および溶接棒

供試鋼としては焼ならしおよび調質した HT 60 4 鋼種と調質した HT 70 2 鋼種 (板厚 30 mm および一部 50 mm) を主として使用し、一部 HT 80 (板厚 19 mm) も使用した。それらの化学組成および機械的性質を Table 1 に示した。

供試溶接棒には Table 1 の鋼板にそれぞれ見合った溶接棒合計 6 種類を用いたが、その全属溶着金化学組

成、機械的性質および水素含有量を Table 2 に示した。

3. 実験方法

割れ試験片としては特にことわらない限り、第 1 報¹⁾で用いたと同様な 200×150 mm 角の y 開先拘束割れ試験片を用い、試験溶接には自動被覆アーク溶接装置を用いた。供試溶接棒には Table 2 にそれぞれ示した所定の再乾燥を行なったものを用い、試験片については試験溶接直前に開先面の脱脂を行ない、開先面の清浄化をはかった。試験溶接にはすべて溶接電流 170 A、溶接速度 150 mm/min の標準溶接条件で行ない、試験片の初温を変えることによって溶接部の冷却過程を変化した。

割れ試験片の試験溶接後、48 時間以上経過してからビード表面からの磁気探傷および肉眼検査、ビード横断面 (とくにことわらない限り 5 横断面) の磁気探傷および

Fig. 1 Definition of various cracking percentages

Photo. 1 Typical root crack in a cross section of weld

顕微鏡検査により割れの検出を行なった。

今回の実験で溶接部に検出された割れは若干のクレタ割れを除いてはすべてルートから生ずるルート割れ (Photo. 1 参照) であったので, 割れ検査の結果から Fig. 1 に示したような各種割れ率を求め溶接熱サイクルの測定を行なった結果を用いて, 以下に示すように割れ試験結果を整理した。

さらに割れ試験片の溶接熱影響部のかたさ測定も一部行なった。

4. 供試鋼板のルート割れ感受性の比較

第1報¹⁾で示したように y 開先拘束割れ試験片を用いると, ルートから鋼板の溶接熱影響部にルート割れを生じ, 鋼板のルート割れ感受性を効果的に比較できる。今回の実験でも Photo. 1 に示したように鈍角をなすルート面側から溶接熱影響部にルート割れを生じたので, 先ず最初に Table 1 に示した HT 60. 4 種に HT 70. 2 種 (板厚 30 mm) の合計 6 鋼種につき割れ感受性の比較を行なった。

Fig. 2 は焼ならし HT 60. 3 鋼種の割れ試験結果である。第1報¹⁾で述べたようにルート割れに関係の深い溶接部の冷却過程のパラメーターとしてボンドの 300°C における冷却速度またはボンドの 800°C から 300°C までの冷却時間を横軸に取り, 3 種類の割れ率の変化を図

Fig. 2 Results of y-groove restraint cracking tests of HT 60 welds with normalized, 30 mm thick plates

Fig. 3 Results of y-groove restraint cracking tests of HT 60 and HT 70 welds with quenched and tempered, 30 mm thick plates

示した。3 鋼種の中では 6J が他の鋼種よりとくにルート割れの伝播に対する感受性が高い傾向がみえている。

Fig. 3 は調質した HT 60 および HT 70 の割れ試験結果である。これによれば 3 鋼種の中では 7A がとくにルート割れ感受性が低く, 予熱せずに溶接してもほとんどルート割れを生じなかった。Fig. 2 の結果とくら

Fig. 4 Transition curves of cracking percentages on root, face and in cross section of weld. Various cracking indices are also shown in the figure

べると、調質鋼のルート割れ感受性は全般的に非調質鋼（焼ならし鋼）のそれよりも低いという傾向がみえてい

る。Fig. 2 と Fig. 3 に示した結果から第 1 報¹⁾に示したような各種割れ感受性指数 (C_r , C_s , C_f および C_p) のほかに Fig. 4 に示すように C_i なる指数も求めることができる。これらの値を後に示す Table 3 にまとめている。

以上の割れ感受性指数では y 開先拘束割れ試験片につき熱影響部のルート割れ発生に対する感受性は正確にあらわすことはできるが、ルート割れの伝播に関してかならずしも熱影響部のみの感受性をあらわしているとは言いがたい。それゆえ、ビード中央部 3 横断面についての割れ検査の結果から Fig. 1 に示したように割れ伝播率を求めて Fig. 2 および Fig. 3 の結果を整理し直すと Fig. 5 および Fig. 6 のような結果となる。

Fig. 5 Crack propagation percentages of normalized HT 60 welds

Fig. 6 Crack propagation percentages of HT 60 and HT 70 welds with quenched and tempered plates

Fig. 5 は焼ならし HT 60 3 鋼種について溶接熱影響部と溶接金属それぞれのルート割れ伝播率を示している。これによれば 6J 鋼と 6H-1-K 溶接棒による熱影響部と溶接金属はいずれも他の 2 鋼種の場合よりルート割れ伝播に対する感受性が高い。

Fig. 6 は調質した HT 60 および HT 70 についての熱影響部と溶接金属のルート割れ伝播率を示す。この中 7A は Fig. 3 に示したようにルート割れ発生に対する感受性がきわめて低いので、ルート割れ伝播に対する感受性が明りようでないがやはり相当低いのではないかと考えられる。また 7B 鋼と 7H-1-B 溶接棒による溶接金属が、供試 6 鋼種の中で 6J 鋼と 6H-1-B 溶接棒による溶接金属についてルート割れ伝播に対する感受性が高いと考えられる。

なお溶接金属のルート割れに対する感受性は第 1 報¹⁾でも述べたように U 開先拘束割れ試験の結果から判定されるべきであろう。

Fig. 2, Fig. 3, Fig. 5 および Fig. 6 の結果から求められるルート割れ感受性指数とルート割れ伝播率（今回は便宜上 300°C における冷却速度が 10°C/sec における値で示した）を Table 3 に示した。これによれば供試鋼の中、7A と 7B 鋼についてはルート割れ発生に対する感受性をあらわす指数 C_i および C_r の値はそれぞれ約 6~10°C/sec および約 7.5~13°C/sec であり他の鋼種についての C_i および C_r の値（約 3°C/sec および約 4~7°C/sec）より大きく、7A および 7B 鋼

Table 3 Cracking indices and evaluation of cracking susceptibilities of high strength steel welds

Steel	Electrode	Cracking indices (°C/sec)					Crack* propagation PCT. (%)	Estimation** for		
		Ci	Cr	Cs	Cf	Cp		Crack initiation	Crack propagation	Root cracking
6 H		3.5	6.9	13.5	>13	>6	30	Good	Good	Good
	6H-1-H	—	—	—	—	—	5	—	Good	—
6 J		3.0	4.2	5.7	8.5	4.3	58	Fair	Fair	Fair
	6H-1-K	—	—	—	—	—	35	—	Fair	—
6 K		3.0	4.2	>13	>13	>9	25	Fair	Good	Good
	6H-1-J	—	—	—	—	—	5	—	Good	—
6 L		3.0	6.0	>13	>13	>7	29	Good	Good	Good
	6H-1-J	—	—	—	—	—	5	—	Good	—
7 A		10.0	>13	>13	>13	—	—	Excellent	—	Excellent
	7H-1-C	—	—	—	—	—	—	—	—	—
7 B		6.0	7.4	10.0	12.7	5.3	25	Excellent	Good	Good
	7H-1-B	—	—	—	—	—	20	—	Good	—

*) Crack propagation percentage at the cooling rate of 10°C/sec.

**) Estimation with three grades; excellent, good and fair.

とくに 7A 鋼のルート割れ発生に対する感受性が低いことがわかる。ルート割れの伝播については供試鋼の中, 6J 鋼のルート割れ伝播率が 58% を示し, 他の鋼種のそれ (30% 以下) より著しく高い。6H-1-K 溶接棒による溶接金属のルート割れ伝播率も 35% という他の溶接棒よりも高い値を示している。Table 3 の右端には以上の結果から求められる評価の結果を優, 良, 可の 3 段階に分けて示した。

現在までに行なわれた各種高張力鋼の γ 開先拘束割れ試験結果から鋼材の等価炭素量とルート割れ感受性指示数 (C_i および C_r) の関係を今回の供試鋼も含めて図示

Fig. 7 Relation between crack index, C_i , and carbon equivalent

すれば Fig. 7 および Fig. 8 のようになる。Fig. 7 は指示数 C_i の値と等価炭素量との関係を示したものである。図中に示した鋼材の等価炭素量換算式は鈴木, 田村²⁾によって求められたものである。これによれば C_i の値は等価炭素量が増すに従って減少する傾向があり, かなりのばらつきがあるが大体直線関係が認められる。この中にあって 6H, 6J, 6K, および 6L はほぼばらつきの範囲内でこの直線関係をみたすが, 7A と 7B (とくに 7A) はこの直線関係から相当上方に偏位している。この原因については現在のところ不明である。Fig. 8 は指示数 C_r の値と等価炭素量との関係を示したものであ

Fig. 8 Relation between cracking index, C_r , and carbon equivalent

るが Fig. 7 の場合と同様な傾向があらわれている。

高張力鋼初層溶接部のルート割れは第 2 報³⁾ で述べたように組織 (化学組成と冷却速度), 水素量および拘束応力の 3 者で決定される水素ぜい化の一種であるが, 後の 2 者の条件がほぼ一定で, 等価炭素量で代表される化学組成が同じであっても Fig. 7 と Fig. 8 に示したように C_i と C_r の値に相当変動が認められるのはその他の諸因子 (製鋼法, 水素ぜい化感受性の相違など) が影響しているものと推測されるが, 現在のところ明らかでない。

供試鋼割れ試験片の溶接熱影響部の最高かたさと割れ率の関係を図示したのが Fig. 9 である。これによると溶接熱影響部の最高かたさが Hv 350~400 の範囲でルート割れの発生が認められる。この値は今までに割れ試験を行なった各種 HT 60 や HT 80 の場合と同程度である。

5. 多層溶接時のルート割れ試験結果

板厚 50 mm の 6L 鋼を用いて γ 開先拘束割れ試験片を作成し, 初層の試験溶接後, 所定の層間温度で合計 6 層溶接しルート割れ発生状況を調査した。

Fig. 9 Relation between three cracking percentages and maximum hardness in HAZ

Fig. 10 An example of weld thermal cycle at the bond of a multi-layer weld

Fig. 11 Results of y-groove restraint crack tests with multi-layer welds

6層溶接時の初層ビードのボンドにおける熱サイクルを測定した代表例を Fig. 10 に示した。この場合は試験片の初温と層間温度はいずれも 100°C であるが、初層溶接後約 10 min 経過してから第2層目の溶接を開始し以後同程度の経過時間を置いて各層の溶接を行ない、約 60 min で溶接を完了している。

試験結果を Fig. 11 に示したが、下方の図が多層溶接の場合の結果で上方の図は比較のために多層溶接と平行して行なった単層溶接の場合の結果である。これによれば多層溶接時のルートおよび断面における割れ率は単層溶接時のそれにくらべるとその値が小さくなっている。この結果は多層溶接によって初層溶接時に発生したルート割れがさらに進展したり、新たなルート割れが発生することがないことを示している。それよりもむしろ多層溶接による初層ビードの焼もどし効果が働いてルート割れが若干減少する傾向がみえるが、これは第2層目の溶接開始までの経過時間(約 10 min)と供試鋼のルート割れ発生までの潜伏期間(約 13~27 min)を比較して妥当な結果であり興味深い。

なお多層溶接試験片については溶接金属中にマイクロ割れが発生する恐れがあるので、横断面と水平断面につき顕微鏡検査を行なったがマイクロ割れは認められなかった。

6. ルート割れにおよぼす試験片の寸法効果

6.1 溶接長の影響

スリット型拘束割れ試験片の試験溶接長は通常約 75 mm であるが、試験溶接長が長くなれば(約 1 m までの範囲で)溶接線方向の残留応力値は増加するといわれている。単層溶接の場合の残留応力値の計測は困難であるため応力測定は行なわなかったが、Fig. 12(a)に示したように試験溶接長に比例して拘束部材の長さを増した大型拘束割れ試験片を作成し、試験溶接長が長くなり溶接線方向の残留応力値が増加した場合のルート割れ発生傾向の変化を実験的に求めた。

Fig. 13 がその試験結果を図示したものであるが上段は 100°C 予熱の場合、下段は 50°C 予熱の場合の結果である。これによればビード長さが約 150 mm 以上になると割れ率に顕著な差異は認められず、むしろビード長さが 150 mm 以下になると割れ率が増加する傾向にある。ビード長さが 150 mm 以下で割れ率が増加するのはビードが短くなると冷却速度が若干増加する(300°C における冷却速度の値で約 $1^{\circ}\text{C}/\text{sec}$) ことなどが影響しているものと考えられる。またビード長さが約 150 mm 以上では割れ率があまり変化しないことからルート割れ発生に直接影響するのは溶接線に直角方向の引張応

Fig. 12 Large size y-groove restraint cracking specimens

Fig. 13 Effects of bead lengths on root cracking

力であり、溶接線方向の引張応力は2次的な影響しか示さないものと考えられる。

Fig. 12(a) に示した試験片は試験材の関係上、巾の方向が 150 mm 一定であるため試験溶接長が長くなれば若干拘束があまくなるのではないかと考えられたので、それを確認するために 6J 鋼 (板厚 30 mm) につき 200×150 mm の y 開先拘束割れ試験片と幾何学的に相似な Fig. 12(b) に示したような 1500×1100 mm の大型試験片 (試験溶接長 600 mm) を作成し、ルート

Table 4 Results of root cracking tests with small and large sizes of y-groove specimens

Steel	Electrode	WDG. condition	Preheat temp.	Size of specimen	Weld cracking percentage (%)		
					On root	In section	On face
6 J	6H-1-K	170 A 150mm/min	100°C	Small	88	47	8
					100	43	13
					100	49	7
				Large	18	17	4
					23	21	10
					23	12	0

割れ試験を行なった結果、Table 4 に示した結果を得た。これによると Fig. 13 に示した結果と同様に、試験溶接長が長くなると割れ率がむしろ減少する傾向が認められるが、その理由として Fig. 13 の場合に述べたと同じ理由が考えられ、Fig. 13 について得られた結論の妥当性が確かめられた。

6.2 板厚の影響

7B 鋼の板厚 30 mm および 50 mm の鋼板を使用してルート割れにおよぼす板厚の影響を調べた。両板厚の鋼板の化学分析結果は Table 1 に示したようにほとんど同じであるから、板厚 30 mm 材より板厚 20 および 12 mm、板厚 50 mm 材より板厚 40 mm の各試験片を削り出し、その化学組成は等価と考えて標準溶接条件 (170A, 150 mm/min) で予熱温度を変えて y 開先拘束割

Fig. 14 Effects of plate thickness on root cracking

れ試験を行なった。

試験結果を Fig. 14 に示した。これによると板厚が増すと板厚方向の拘束度が増加し、同じ冷却過程（今の場合はボンドの 300°C における冷却速度であらわしている）をたどっても厚板のほうが割れやすくなるという傾向は認められず、むしろ厚板になると冷却速度の小さい場合に割れ率は低くなっている。これは主として予熱の効果であり、ボンドの 300°C における冷却速度または 800 から 300°C までの冷却時間が同じであっても予熱温度の上昇と共に 300°C 以下の冷却が緩慢になり割れ難くなる。たとえば Fig. 14 で板厚 30 mm の場合、300°C の冷却速度が 8°C/sec の試片（75°C 予熱）の 800 から 100°C までの冷却時間は 3 min 40 sec であるのに対し、板厚 40 mm の場合の同じ 300°C の冷却速度を示す試片（100°C 予熱）の 800 から 100°C までの冷却時間は 11 min と相当長くなっている。

以上の結果から高張力鋼初層溶接時に生ずるルート割れについては試験片の板厚が増加して特に割れやすくなるという傾向は認められず、ただ溶接熱サイクルの冷却過程（これについては次報に述べるごとく、引張強さ 80 k0/mm² 級の高級な高張力鋼になれば相当低温度まで考慮する必要がある）にのみ注目すればよいことがわかった。

6.3 実用的なスリット型拘束割れ試験片の

寸法について

高張力鋼溶接部のルート割れに関する一連の研究をはじめに当って、溶接部の冷却過程と拘束状態を考慮して 200×150 mm 角の試験片寸法がこの種の割れ試験に対して必要に足るか十分な寸法であると考え、一部予備実験でも確めてこの寸法の小型拘束割れ試験片を用いてきた。

今回これを再確認する意味で 8C 鋼を用いて y 開先と U 開先のそれぞれにつき大型および小型拘束試験片を作成し、ルート割れにおよぼす試験片寸法の影響を調査した。大型拘束試験片は Fig. 15, Fig. 16 中に示したように標準のリーハイ拘束割れ試験片と同じく 300×200 mm 角とし、試験溶接用開先長さは小型拘束試験片と同じく、80 mm である。大型拘束試験片には、リーハイ拘束割れ試験片に準じて図に示したような側面からの拘束開放のためのスリットを設け、試験片の拘束度を変えて割れ試験を行なった。小型拘束試験片は従来用いてきたと同じ 200×150 mm 角で、試験溶接用開先長さは 80 mm である。

Fig. 15 は y 開先の場合の試験結果である。図中(1)は大型試験片で側面スリットを設けなくても拘束のきびしい場合の割れ試験結果である。(2)と(3)は大型

Fig. 15 Size effects of y-groove restraint cracking specimens

Fig. 16 Size effects of U-groove restraint cracking specimens

試験片で側面スリットを設けた場合で、(2)の拘束状態は小型試験片の場合と等価であると考えられ、(3)の拘束状態は(2)の場合よりずっとゆるやかになっている。

(4)は小型拘束試験片の場合の結果である。(1)～(4)はいずれも 170 A, 150 mm/min の標準条件で予熱温度を 50, 75, 100 および 124°C に変え、各条件での繰返数を 4 回として割れ試験を行なっている。この結果から明らかに大型試験片と小型試験片による熱影響部に生ずるルート割れの試験結果には差異が認められず、小型試験片の寸法で十分であることがわかった。

U 開先の場合の試験結果を Fig. 16 に示した。この場合の割れ試験要領は Fig. 15 に示した y 開先の場合と同じである。U 開先を使用することにより溶接金属中に生ずるルート割れについても大型試験片と小型試験片による割れ試験結果に差異が認められないことがわかった。

以上の結果をまとめると、スリット型拘束割れ試験により高張力鋼初層溶接時のルート割れ感受性を判定する場合に、次報に詳しく述べるようにこの割れ試験を“go or no go test”すなわち割れるか割れないかのみを判定する試験と考え、各条件の繰返数を 3～4 回程度にしたときには筆者らが今まで用いてきた小型拘束試験片の 200×150 mm 角の寸法で十分であることがわかった。した

がって小型拘束試片を用いたルート割れ試験結果からルート割れの防止に必要な予熱温度を決めたり、各種高張力鋼溶接部のルート割れ感受性を比較することができる。

7. 結 論

高張力鋼厚板（板厚 30～50 mm）溶接部のルート割れ試験を行なった結果、次のような結論を得た。

（1）供試高張力鋼 6 種の初層溶接時のルート割れ感受性を判定し、ルート割れ防止に必要な予熱温度をそれぞれの場合につき求めた。

その結果これらの供試鋼の溶接熱影響部がルート割れ発生に対して安全な最高かたさの値は鋼種により異なるが大よそマイクロピカースかたさ 350～400（荷重 1 kg）の範囲にあることがわかった。この場合の組織の面積割合を溶接用 CCT 図から求めると、

HT 60 については	フェライト	5～10%
	中間段階組織	20～30%
	マルテンサイト	60～70%
HT 70 については	中間段階組織	10～25%
	マルテンサイト	75～90%

である。

（2）初層溶接時に発生したルート割れはそれに続く多層溶接により進展することなく、新たにルート割れを発生するということが認められなかった。層間温度を適当に選定することによりルート割れがむしろ減少するという傾向が認められたがルート割れ発生時期に関連して興味ある結果である。

（3）ルート割れにおよぼす溶接長の影響を調べた結果、溶接長が長くなってもルート割れが増加する傾向は認められず、溶接長が 150 mm 以下になると主として

冷却過程の影響によりむしろ割れ率が若干増加する傾向が認められた。この結果から初層溶接時のルート割れ発生に直接影響するのは溶接線に直角方向の引張残留応力であり、溶接線方向の引張残留応力は 2 次的な影響しか示さないものと考えられる。

（4）ルート割れにおよぼす板厚の影響を調べた結果、板厚 12～50 mm の範囲では板厚が増加することによって板厚方向の拘束度が増し、溶接部が同じ冷却過程をたどっても厚板の方が割れやすくなるという傾向は認められなかった。この結果から初層溶接時のルート割れに関しては板厚が増加してもただ溶接部の冷却過程（これについては別報に述べるように相当低い温度まで考慮する必要がある）にのみ注目すればよいことが明らかとなった。

（5）現在まで筆者等が用いてきた 200×150 mm 角のスリット型拘束割れ試験片によるルート割れ試験結果はそれより大型の 300×200 mm 角の試験片による割れ試験結果と等価であることを再確認した。この結果から割れ試験の繰返数を増し、試験結果の再現性をはかるといふ実用的な見地からスリット型拘束割れ試験片の寸法は 200×150 mm 角で十分であることがわかった。

最後に本実験を行なうに当たり、割れ試験に協力していただいた溶接材料研究部片平和勇君に深甚の謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 木原博，鈴木春義，稲垣道夫，中村治方：“高張力鋼溶接部のルート割れに関する研究（第 1 報）”，溶接学会誌，31（1），53—66，1962
- 2) 鈴木春義，田村博，“Weldability of High Strength Steels Evaluated by Synthetic Heat-Affected Zone Ductility Test” Trans. NRIM, 3（1），47—59，（1961）
- 3) 鈴木春義，稲垣道夫，中村治方：“高張力鋼溶接部のルート割れに関する研究（第 2 報）”，溶接学会誌，32（1），44—55，1963