高張力鋼溶接部のルート割れにおよぼす水素の

影響と割れ試験繰返数の検討結果*

—高張力鋼溶接部のルート割れに関する研究(第4報)—

稲垣道夫** 鈴木春義*** 中村治方**

Effect of Hydrogen on Root Cracking of High Strength Steel Welds
and Discussion about Repeating Number of Specimens*

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

By Michio Inagaki**, Haruyoshi Suzuki*** and Harumasa Nakamura**

Abstract

The important role of hydrogen in root cracking of high strength steel welds had been already discussed in the previous report. In this report the quantitative effect of hydrogen was clarified with HT 60 welds and the effects of lower cooling process below 300°C on root cracking were discussed. The activation energy necessary for root cracking was measured with slotted cracking specimens which were quenched at various low temperatures. Difference in cracking behavior with a change of groove type or root opening was discussed and the repeating number of specimens necessary for a root cracking test was obtained.

The conclusions obtained in the study are as follows:

- (1) There was ascertained an obvious difference in the initiation of root cracks when diffusible hydrogen contents in HT 60 welds varied from 1 to about 3 cc/100 gr
- (2) Initiation of a root crack in a weld metal was remarkably affected by chemical compositions of a weld metal, even with a diffusible hydrogen content of 1cc/100gr.
- (3) Propagation of a root crack in an HT 60 weld metal was little affected, even if the diffusible hydrogen content was increased from 3 to 6cc/100gr.
- (4) It was the cooling process above 300°C that affected the initiation of root cracks in HT 60 welds. In HT 80 welds, however, the cooling process below 300°C also affected the initiation of root cracks.
- (5) Through the measurement of incubation time for root cracking in slotted cracking specimens which were quenched at various low temperatures, the activation energy necessary for root cracking was estimated at about 10,500 cal/g. atom, the value of which was in good agreement with the activation energy for the diffusion of hydrogen in α -Fe.
- (6) Repeating number of specimens which was necessary and sufficient for estimation of cracking tendency was three or four, so far as the slotted cracking test was regarded as "go or no go test". At least eleven specimens were necessary in order that cracking percentage might be estimated in detail.
- (7) It was understood with consideration of angles of inclination of fusion lines that a root crack occurred exclusively in HAZ with y-groove specimens and in a weld metal with U-groove specimens.
- (8) It was also explained by the angle of inclination of a fusion line that cracking behavior was varied with the gap of root.

* 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 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.

1. 緒 言

低合金高張力鋼の厚板突合継手の初層溶接時に生ずるルート割れについて筆者らは一連の研究を行なっており, すでに溶接部の冷却過程¹⁾, 拘束外力²⁾ および寸法

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)				
8C	19	Open hearth	Q & T	.17	.28	.94	.018	.020	.75	.61	.29	.50	.04	.005	.61	.39	81.7	86.9	33.0	
"	23	"	"	.16	.26	.75	.025	.031	.79	.51	.32	.46	.05	.005	.53	.35	80.3	88.5	19.9**	
8D	20	Arc furnace	"	.14	.27	.77	.004	.008	.91	.49	.19	.45	.08	.003	.49	.34	82.3	85.2	34.0	
6F	"	60T open hearth	N & T	.13	.50	1.18	.016	.016	.56	.21	—	.24	.12	—	.46	.33	54.1	66.1	19.0***	
6G	"	Arc furnace	Q & T	.13	.46	1.22	.015	.010	.08	.26	—	—	.10	—	.40	.29	56.5	64.5	20.8***	

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

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

) L/D=4 * G.L.=200

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

Desig.	AWS Classi- fication	Diameter (mm)	Chemical composition (%)										Mechanical properties (As-weld.)				Hydrogen content (cc/100 gr)	Drying before test
			C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Yield strength (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elong. G.L. 50 (%)	V-charpy (kg- m/cm ²)			
8H-1-B	E11018	4	.06	.35	1.36	—	—	1.77	.28	—	.47	70.6	84.6	24.0	16.6(0°C)	1.1	400°C×1hr	
8H-1-C	E11016	"	.05	.36	1.40	.013	.006	2.95	.21	.08	.57	—	88.1	24.8	—	0.8	375°C×1hr	
7H-1-A	E10016	"	.06	.45	1.07	.009	.009	2.72	—	—	.32	64.3	73.5	27.0	15.2(0°C)	1.0	400°C×1hr	
6H-1-C	E8016	"	.07	.55	.91	.013	.008	1.03	—	.11	.31	53.0	64.4	31.0	—	1.6	375°C×1hr	
6H-1-D	E8016-G	"	.06	.58	.93	.010	.009	.58	—	—	.23	50.2	60.8	31.5	23.5(0°C)	1.0	400°C×1hr	
6H-1-E	"	"	.06	.55	.88	.008	.010	.59	—	—	.25	49.9	59.7	30.5	23.0(0°C)	2.8	"	
6H-1-F	"	"	.05	.50	.85	.010	.008	.60	—	—	.24	48.5	58.2	30.5	26.4(0°C)	6.1	"	
6H-1-G	E9016	"	.06	.38	.94	.009	.008	1.04	—	—	.30	55.5	62.6	30.0	21.4(0°C)	0.9	"	
5H-1-B	E7016	"	.06	.41	.89	.010	.010	.05	—	—	.01	50.9	55.6	32.0	28.8(0°C)	0.9	"	

効果³⁾のルート割れにおよぼす影響については前報までに報告した。

今回はルート割れにおよぼす水素の影響を中心として第1報で述べた開先形状および開先間隔の影響をさらに検討した結果と割れ試験結果の再現性の観点から考えて必要にしてかつ十分な繰返数の検討を行なった結果について報告するしだいである。

2. 試 験 材

今回の実験に使用した高張力鋼は Table 1 にその化学組成と機械的性質を示したような80キロ高張力鋼(以下 HT 80 と記す)2種と60キロ高張力鋼(以下 HT 60 と記す)2種である。この中 8C は米国より輸入した T-1 鋼である。

供試溶接棒による溶着金属化学組成, 機械的性質, 水素量および使用前の再乾燥条件を Table 2 に一括して示した。表中, 6H-1-D~F は化学組成と機械的性質はほとんど同じで水素量が変化するように, 5H-1-B, 6H-1-G および 7H-1-A は水素量がほとんど同じで引張強さが変化するようにそれぞれ溶接協会棒部会技術委員会

で試作されたものである。また 8H-1-B は米国より輸入された T-1 鋼用溶接棒であり, 8H-1-C および 6H-1-C も市販溶接棒である。

3. 試験片および実験方法

割れ試験片としては第1報¹⁾で用いたと同様な 200×150 mm 角のスリット型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。

割れ試験片は試験溶接直前にその開先面を脱脂清浄化し, 所定の再乾燥を行なった溶接棒を用いて試験溶接を行ない, すべて自動的にクレータ処理を行なって溶接を終るようにした。

割れ試験片は試験溶接後, 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により割れ検査を行なった。さらにビードの5横断面につき磁気探傷および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前報までの割れ試験の場合と同様に, 若干のクレータ割れを除いてはすべてルートから生じたルート割れであった。U 開先および V 開先割れ試片にそれぞれ認められた溶接金

Photo. 1 Root cracks and crater cracks in the cross sections of craters

a) U-groove specimen b) y-groove specimen

属および溶接熱影響部に生じたルート割れの代表例を後の Photo. 2(b) および Photo. 3(b) に示した。

なおクレータ割れとルート割れとはその成因が異なることはもちろんであるが、スリット型拘束割れ試験でクレータ割れが進展してルート割れになるのではないかという疑問を否定する実例としてクレータ部横断面で認められた割れの状態を Photo. 1 に示した。これによるとクレータ割れとルート割れとは別個に発生し、互いに干渉し合うことがないことが明らかである。

4. 水素量の異なる溶接金属のルート割れ感受性の比較

溶着金属の化学組成と機械的性質がほとんど同じで、その水素量だけが1.0, 2.8および6.1 cc/100gr とそれぞれ異なる 6H-1-D, 6H-1-E, および 6H-1-F 溶接棒を用いてU開先拘束割れ試験を行なった結果を Fig. 1 に示した。

この場合には溶接条件は溶接電流 170 A, 溶接速度 150 mm/min の標準溶接条件とし、試験片の初温を室温 (20°C)~150°C の範囲と変えて割れ試験を行なった。

Fig. 1 には溶接部の冷却過程を示すパラメータとして従来と同様にボンドの 300°C における冷却速度を採用して割れ試験結果を整理している。これによれば溶着金属の拡散性水素量が 1.0cc/100g から 2.8cc/100gr に増加した場合、ルート割れの発生に顕著な相違があり、前者の場合には 100°C の予熱を行なうこと (冷却速度 4.6°C/sec) により完全にルート割れの発生が防止できるが、後者の場合には 150°C の予熱を行なっても (3°C/sec) ルート割れの発生を防止することができなかった。水素量が 2.8 cc/100 gr から 6.1 cc/100gr に増加した場合には、いずれも 100°C 以下の予熱ではルート全長にわたってルート割れが発生するのでその相違が顕著でないけれども 150°C 予熱ではルート割れの発生に相違が認めれる。しかし発生したルート割れの伝播に関して水

素量が 2.8 cc/100 gr から 6.1 cc/100gr に増加してもその影響が顕著でないことが 75°C (5.8°C/sec) および 100°C (4.6°C/sec) 予熱の場合の断面割れ率を比較すれば理解されよう。

次に参考のために溶着金属の水素量がほとんど同じ (約 1cc/100gr) で、その強さが異なる 3 種類の溶接棒 5H-1-B, 6H-1-G および 7H-1-A を用いてU開先拘束割れ試験を行なった結果を Fig. 2 に示した。

この場合も Fig. 1 の場合と同様に標準溶接条件で試験片の初温を変化して溶接部の冷却過程を変えた。

これによると HT 50 および HT 60 各溶接棒の場合には予熱を行なわなくても溶接金属にルート割れの発生は認められなかったが HT 70 溶接棒の場合には 150°C の予熱を行なわないと (冷却速度 3°C/sec) ルート割れの発生は防止できなかった。従来のスリット型割れ試験の結果でも 20 mm 厚程度の HT 50 および HT 60 各溶接部ではルート割れは、さほど問題にならなかったが、それ以上の高級な HT 70 や HT 80 各溶接部では一般的にかなり高温の予熱を行なわなければルート割れを防止できないことが経験されている。

以上の結果をまとめて考察すると、今回の実験に使用した HT 60 溶接棒による溶接金属ではその水素量が 1.0 cc/100 gr から 2.8 cc/100gr に変化しただけでルート割れの発生に顕著な相違が認められたが、水素量が非常

Fig. 1 Results of U-groove cracking tests with three HT 60 electrodes, the hydrogen contents of which range from 1 to 6cc/100gr, using the steel 6F

Fig. 2 Results of U-groove cracking tests with three different strength electrodes, the hydrogen contents of which are almost the same, using the steel 6F

に少ない 1.0 cc/100 gr 程度の溶接金属でも溶接棒種、換言すれば溶接金属化学組成によってルート割れの発生に対する感受性が大きく影響されることが認められた。しかし HT 60 溶接部に発生したルート割れの伝播については水素量が 2.8 cc/100gr から 6.1 cc/100gr に変化してもほとんど相違が認められない点が注目された。

以上のように HT 60 溶接部についても水素量の微量の相違によりルート割れ試験結果が大きく影響される場合が認められたので、さらに高級な HT 80 溶接部については水素量の影響がルート割れ試験結果により大きくあらわれるものと考えられる。この点については現在実験中であり、次の機会に報告したい。

5. 溶接部の比較的低温度における冷却過程とルート割れの関係

第 1 報¹⁾においてすでに指適したように、溶接部の冷却過程を変える二つの方法、すなわち溶接入熱の変化と予熱温度の変化の間には根本的な相違がある。溶接部の組織はたとえば関口、稲垣、佐藤の研究⁹⁾によっても示されているように 800°C から 500°C までの冷却時間によりはば、一義的に定められ、この点に関しては溶接入熱または予熱のいずれの変化によって冷却過程を変えても大差はない。しかしながら予熱を行なって溶接部の冷却過程を遅くする場合には 500°C 以下の冷却過程が

緩慢となる。溶接部の低温割れの現象には溶接部の組織以外にも水素、拘束応力などの因子の影響が大きいので当然のことながら 500°C 以下の冷却過程の相違が割れ試験結果に大きく影響してくる。Cottrell¹⁰⁾ は実験的に 300°C における冷却速度が低温割れに密接な関聯を有することを示し、筆者等も前報までの報告にはこの冷却速度を用いて実験結果を整理した。

しかしながらボンドの 300°C における冷却速度または 800°C から 300°C までの冷却時間が同じであっても予熱を行なっている時には 300°C 以下の冷却過程がやはり緩慢となってくる。その結果、主として溶接部からの拡散性水素の逃散により割れ試験結果が有利にあらわれることが期され、すでに第 1 報においてその傾向が認められることを示した。

今回の報告では HT 60 および HT 80 各溶接部につきボンドの 300°C 以下の冷却過程の相違がルート割れ試験結果にどのように影響するかを少しく系統的に調査した。

Fig. 3 に示した結果は U 開先拘束割れ試験片を用いて HT 60 溶接部について求めた結果である。上方の図

Fig. 3 Effects of cooling processes below 300°C on root cracking in weld metals with the electrode 6H-1-D

は予熱を併用しないで溶接入熱の変化のみによって冷却過程を変えた場合の結果であり、下方の図は溶接入熱を一定として予熱温度の変化によって冷却過程を変えた場合の結果である。これらの図はいずれも冷却過程をあらわすパラメータとして横軸にボンドの 300°C における冷却速度を用いている。前述のように 300°C 溶接部までの冷却過程が同じであっても、溶接入熱の変化によ

Fig. 4 Effects of cooling processes below 300°C on root cracking in weld metals with the electrode 6H-1-F

Fig. 5 Effects of cooling processes below 300°C on root cracking in weld metals with the electrode 6H-1-C

って冷却過程を変えるか予熱温度の変化によって冷却過程を変えるかによって 300°C 以下の冷却過程が変化するので, Fig. 3 の下段に 800°C から 300°C, 100°C および 50°C までの冷却時間をそれぞれの場合につき示している。

Fig. 3 に示した割れ試験結果において, 溶接入熱と予熱温度のいずれの変化によっても結果がほとんど変わらないことから 1.0cc/100gr 程度の水素量を有する HT60

溶接金属に生ずるルート割れについては 300°C までの冷却過程にのみ注目して結果を整理すればよく, 300°C 以下の冷却過程はさほど問題とならないことがわかった。

さらに溶着金属の水素量が増加して 6.1cc/100gr になった HT 60 溶接金属の場合について調査した結果が Fig. 4 である。これによると HT 60 溶接金属の水素量が 6.1cc/100 gr 程度に増加してもルート割れにはやはり 300°C までの冷却過程が問題であり, 300°C 以下の冷却過程はほとんど問題にならないことがわかる。

Fig. 5 は鋼種および棒種が異なる HT 60 溶接部について求めた U 開先拘束割れ試験の結果である。この場合の溶着金属の水素量は 1.5cc/100gr であるが, Fig. 3 や Fig. 4 の場合と同様にルート割れに影響するのは 300°C までの冷却過程であることが示されている。

以上に示した Fig. 3~Fig. 5 の結果はいずれも U 開先拘束割れ試験片による結果であり, 溶接金属にルート割れを生じている。Y 開先拘束割れ試験片を用いて溶接熱影響部にルート割れを生ずる場合について同様な目的で割れ試験を行なった結果が Fig. 6 である。Fig. 6 は Fig. 5 の場合と同じ鋼種を用いている。Fig. 6 の結果によると予熱を併用した場合 (下方の図) のほうが断面および表面における割れ率は低くなっているがルートにおける割れ率では大差がない。したがって HT 60 溶接部の熱影響部に生ずるルート割れについても, もっとも重要なルート割れの発生については 300°C までの冷却過程が問題であることがわかった。

以上のような HT 60 溶接部に生ずるルート割れについては 300°C 以下の比較的低温度における冷却過程の

Fig. 6 Effects of cooling processes below 300°C on root cracking in HAZ with the steel 6G

Fig. 7 Effects of cooling processes below 300°C on root cracking in weld metals with the electrode 8H-1-C

Fig. 8 Effects of cooling processes below 300°C on root cracking in HAZ with the steel 8D

相違はあまり問題とならないことがわかったので、つぎに HT 80 溶接部について同様な目的で割れ試験を実施した。

U開先拘束割れ試験片を用いて溶接金属に生ずるルート割れについて求めた結果を Fig. 7 に示した。これによると 300°C までの冷却過程が同じであっても、予熱を併用して冷却過程を変えた場合（下方の図）のほうが溶接入熱の変化のみによって冷却過程を変えた場合よりも明らかに割れ率が低下している。これはこの項の冒頭に述べたように 300°C 以下の冷却過程が緩慢になって主として拡散性水素の逃散を助けた結果である。なおこ

の場合の溶着金属の水素量は 0.8 cc/100 gr である。y 開先拘束割れ試験片を用いて溶接熱影響部に生ずるルート割れについて求めた結果が Fig. 8 である。この場合も明らかに予熱を併用した場合のほうが割れ率が低下している。

以上のように HT 80 溶接部に生ずるルート割れについては 300°C 以下の比較的低温度における冷却過程の相違が割れ試験結果に大いに影響することがわかった。すでに報告したように²⁾、高張力鋼溶接部のルート割れは鋼の水素ぜい化現象で、HT 80 溶接部の方が HT 60 溶接部よりも水素ぜい化現象が顕著にあらわれ、微量の拡散性水素によりルート割れを生ずる。したがって HT 80 溶接部の冷却過程において 300°C 以下、ルート割れが発生する温度（約 90°C 以下）までの比較的低温度範囲で、拡散により溶接部から逃散していく水素量によってルート割れが発生するかしないかが支配されることは容易に想像できる。

6. ルート割れ発生 の 潜伏期間 の 温度依存性

第 1 報¹⁾で述べたスリット型拘束割れ試験や第 2 報²⁾で述べた引張拘束割れ試験 (TRC 試験) により高張力鋼溶接部のルート割れは溶接終了後、ある潜伏期間 (incubation period) を経てからはじめて発生する遅れ破壊 (delayed failure) の一種であることを確め、特に TRC 試験の結果からは溶接部の拡散性水素の挙動がこの種の遅れ破壊現象を支配していることが明らかとなった。

今回は水素の拡散速度が温度依存性であることを利用してスリット型拘束割れ試験片を用い、溶接部が溶接終了後 M_s 点直下まで冷却した後所定の各種温度に保持した低温アルコール槽の中へ投入して、ルート割れ発生時期を調べた。ルート割れの発生は第 1 報¹⁾で述べたと同様の方法で、ダイヤルゲージを用いて行なった。

Fig. 9 Typical thermal cycles of y-groove specimen, quenched from just below M_s point

この実験に使用した鋼板は 8C 鋼 (T-1 鋼) であり、その M_s 点は溶接用 CCT 試験結果から 400°C であることが確かめられている。また溶接棒は T-1 鋼用の 8H-1-B 棒を使用したので、その溶着金属の M_s 点を調査した結果 380°C であることがわかった。それらの結果から低温槽中へ投入する時の溶接部の (ボンドにおける) 温度を $340 \pm 10^\circ\text{C}$ にした。溶接部の冷却曲線の代表例を Fig. 9 に示した。これによると溶接部は低温槽中に投入後、約 1 min~2 min の間に所定の低温度にはほぼ等しい温度まで冷却される。

ルート割れ発生のための潜伏期間 t_i が主として水素の拡散に支配されるものであれば、当然温度依存性を有する。応力場における拡散においては侵入原子の移動速度は歪勾配 (Strain gradient) と拡散係数に比例し、絶対温度に逆比例して次式で表わされる⁹⁾。

$$V = \frac{D_i}{KT} F$$

ただし V : 侵入原子の移動速度

F : 歪勾配

D : 拡散係数

K : ボルツマン常数

T : 絶対温度

さらに拡散係数は絶対温度に対して指数函数的に変化し、

$$D = A e^{-\frac{Q}{RT}}$$

で表わされる。

ただし A : 定数

Q : 活性化エネルギー

R : 気体定数

したがってルート割れ発生のための潜伏期間が水素の拡散に支配されるものであれば、潜伏期間と絶対温度の比、 t_i/T の値を対数目盛で縦軸にとり、絶対温度の逆数を横軸にとって実験結果を図示すれば直線関係がえられるはずである。

U 開先および y 開先についての試験結果をそれぞれ Fig. 10 および Fig. 11 に示した。いずれの場合も直線関係がえられ、その直線の傾斜から求められる活性化エネルギーの値は約 $10,500 \sim 10,600 \text{ cal/g. atom}$ となり、この温度範囲ですでに求められている $\alpha\text{-Fe}$ 中の水素の水素の拡散の活性化エネルギーの値とよく一致している。

以上の実験結果は高張力鋼溶接部のルート割れが水素の拡散に支配される破壊現象であることを示す有力な証拠の一つである。

Fig. 10 に示された U 開先の場合の結果では $30^\circ\text{C} \sim -30^\circ\text{C}$ の温度範囲で一様な直線関係がえられ温度の低

Fig. 10 Ratio of incubation time to absolute temperature versus reciprocal absolute temperature with U-groove specimen

Fig. 11 Ratio of incubation time to absolute temperature versus reciprocal absolute temperature with y-groove specimen

下とともに潜伏期間が長くなっているが、Fig. 11 に示された y 開先の場合の結果では $30^\circ\text{C} \sim -5^\circ\text{C}$ の温度範囲では Fig. 10 の場合と同じであるが、温度が 50°C になると再び潜伏期間が長くなっている。これは主として歪勾配によりルート部に集まるべき水素が、熱振動が激しくなり、溶接部から逃散していくことに基づくものと考えられ、鋼の水素ぜい化が室温附近で最も顕著にあらわれるという実験結果とよく一致する。

さらに同じ試験温度についてルート割れ発生のための潜伏時間を U 開先の場合 (Fig. 10) と y 開先の場合 (Fig. 11) とを比較すると、後者は前者の10倍以上の値を示すことがわかる。この結果は U 開先では拡散性水素が過飽和に固溶された溶接金属中で散性水素が集まってルート割れが発生するが、y 開先では溶接部が冷却後、

拡散性水素が溶融線を越えて水素濃度の低い溶接熱影響部へ拡散, 集積してルート割れを生ずることに原因するものと考えられ, ルート割れ発生機構に関連して興味深い。

7. スリット型拘束割れ試験の繰返数の検討

溶接協会棒部会技術委員会ワレ試験法分科会(田村主査)において実施された「高張力鋼用溶接棒の割れ試験法の研究」の一環として, 川崎製鉄株式会社および八幡溶接棒株式会社において実験されたU開先拘束割れ試験の再現性試験結果を利用してスリット型拘束割れ試験の

Fig. 12 Typical histograms of cracking percentages obtained with U-groove specimens

必要にしてかつ十分な繰返数を求めると次のようになる。

両実験場所において同一試験条件での繰返数はいずれも25個であり, 割れ検査に当たっては表面割れ率とビード中央横断面割れ率を求めている。それらの結果を割れ率10%の区間のヒストグラムで整理すると, 大別して Fig. 12 に示したような4段階に分けることができる。この中, A) は今回の再現性試験において標準偏差が最も小さかった場合の結果で, B) が最大標準偏差を示した場合の結果である。今回の再現性試験の繰返数が25個という比較的多数であったので, Fig. 12 に示されたヒストグラムは母集団の分布を示すものと考えてよからう。ここで母集団の標本に相当する少数の繰返試験から求められた平均の割れ率を $\bar{x}$ とすれば, これは

$$U = \frac{\bar{x} - m}{\sigma / \sqrt{n}}$$

ただし m : 母集団の割れ率の平均値

σ^2 : 母集団の割れ率の分散

n : 標本の数(割れ試験の繰返数)

なる正規化を行なえば, U は $N(0, 1)$ なる正規分布

を示す。

今, 割れ試験の性質上, 標本から推定する母集団の平均割れ率に $\pm 10\%$ 程度の誤差は容認できるという考えから繰返数を求めると, 母集団の分散の程度に応じて Fig. 12 の各ヒストグラムの下に記したような値になる。すなわち A) に示した母集団の分散 (σ^2) の平方根に相当する標準偏差 (σ) が 6% の時には危険率を 5% とすれば繰返数は $1 \sim 2$ 個となる。同様に B) に示した $\sigma = 13\%$ の場合には, 危険率を 5% とすれば繰返数は $6 \sim 7$ 個となる。参考のために危険率を 10% とれば, この場合の繰返数は $4 \sim 5$ 個と計算される。C) の場合には同様な計算で危険率を 5% とすれば繰返数は11個となる。D) の場合のように母集団の標準偏差が極めて大きい場合には, 危険率を 5% とすれば繰返数は24個という多数の割れ試験を行なわなければ母集団の割れ率の平均値を推定することができない。

以上の結果からスリット型拘束割れ試験片を用いて, 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 Fig. 12 A) および B) で代表されるように, ほとんどルート割れを生じないかまたは横断面のほとんど全肉厚にわたってルート割れを生じるような場合には, 今迄のスリット型拘束割れ試験の経験もあわせて考えて, 繰返数は $3 \sim 4$ 個でよいと判断される。なおこの場合にはスリット型拘束割れ試験を“go or no go test”的に取扱うことになる。さらに Fig. 12 C) で代表されるように中間的な割れ率を示す場合に, 比較的详细に割れ率を求めようとするならば少なくとも11個程度の繰返数が必要となることがわかった。

8. ルート割れにおよぼす開先形状と開先間隔の影響の検討

第1報¹⁾において述べたように, スリット型拘束割れ試験片を用いて溶接熱影響部にルート割れを発生させるためには γ 開先を, 溶接金属にルート割れを発生させるためには U 開先をそれぞれ用うればよいことがわかった。

このように開先形状の相違によりルート割れ発生状況が相違することの原因は今まで詳しく検討されなかったが, 今回はルート割れと溶融線の傾斜角度を測定してその原因と考えられる興味ある結果を得たので報告する。

今, Fig. 13 に示したように低水素系溶接金属の γ 開先および U 開先のルート割れを生じた横断面につき, それぞれ次のような角度を求めた。

γ 開先の場合:

α : 鋭角をなすルートにおいて溶融線に引いた切線が板厚方向となす角度 (Fig. 13 に示した方向

Fig. 13 Angles of inclination of root crack and fusion line, measured on cross sections of y-groove and U-groove specimens

を負とする)

β : 鋭角をなすルートにおいて溶融線に引いた切線が板厚方向となす角度 (Fig. 13 に示した方向を正とする)

δ : 鈍角をなすルートにおいて割れの進行方向が板厚方向となす角度 (Fig. 13 に示した方向を正とする)

θ_α および θ_β : 鈍角および鋭角をなすルートにおいてそれぞれ測定したビード底面と開先面とのなす角度

U開先の場合 :

r_L および r_R : 左側および右側のルートにおいてそれぞれ溶融線に引いた切線が板厚方向となす角度 (Fig. 13 に示した方向を正とする)

δ : ルートにおいて割れの進行方向が板厚方向となす角度 (Fig. 13 に示した方向を負とする)

θ_γ : ルートにおいて測定したビード底面と開先面とのなす角度

合計70個の y 開先拘束割れ試験片 (開先間隔 2 mm) の中央横断面につき、上記の各種角度を投影器を利用して20倍に拡大して測定した結果を Fig. 14 および Fig. 15 に示した。Fig. 14 は α , β および δ についてまとめたヒストグラムである。これによれば鈍角をなすルートにおいて、溶融線は平均 10° 程度溶接金属側へ傾斜しているが、鋭角をなすルートにおいては溶融線は平均 40° 程度母材側へ傾斜していることが判明した。またルート割れは平均 10° 程度母材側へ傾斜している。この結

Fig. 14 Histograms of angles of inclination of root crack and fusion line in y-groove specimens

Fig. 15 Histograms of angles between bottom of bead and root face in y-groove specimens

果は後に述べる Photo. 2 (b) に示した代表例によっても理解できる。Fig. 15 には θ_α および θ_β についてまとめたヒストグラムを示したが、ルートにおいて測定したビード底面と開先面とのなす角度は鈍角側において平均 90° 程度、鋭角側において平均 60° 程度の値を示している。ルートにおける切欠き先端の曲率を正確に求めることは困難であるけれども大体 0.05 mmR のオーダーであると考えられる。さらに Photo. 1(b) や Photo. 2(b) に示した代表例によっても理解できるように、鈍角をなす切欠きは板厚方向に近い方向に向いているが、鋭角をなす切欠きは板厚方向より相当傾斜した方向に向いている。

以上に述べた y 開先拘束割れ試験片についての調査結果から、熱影響部に選択的にルート割れを生ずる理由を次のように説明できる。溶接残留応力は元来 3 次元のものであるが、初層溶接時には板厚方向の残留応力はそれに直交する面内の残留応力にくらべるとその値が小さく、溶接線方向と溶接線に直角方向の残留応力を考えればよい。ルート割れの場合には、応力集中を生ずる切欠きの位置と方向から、溶接線に直角方向の残留応力が直接影響する。Fig. 13 および Photo. 1(b) や Photo. 2 (b) に示した y 開先試片の横断面に紙面上で横方向の引張残留応力が作用した場合ルートにおける切欠きの方向から考えて鈍角をなすルートから上下方向に割れが発生しやすいことは直観できよう。また鈍角をなすルート部

Photo. 2 Cracking behavior in y-groove specimens with various root openings.
a) root opening of 1 mm, b) root opening of 2 mm, c) root opening 3 mm,

Photo. 3 Cracking behavior in U-groove specimens with various root openings.
a) root opening of 1 mm, b) root opening of 2 mm, c) root opening of 3 mm

において溶接金属肉厚が最小になっていることがその傾向を助長している点も見逃しえない。鈍角をなすルートにおいて上下方向にルート割れが発生した場合、ルート近傍において溶融線が溶接金属側に傾斜している関係上、ルート割れは熱影響部を走らざるをえない。

いっぽう、U開先拘束割れ試験片につき、開先間隔 2 mm の場合の溶融線とルート割れの傾斜角を測定した結果、溶融線は平均約 39° 母材側へ、ルート割れは平均約 10° 溶接金属側へそれぞれ傾斜していることがわかった。それゆえ、U開先試片では横方向の引張残留応力が作用した場合、Fig. 13 および後の Photo. 3(b) に示したように溶接金属中へルート割れを生ずることは直観的に理解できる。

次に開先間隔を変えることによってルート割れの発生状況が変化し、ルート割れ感受性も異なることが今までに経験されている。すなわち、4 mm 径の低水素系溶接棒を使用した場合 y 開先拘束割れ試片については開先間隔が 1 mm になると溶接金属にルート割れを生じやすくなり、開先間隔が 3 mm になると熱影響部のルート割れ感受性が一段と増加する。また U開先拘束割れ試片については開先間隔が 3 mm になると熱影響部にルート割れを生じやすくなる。これらの現象はやはりルート割れと溶融線の傾斜角度の関係から説明できる。

まず y 開先および U 開先試片の開先間隔が 1, 2 および 3 mm に変化した場合の溶融線、ルート割れ発生状況の変化を示す代表例を Photo. 2 および 3 に示した。Photo. 2 は y 開先試片のビード中央横断面のマクロ写真であり、開先間隔が 1 mm の場合には鈍角をなすルート側の溶融線はルート近傍においてむしろ母材側へ傾斜しているが、開先間隔がそれより広くなると溶融線は溶接金属側へ傾斜するようになる傾向が理解できる。さらに開先間隔が 3 mm になると、使用溶接棒径 (4 mm) に対して開先間隔が過大になるため、ビード底面が極端に凸型となりルート部の切欠きが鋭くなる傾向が明瞭に観察できる。Photo. 3 に示した U 開先試片については、開先間隔が広くなるにしたがってルート近傍における溶融線の傾斜角は小さくなり、溶融線が垂直方向に向いてくる。開先間隔が 3 mm になると y 開先試片の場合と同様にビード底面が極端に凸型となり、ルート部の切欠きが鋭くなる傾向がわかる。

以上の横断面における観察結果を確認するために開先間隔が変化した場合の溶融線の傾斜角の測定結果の分散分析を行なった。y 開先試片について Fig. 13 に示した α および β の角度を測定した結果を Table 3 の上段に示した。 α および β についての一元配置の分散分析結果を Table 3 の中段および下段にそれぞれ示したが、

α については0.5%, β については2.5%の有意水準でそれぞれ有意差が認められた。したがって開先間隔が広くなると鈍角をなすルート側の溶融線は溶接金属側へ傾斜していき、鋭角をなすルート側の溶融線の傾斜角も小さくなっていくことが確かめられた。

次にU開先試片について Fig. 13 に示した γ_L および γ_R の角度を測定した結果を Table 4 の上段に示した。またこれらの測定値について二元配置の分散分析を行なった結果を Table 4 の下段に示した。これによると開先間隔が変化した場合、溶融線の傾斜角には高度(0.5%の有意水準)の有意差が認められたが、 γ_L と γ_R の間には当然のことながら有意差は認められない。したがって開先間隔が広くなると溶融線の傾斜角は小さくなることが確かめられる。

以上述べたことをまとめると、y 開先拘束割れ試験片で開先間隔が 1 mm になると、鈍角をなすルート側の溶融線は母材側へ傾斜する(約 25°)ようになるために溶接金属にルート割れを生じやすくなる。開先間隔が 3 mm になるとビード底面が極端に凸型になりルート部の切欠きが鋭くなって、その結果として熱影響部のルート割れ感受性が増加する。いっぽうU開先拘束割れ試験片では開先間隔が 3 mm になると、溶融線の傾斜角は小さくなり(約7°)、溶融線が垂直方向に向いてくるため、熱影響部にルート割れを生じやすくなる。ちなみにこの場合のルート割れは母材側へ約 14° 傾斜している。

9. 結 論

高張力鋼溶接部のルート割れにおよぼす水素の影響を中心として、開先形状および開先間隔の影響を第1報に引続いて検討した結果とスリット型拘束割れ試験の繰返数を検討した結果から次のような結論がえられる。

(1) HT 60 溶接棒による溶接金属では、その拡散性水素量が 1cc/100gr から約 3cc/100gr に変化することによって、溶接金属のルート割れ発生に顕著な相違が認められた。

Table 3 Analysis of variance about angles of inclination of fusion line in y-groove specimens with various root openings

y-groove			
Root opening (mm)	1	2	3
α (degree)	25 26	-3 -7	-15 -16
β (degree)	49 46	45 45	37 39

Analysis of variance in respect to α

Factor	Variation	Degree of freedom	Unbiased estimate of population variance	F_0	F
Between groups (between root opening)	1814.3	2	907.15	302.38***	$F_{3^2}(0.005)=49.8$
Within group	9	3	3		
Total	1823.3	5			

Analysis of variance in respect to β

Factor	Variation	Degree of freedom	Unbiased estimate of population variance	F_0	F
Between groups (between root opening)	97	2	48.5	22.35**	$F_{3^2}(0.025)=16.0$
Within group	6.5	3	2.17		
Total	103.5	5			

Table 4 Analysis of variance about angles of inclination of fusion line in U-groove specimens with various root openings

U-groove			
Root opening (mm)	1	2	3
γ_L (degree)	44 51 61 56	25 43 42 31	8 5 8 1
γ_R (degree)	48 63 59 69	17 46 40 46	10 8 8 11

Analysis of variance

Factor	Variation	Degree of freedom	Unbiased estimate of population variance	F_0	F
Between groups (between root opening)	9706	2	4853	70.91***	$F_{18^2}(0.005)=7.21$
Between class (between γ_L and γ_R)	104	1	104	1.52	$F_{18^1}(0.05)=4.41$
Interaction	23	2	11.5	0.17	$F_{18^2}(0.05)=3.55$
Error	1232	18	68.44		
Total	11065	23			

められた。

(2) 拡散性水素量が非常に少ない 1cc/100gr 程度の溶接金属でも棒種、換言すれば溶接金属化学組成によ

ってルート割れの発生に対する感受性が大きく影響されることがわかった。

(3) HT 60 溶接金属についてはその拡散性水素量が約 3cc/100gr から約 6cc/100gr に変化しても、発生したルート割れの伝播にはほとんど影響がなかった。

(4) 拡散性水素量が 1~6cc/100gr の HT 60 溶接部について、ルート割れの発生に直接影響するのは 300°C までの冷却過程であり、300°C 以下の比較的低温度における冷却過程の相違はあまり問題とならないことがわかった。

(5) 拡散性水素量が 1cc/100gr 程度の HT 80 溶接部については、300°C までの冷却過程が同じであっても、300°C 以下の比較的低温度における冷却過程が相違すればルート割れの発生に大きく影響することがわかった。これは主として溶接部からの拡散性水素の逃散状況の相違にもとづくものと考えられる。

(6) スリット型拘束割れ試験片が M_s 点以下に冷却した後、低温槽中へ投入してルート割れ発生のための潜伏期間を求めた結果、ルート割れ発生に要する活性化エネルギーの値は約 10,500 cal/g. atom となり、 α -Fe 中の水素の拡散の活性化エネルギーの値とよく一致した。これはルート割れが水素の拡散に支配される破壊現象であることを有力に証拠づけている。

(7) スリット型拘束割れ試験片を用いて、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、この試験を“go or no go test”的に取扱う限りにおいては必要にしてかつ十分な繰返数は 3~4 個でよいが、中間的な割れ率を比較的詳細に求めようとするならば少なくとも 11 個程度の繰返数が必要となることがわかった。

(8) y 開先拘束割れ試験片において、鈍角をなすルート側から熱影響部にルート割れを生ずる傾向と U 開先

拘束割れ試験片において溶接金属にルート割れを生ずる傾向はいずれも溶融線の傾斜角度とルート部の切欠き形状から説明できる。

(9) 4mm 径の低水素溶接棒を用いた場合、y 開先試験片において開先間隔が 1mm になった場合に溶接金属にルート割れを生じやすくなる傾向や、U 開先試験片において開先間隔が 3mm になった場合に熱影響部にルート割れを生じやすくなる傾向も溶融線の傾斜角度を用いて説明できる。

最後に本研究を行なうに当たり、試験材の提供および実験の遂行に関しては溶接協会棒部会技術委員会(関口委員長), ワレ試験法分科会(田村主査), 八幡製鉄KKおよび八幡溶接棒KKに御援助頂いたこと、割れ試験片の加工その他について日本鋼管KK鶴見造船所の御配慮頂いたことに対して厚く御礼申し上げます。また割れ試験を行なうに当たって当時金材研溶接研究部に居られた片平和勇君の熱心な御協力を頂いたことを記して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, Vol. 31, (1962), No. 1, 53-66.
- 2) 鈴木春義, 稲垣道夫, 中村治方, “引張拘束割れ試験(TRC試験)による高張力鋼溶接部のルート割れにおよぼす拘束外力の影響について”, 溶接学会誌, Vol. 32, (1963), No. 1, 44-55.
- 3) 木原博, 稲垣道夫, 鈴木春義, 松永和介, 中村治方, “高張力鋼厚板溶接部のルート割れ試験結果”, 溶接学会誌, 投稿中.
- 4) 関口春次郎, 稲垣道夫, 佐藤誠, “高張力鋼 Wel-ten 55 の連続冷却変態図と溶接部の組織および性質(第3報)”, 溶接学会誌, Vol. 26 (1957), No. 11, 708-714.
- 5) C.L.M. Cottrell, “Controlled Thermal Severity Cracking Test Simulates Practical Weld Joints” W.J., Vol. 32 (1953), No. 6, 257s-272s.
- 6) E. A. Steigerwald, F. W. Schaller and A.R. Troiano, “Discontinuous Crack Growth in Hydrogenated Steel”, Trans. AIME, Vol. 215 (1959), 1048-1052.