高張力鋼溶接部のルート割れに関する研究(第1報)*

— 熱 的 因 子 の 影 響 に つ い て —

木原 博** 鈴木春義*** 稲垣道夫*** 中村治方***

A Study of Root Cracking in High Strength Steel Welds (Report 1)*

—Effect of thermal restraint on cracking—

By Hiroshi Kihara** Haruyoshi Suzuki*** Michio Inagaki***
and Harumasa Nakamura***

Abstract

Weld cracking of high strength steels is one of the most important factors of weldability and a large number of test methods have been proposed to study cracking. Among those methods, the butt weld cracking test specimens of Lehigh restraint (U-groove) and Tekken (Y-groove) types were selected for an extensive study of cracking properties of mild steels and electrodes for a range of tensile strength between 40 and 90 kg/mm².

Effects of groove shape, welding heat input, preheating temperature, immediate postheating, coating type and strength of electrode and chemical composition of steel on cracking behavior and instant of crack initiation were investigated to search for a reasonable method of cracking test of high strength steels and electrodes.

Cracking behavior of high strength steels and electrodes is very differently affected by shape of groove in specimen, especially with Lehigh type symmetrical U-groove and Tekken type oblique Y-groove. Therefore, two different types of groove should be used to differentiate cracking susceptibility of base metal from that of electrode; that is, Y-groove is more preferable to base metal testing, while U-groove or Y-groove to electrode. Since there are a number of cracks which do not appear upon the face of weld, cracking should better be examined in cross section or on root of weld rather than on face only.

The cold cracking in this investigation occurred more than three minutes after welding at temperatures below 90°C, regardless of steels, electrodes and preheating temperatures. Although the effect of preheating was remarkable in preventing cracking, a postheating of weld HAZ at 600°C immediately after welding within two minutes was found very effective in obtaining a crack free weld even without preheating.

1. 緒 言

低合金高張力鋼の溶接は最近とみにその重要性を増している。過去十年間に溶接性良好な各種高張力鋼が出現し、それと同時にそれらに見合う各種低水素系溶接棒も市場に出まわるようになった。

高張力鋼の溶接割れ感受性は特に厚板突合継手の初層の溶接時において引張強さの向上とともに著しく悪くなる。溶接割れの問題は溶接性の問題の中でも重要なものの一つであるため、非常に多くの割れ試験方法が提案されたが、その大部分は Stout と Doty¹⁾により非常によくまとめられ、格付けされている。

高張力鋼の溶接割れは多くの因子に影響されるので、現象が非常に複雑で、試験方法のいかんによって判定結果が異なるという現状である。したがって新しい高張力鋼の開発が重要な課題であると同様に、溶接割れの現象を明らかにし、有意義な割れ試験方法を求めることも重要な課題である。

溶接割れは溶接金属、溶接熱影響部、母材のいずれかまたはそれらに同時に生ずる。この報告において「溶接割れ」というのは溶接継手において見出されるすべての割れを意味する。溶接金属割れと母材割れでは影響をおよぼす諸因子の効き方が異なるので、高張力鋼の溶接割れ感受性を評価するに際しては、割れの種類および状態を注意深く観察する必要がある。

突合溶接時に生ずる割れはすみ肉溶接時に生ずる割れとは性質が若干異なるが、一般的にいうと前者のほうが後者よりも起りやすいといえよう。それゆえ、本報告で

* 原稿受付、昭和36年4月19日（昭和35年度溶接学会春季學術講演会において一部発表）

** 正員、東京大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Tokyo University

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

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of test steels

Steel desig.	Plate thick- ness (mm)	Melting	Heat treat- ment [†]	Chemical composition (%)												Yield strength [*] (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elong. L/D =4 (%)	Redu- ction of area (%)
				C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	V	B	Ceq [*]				
8 A	25	20T arc furnace	Q & T	.15	.35	1.03	.011	.014	.80	.38	.25	.44	—	—	.54	77.7	85.8	20.0	59.0
8 B	"	"	"	.15	.35	1.06	.010	.008	.81	.43	.25	.40	—	—	.55	76.4	87.9	22.3	66.4
8 C	23	Open hearth	"	.16	.26	.75	.025	.031	.79	.51	.32	.46	.05	.005	.55	80.3	88.5	19.9	57.7
6 A	20	2.5T arc furnace	N	.15	.40	1.30	.021	.014	.04	.08	.11	.01	.01	—	.41	41.3	60.3	29.2	—
6 B	"	"	"	.17	.40	1.66	.022	.012	.04	.06	.15	.01	.01	—	.47	43.4	62.4	22.6	—
6 C	25	20T arc furnace	Q & T	.15	.35	1.10	.013	.011	.65	.19	.24	.21	—	—	.45	56.7	70.0	29.0	71.9
6 D	20	"	"	.15	.45	1.27	.009	.011	.07	.05	.21	.02	—	—	.40	53.5	66.2	31.0	72.4
5 A	"	2.5T arc furnace	N	.15	.94	1.15	.011	.010	.03	.07	.13	.01	.01	—	.39	35.4	53.6	28.1	—
5 B	"	"	"	.15	.47	1.27	.023	.011	.03	.07	.15	.02	.02	—	.42	37.7	54.6	27.7	—
5 C	"	"	"	.12	1.04	1.16	.012	.019	.03	.06	.12	.02	.02	—	.39	39.1	55.8	29.3	—
5 D	"	"	"	.13	.28	1.51	.024	.010	.03	.07	.11	.01	.01	—	.42	39.0	57.8	27.1	—
5 E	"	"	"	.13	.69	1.49	.020	.010	.03	.07	.11	.01	.01	—	.43	38.0	58.0	27.2	—
5 F	"	"	"	.12	.82	1.48	.023	.010	.03	.06	.14	.01	.01	—	.34	39.2	57.8	27.6	—
5 G	"	"	"	.11	.37	1.34	.018	.010	.07	.07	.14	.01	.01	—	.38	34.6	52.8	28.3	—
4 A	"	"	"	.16	.24	1.00	.014	.013	.04	.05	.15	.01	.01	—	.36	30.3	46.3	31.2	—
4 B	"	"	"	.12	.03	0.98	.012	.017	.06	.05	.14	.01	.01	—	.31	28.7	42.6	32.2	—
4 C	"	"	"	.11	.30	1.20	.018	.013	.05	.04	.15	tr	tr	—	.35	33.1	48.3	31.1	—

†) Q & T...quenched and tempered, N...normalized

*) $Ceq = C + \frac{1}{24}Si + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{40}Ni + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{4}Mo$

は突合溶接時の割れを対象としてリー・ハイ型および鉄研式の 2 種類の割れ試験片を用い、引張強さ 40~90 kg/mm² の軟鋼および高張力鋼の割れについて一連の詳細な研究を行なった。その中には衆知の T-1 鋼も含まれている。

リー・ハイ型拘束割れ試験²⁾は米国において発展した最も代表的な割れ試験方法の一つであり、標準試験片の形状をあとに掲げた Fig. 1 に示した。この試験はうまく考案されており、高張力鋼に対しては非常に厳しい試験である。鉄研式割れ試験³⁾は我国の鉄道技術研究所において考案された試験法であり、我国においては非常に広く用いられており、この試験法もまた構造用鋼の割れ試験としては非常に厳しいものと考えられている。

2. 試 験 材

供試材は Table 1 に示したが、引張強さ 40~90 kg/mm² で板厚 20~25 mm の鋼材である。鋼材の記号は引張強さのレベルおよびチャージの相違を示すように付けられている。たとえば 8 A, 8 B および 8 C はいずれも引張強さ 80~89 kg/mm² の 80 kg/mm² 級高張力鋼に属し、A, B, C, 3 種のチャージの鋼材であることを示す。この中、8 C は米国から輸入された T-1 鋼であ

る。

鋼材 5 A, 6 A および 6 B はいずれも板厚 20 mm の Mn-Si 系高張力鋼で、著者らが指定した化学成分になるように八幡製鉄株式会社において溶製されたものであり、溶解は電気炉において行なわれ、2.5 t の鋼塊から圧延された。各種溶接棒の割れにおよぼす影響の比較はこの鋼材を用いて行なった。

Table 1 に示された鋼材の大部分は本研究のために特に作られたもので、現在我国で用いられている高張力鋼を代表するものでないことは言うまでもない。

供試溶接棒は Table 2 に示したが、溶接棒の記号はやはり引張強さのレベル、被覆系統および銘柄の相違を示すように付けられている。すなわち 8 H, 6 H および 5 H は全溶着金属の引張強さがそれぞれ 80~89 kg/mm², 60~69 kg/mm² および 50~59 kg/mm² であり、M は軟鋼溶接棒であることを示す。1 および 3 なる記号は被覆系統がそれぞれ低水素系および高酸化チタン系であることを示し、A, B なる記号は銘柄の相違を示している。Table 2 の中、8 H-1-B は米国で製造された T-1 鋼用溶接棒である。

3. 実 験 方 法

Fig. 2 Cooling curves of weld bond in modified Lehigh type cracking specimen for various preheating temperature

ット溶接された 0.3mm 径のアルメルクロメル熱電対により行なわれた。高張力鋼の溶接割れは 200°C 以下の低温で起ると考えられるので、室温近くまでの冷却曲線がえがかれている。

540°C (1000°F) と 300°C における冷却速度を各種溶接条件について示したものが Table 3 である。前者は主として溶接熱影響部における硬化の程度を表わす尺度として用いられ、後者は Cottrell⁴⁾ により冷間割れに関係づけられたものである。Table 3 における冷却速度の小さな値は予熱を行なうことによりえられたが、予熱なしでは十分緩慢な冷却速度をうることはできなかった。小さな冷却速度の値は溶接入熱の変化か予熱温度の変化のいずれによってもうることができる。厳密に言えば冷却速度を変えるこの 2 つの方法は後に述べるように

Table 3 Welding conditions and cooling rates

Plate thickness (mm)	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (ipm)	Preheat temp. (°C)	Cooling rate on the bond (°C/sec)	
					AT 540°C	AT 300°C
20	170	22 T0 26	4	20	18	6
				100	15	3
				150	12	2
				200	11	1
			5	20	25	7
				20	30	10
			6	75	24	6
				120	22	4
25	170	22 T0 26	4	20	46	15
				20	21	9.5
				100	16	5
				150	14	3.5
			5	200	13	2
				20	28	10
			6	20	32	11.5
				120	25	5

Note: Lehigh type U-groove specimen shows slightly greater cooling rate than Tekken type y-groove specimen, but the mean value of both specimens is listed in the table

Fig. 3 Definition and transition curves of cracking percentage on root, face and in cross section of weld

高張力鋼の冷間割れに関してそれぞれ異なった影響を示すが、この報告におけるデータの大部分はしばらくの間この差異に無関係に一括して示されている。

3.3 割 れ 率

割れ感受性の程度は通常、割れを起した長さまたは高さの溶接ビードの全長または肉厚に対する比率であらわされる。この報告においては Fig. 3 に示した 3 種類の割れ率を用いている。ルートおよび表面における割れ率は、割れをビードの長さ方向に沿って投影したときの合計長さのビード全長に対する比率で示している。ビード横断面における割れ率は等間隔の 5 横断面における割れ高さのビード肉厚に対する比率を平均した値である。

割れの検査は少なくとも溶接後 24 時間経ってから行なった。横断面における割れは螢光磁粉探傷法により、また場合によっては顕微鏡により検査された。ビード表面の割れは螢光磁粉探傷法と肉眼検査により調べられた。ルートにおける割れは試験片の裏側の溶接されていない開先部分をはつり取った後、螢光磁粉探傷するか 5 横断面の割れの状態から推定することにより求められた。

この報告においては割れ率がある範囲の冷却速度に対して図示されている。300°C における冷却速度の小さいときには割れ率は零であるけれども、冷却速度が大きくなると最初は徐々に、次いで急激に割れ率が増大する。したがって割れ率は Fig. 3 に示したように

Fig. 4 Automatic welding apparatus with coated electrode

冷却速度のある限界値において遷移現象を示す。50%の割れ率を示す冷却速度の値を限界値と考え、ルート割れ率に対しては C_r 、断面における割れ率に対しては C_s 、表面割れ率に対しては C_f なる指示数であらわした。これらの指示数は鋼材および溶接棒の割れ感受性判定の尺度と考えられる。

3.4 実験装置

この報告におけるすべての試験溶接は Fig. 4 に示したような自動溶接装置により行なわれた。4 mm 径の被覆棒をホルダーに取付け、溶接ヘッドが試験片の開先に平行に任意の速度で移動し、あらかじめセットされたアーク電圧の値に自動的に調節されながら溶接ができる。この溶接装置は全姿勢で溶接可能であり、ウィーピング溶接も可能である。しかしこの割れ試験は下向溶接についてのみ行なった。この装置に 300 A の交流溶接機を

併用した。試験ビードの両端と開先の両端との間は 2~3 mm 開け、クレタフィラーは行なわなかった。

引張強さ 70 kg/mm^2 以下の低水素系溶接棒は試験前に $200 \sim 300^\circ\text{C} \times 1 \text{ hr}$ の乾燥を行ない、 80 kg/mm^2 級の同系溶接棒は 8 H-1-B を除き $350^\circ\text{C} \times 1 \text{ hr}$ の乾燥を行なった。8 H-1-B 溶接棒の乾燥温度は 400°C とした。

4. 割れの様相およびその時期

4.1 割れの状態

この実験でみとめられた割れは高温で起った小さなクレタ割れを除くと冷間割れである。

改良型リーハイ割れ試験片 (U 開先) に認められる割れの代表例を Fig. 5 に示した。割れはビードたて割れであり、横断面で観察すると割れの大部分はルートもしくはビードの底面から発生し、溶接金属中へ伸びている。この実験で使用した鋼材に関する限りでは、この型の試験片では非常に延性に富み、あまり強くない溶接金属の場合を除き、熱影響部に割れがはい入ることはほとんどなかった。割れの状態はまとめて後の Fig. 14 (a) において示されるであろう。

鉄研式割れ試験片 (V 開先) に認められる割れの代表的なものを Fig. 6 に示した。割れはやはりビードたて割れであり、低水素系溶接棒を用いた場合には割れはルートの左側から熱影響部に発生し、熱影響部を走った後、溶接金属中へ折れ曲っている。このことは非対称な開先形状に原因するものであるが、低水素溶接金属の形

(a) Appearance of cracking on face

(b) With low hydrogen electrode

(c) With high titania electrode

Fig. 5 Typical cracks in modified Lehigh restraint cracking specimen (U-groove)

(a) Appearance of cracking on face

(b) With low hydrogen electrode

(c) With high titania electrode

Fig. 6 Typical cracks in modified Tekken y-groove specimen

が凸型であることにも関係がある。しかしながら凹型の溶接金属の形を示す高酸化チタン系溶接棒では割れはリーハイ型の場合と同様に溶接金属のみにしか起らない。後に述べる Fig. 14 (b) に割れの形がまとめられている。

ここにおいて過去の経験からえられた表面割れ率が肉眼検査で10%以下ならば、その鋼材と溶接棒の組合せを実際現場で用いても安全であるという結論⁵⁾に注意する必要がある。

4.2 割れの時期

割れ発生の時期や温度は割れの現象を理解するために重要なことの一つである。リーハイ大学の研究者ら²⁾は割れ発生の時期を知るために溶接部の横収縮を測ることが有効であるということを述べているが、この研究においても溶接に伴う横収縮を溶接開始直後から測定し、約1週間の間測定を続けた。横収縮の測定には試験片の裏側の開先中央のところに開先を間に狭んでゲージ長 25 mm のところにX型レバーを取付け、その間の変位をダイヤルゲージにより測定した。

測定結果の2例を Fig. 7 および Fig. 8 に示した。Fig. 7 は低水素系の 5H-1 溶接棒と鋼材 5A および 6A の組合せについての結果であり、図中に最終の割れの形を示したが、Y開先の試験片は約50%の表面割れ率を示し、U開先の試験片は100%の割れ率を示している。両方の試験片とも、最初の割れは溶接後約10 min 経ってから起っている。Y開先の試験片では溶接後10 min 経ったときの小さな不連続は熱影響部の割れを示すが溶

Fig. 7 Change of lateral contraction during and after welding of Lehigh U-groove and Tekken y-groove specimens welded with low hydrogen type electrode 5H-1

Fig. 8 Change of lateral contraction during and after welding of Tekken y-groove specimen welded with high titania type electrode 5H-3

接後1~17 hr の間に見られる第2回目の大きな不連続は最初の熱影響部の割れから進展した溶接金属割れに相

Table 4 Plate temperature and instant of cracking when welded without preheating

Electrode		Steel	U-groove specimen				y-groove specimen			
			Start of cracking		Finish of cracking		Start of cracking		Finish of cracking	
			Temp. of plate	Time after arc start	Temp. of plate	Time after arc start	Temp. of plate	Time after arc start	Temp. of plate	Time after arc start
Low hydrogen type	5 H-1	HT 50(5 A)	50℃	7 min	50℃	7 min	50℃	5 min	20℃	17~100 hr
		HT 60(6 A)	50℃ 45℃	5 min 17 min	25℃ 20℃	3 hr 17~100 hr	—	—	—	—
High titania type	M-3	HT 50(5A)	65℃	3 min	60℃	4 min	—	—	—	—
		HT 60 (6 A)	45℃	15 min	45℃	15 min	—	—	—	—
	5 H-3	MS (4 B)	—	—	—	—	30℃	40 min	30℃	1.5 hr
		HT 50 $\begin{pmatrix} 5 A \\ 5 B \\ 5 G \end{pmatrix}$	60℃	4 min	60℃	4 min	50℃	4 min	40℃	21 min
			20℃	16 hr	20℃	16 hr	30℃	2 hr	30℃	2.5 hr
							30℃	40 min	20℃	22 hr
	HT 60(6 A)	30℃	52 min	20℃	16 hr	—	—	—	—	

当しているものと考えられる。第3回目の割れは溶接後 17~100 hr の間におこっているが、これは割れが溶接金属中をさらに進展したものであろう。

U 関先割れ試験片では最初の割れは溶接後約 20 min 経ってからおこっているが、この割れは相当大きく、それに続く割れの進行はわずかではあるが、17~100 hr の間でみとめられる。

Fig. 8 は高酸化チタン系の 5 H-3 溶接棒と鋼材 5 A の組合せについての結果である。割れは溶接後 4 min 経ってから溶接金属中に生じており、この場合には熱影響部の割れは認められなかった。

同様な測定を行なった結果はいずれも割れが溶接終了後、数分経ってから起る冷間割れであることを示している。割れの発生温度はこれらの測定結果と溶接熱サイクル曲線から推定されるが、その結果を Table 4 に示した。Table 4 は予熱を行なわない場合の結果である。軟鋼および 50 kg/mm² 級の溶接継手では溶接後 3 min 以上経ってから、65°C 以下室温までの温度範囲で割れを生じている。予熱を行なえば、割れは溶接後 10 min 以上経って 70°C 以下の温度で生ずることが鋼材 5 A, 6 A および 6 B を低水素系溶接棒で溶接した場合にみとめられた。

T-1 鋼も含めて引張強さがさらに高い鋼材については、予熱温度に無関係に溶接後 7 min 以上経って 90°C 以下の温度になってから割れがおこることがわかった。

この事実は予熱を行なわなくても溶接終了直後に後熱を行なえばこのような冷間割れを防ぐことができることを暗示している。後熱による割れ防止の効果は後に述べている。

Fig. 9 Comparison of cracking percentages of manganese-silicon high strength steels welded with the same low hydrogen type electrode 5 H-1.

Left. for U-groove and right, for y-groove

5. 鋼材および溶接棒の 代表的な割れ率の比較

各種鋼材および溶接棒の割れ率を Table 3 に示した冷却速度のいくつかの値に対して求めた。そしてそれらの値を冷却速度に対して図示すればすべて遷移曲線をえがくことがわかった。その代表的な例を Fig. 9~Fig. 11 に示した。

5.1 低水素系溶接棒を使用した場合

Fig. 9 は低水素系 5 H-1 溶接棒を用いて Mn-Si 系

高張力鋼 5A, 6A および 6B を溶接したときの割れ率を比較した結果である。鋼材の引張強さはそれぞれ 54.60 および 62 kg/mm² で、鋼材 6B は他の 2 つの鋼材より合金元素量が少し多い。改良型リーハイ割れ試験の結果を見ると、割れ発生をあらわすルートにおける割れ率は鋼材が変わってもほとんど同じであるが、改良型鉄研式割れ試験ではこの割れ率が鋼材により変化し鋼材 6B は明らかに割れ感受性が高い。この相違は両者の開先形状の差異にもとづく割れ発生機構の相違に原因するものと考えられる。さきの Fig. 5 (b) および Fig. 6 (b) に示したようにリーハイ型の U 開先では溶接金属中へ割れが発生しやすいのに対し、鉄研式の Y 開先では熱影響部に割れがおこる。それゆえ、低水素系溶接棒を使用した場合、割れの発生に関してリーハイ型 U 開先は鉄研式 Y 開先よりも母材の相違に鈍感であるといえる。

リーハイ型 U 開先では Fig. 9 (a) に示したように、鋼材 5A および 6A の場合には表面割れ率の曲線が冷却速度の早い側へ移動しているが、鋼材 6B についてはこの傾向が顕著でない。この移動した値もしくは同一冷却速度におけるルートおよび表面における割れ率の差異は割れの伝播に対する溶接金属の抵抗力をあらわす。したがって鋼材 5A および 6A を用いた場合の溶接金属は、母材からの希釈により合金元素量の多いと考えられる鋼材 6B による溶接金属よりも割れ伝播に対する抵抗力がずっと大きいことがわかる。これに対して鉄研式 Y 開先ではルートおよび表面における割れ率の差異はリーハイ型の場合のように顕著ではない。これは鉄研式における割れは通常熱影響部に発生し、ボンドに沿って進んだ後、溶接金属中に折れ曲っているの、溶接金属の割れ伝播に対する抵抗力の影響は表面割れ率を示す曲線のわずかな移動としてしかあらわれないためである。したがって低水素系溶接棒を使用した場合、溶接金属中の割れの伝播に関してはリーハイ型 U 開先は鉄研式 Y 開先よりも溶接金属の化学組成の差異に敏感であるといえる。

5.2 高酸化チタン系溶接棒を使用した場合

高酸化チタン系 5H-3 溶接棒を用いて Mn-Si 系高張力鋼 5A, 6A および 6B を溶接したときの割れ率を比較したのが Fig. 10 である。いずれの鋼材のルート割れ率もリーハイ型 U 開先と鉄研式 Y 開先ではほぼ同じ値を示している。この場合の割れは Fig. 5 (c) および Fig. 6 (c) でも示したように溶接金属のみに生じ、鋼種の割れ発生におよぼす影響は小さい。しかし溶接金属の割れ伝播に対する抵抗力には鋼種の影響があらわれており、鋼材 5A による溶接金属が最も抵抗力が大きい。また、この場合にはリーハイ型 U 開先と鉄研式 Y 開先の割

Fig. 10 Comparison of cracking percentages of manganese-silicon high strength steels welded with the same high titania type electrode 5H-3.

Left, for U-groove and right, for r-groove

Fig. 11 Comparison of cracking percentages of higher strength steels 8A, 8B and 6C welded with the same low hydrogen type electrode 8H-1-A

れの様相が非常によく似ているので、3種類の割れ率の傾向も両者の試験片で類似している。したがって、熱影響部に先立って溶接金属が割れるような溶接棒を用いた場合には、割れの発生および伝播に対してリーハイ型の U 開先と鉄研式の Y 開先と同程度の感度を有することがわかる。

5.3 高級高張力鋼について

焼入、焼戻された高級高張力鋼 8A, 8B および 6C について低水素系 8H-1-A 溶接棒を用いて割れ試験を行った結果を Fig. 11 に示した。U 開先の割れ試験片では割れ率の遷移曲線は、8A および 6C の化学組成が非常に異なるにもかかわらず、3 種の鋼材につきほとんど同じである。U 開先試験片による割れは Fig. 14 (a) にも示されるように溶接金属のみに生じ、熱影響部の割れはほとんどみとめられなかった (Fig. 14 (a) 8H-1-A 溶接棒の欄参照)。一方 Y 開先の割れ試験片では Fig. 11 (b) に示したように 3 種の鋼材の割れ感受性の差異は明りようにあらわれており、割れは Fig. 14 (b) に示されるように母材の溶接熱影響部に生じている (Fig. 14 (b) 8H-1-A 溶接棒の欄参照)。

6. U 開先と Y 開先の割れ 感受性指示数の比較

リーハイ型および鉄研式割れ試験の感度を比較するために、Table 1 および Table 2 に示した鋼材および溶接棒を用い、Table 3 に示した溶接条件でさらに割れ試験を行なった。その結果、Fig. 3 において定義された C_r , C_s および C_f なる指示数を改良型リーハイおよび改良型鉄研式各割れ試験片について求めた。これらの指示数はその値が大きいほど、鋼材および溶接棒の割れに対する抵抗力が大きいことを示す。

Fig. 12 に 5A, 6A および 6B 3 鋼材の各種溶接棒に対する割れ感受性指示数を示した。この図には、また C_f - C_r であらわした C_p なる指示数を示した。

6.1 ルートにおける割れ (割れの発生)

割れ発生に対する感受性をあらわす C_r なる指示数については低水素系溶接棒を用いた場合リーハイ型 U 開先は母材の相違に対する感度が悪く、鉄研式 Y 開先がずっとすぐれた感度をもっていることがわかる。しかしながら両試験片とも、高酸化チタン系溶接棒を用いた場合には母材の相違に対する感度が悪い。このことは後に示す Fig. 14 の割れ発生状態の相違を考慮に入れるとさらによく理解される。

6.2 横断面における割れ

鋼材と溶接棒の組合せに対する指示数 C_s の変化は Fig. 12 に示したごとく、指示数 C_r の変化に類似しているが、リーハイ型 U 開先では C_s のほうが C_r よりも母材の相違に敏感であるという傾向がみえる。

6.3 表面割れ

リーハイ型 U 開先では指示数 C_f の値は C_r や C_s よりも鋼種および低水素系溶接棒種による変動が大きく、 C_f の変動の傾向はおおまかに言って鉄研式 Y 開先の場

Fig. 12 Comparison of U-groove and Y-groove cracking indices among various steels for same electrodes. Greater values of indices are more preferable for steels because they indicate lower cracking susceptibility

合と類似している。しかし U 開先の場合の C_f の値が理由もなく変わる場合もある。たとえば M-1 溶接棒で溶接した 6A および 6B の場合や 8H-1-A 溶接棒で溶接した 6C と 8A または 8B の場合などを比較すればよい。割れはビード表面まであらわれないものが多いので、高張力鋼の割れ感受性を判定するにあたっては表面検査のみによるのではなく、横断面やルートにおける割れも考慮に入れることが好ましい。

6.4 割れの伝播

指示数 $C_p (=C_f - C_r)$ は割れがルートからビード表面まで伝播するときの溶接金属または熱影響部と溶接金属の抵抗力を示すものといえる。 C_p については U 開先、Y 開先のいずれにおいても鋼種および溶接棒種の相違に敏感であるが、その値の順位は両試験片において必ずしも一致しない。高酸化チタン系溶接棒の場合にはリーハイ型 U 開先が鉄研式 Y 開先よりそれらの相違に敏感であるが、低水素系溶接棒の場合にはその逆である。

6.5 U 開先と Y 開先の選定

Fig. 12 についての以上の検討の結果、鉄研式 Y 開先はリーハイ型 U 開先よりも母材の割れ感受性試験用に適しており、後者はその目的のためには不十分であるという結論が導き出される。しかしながらリーハイ型 U 開先試験片は溶接棒の割れ試験用としては鉄研式 Y 開先試験片よりすぐれている。この結論は次節で述べられるよう

に割れの状態が両者において異なることに基づく結果であり、その点で意義深い結論である。

Fig. 12 からえられた上記の結論は Fig. 13 に示した 2 種類の溶接棒による各種鋼材の Y 開先割れ試験結果によって再確認される。

対称的な 60°V 開先 (Y 開先) 割れ試験片についても割れ試験を行なったが、その結果は U 開先による結果とほとんど同じであった。それゆえ Y 開先は実用上 U 開先と等価であるといえる。

Fig. 13 Comparison of y-groove cracking indices among various steels of 40 and 50 kg/mm² strength levels

7. 横断面にみられる割れの発生状態

すでに Fig. 5 および Fig. 6 において改良型リーハイおよび改良型鉄研式各試験片における割れの代表例を示したが、さらに数多くの割れ試験片の横断面を検査した結果をまとめると Fig. 14 のようになる。この図では 2 種類の試験片における割れの状態の差異がはっきりと示されており、2つの開先形状の特長をよくあらわしている。この図から次のような結論がえられる。

7.1 U 開先割れ試験片

(1) 引張強さが 60 kg/mm² 以上の低水素系溶接金属については、割れは通常ルートから溶接金属中に発生する。これは高張力鋼溶接金属の延性の低下に原因するものであろう。

(2) 引張強さが 50~60 kg/mm² の低水素系溶接金属に対しては割れは溶接金属か母材の溶接熱影響部に発生する。これは溶接金属が比較的延性に富み、溶接金属割れが起る前に熱影響部に割れをおこすためであらう。

(3) 高酸化チタン系溶接金属のように溶接金属の延性が劣るものでは割れは凹型になった溶接金属の底面から確実に溶接金属中へ生ずる。

7.2 Y 開先割れ試験片

(1) 引張強さが 50 kg/mm² 以上の低水素系溶接金属では割れはほとんどすべての場合にルートの鈍角をな

(a) MODIFIED LEHIGH TYPE, U-GROOVE

(b) MODIFIED TEKKEN TYPE, Y-GROOVE

Fig. 14 Comparison of cracking behaviors in modified Lehigh U-groove and modified Tekken y-groove specimens

す側から熱影響部に生じ、その中の大部分のものはそれから溶接金属中へ進んでいる。

(2) 低水素系溶接金属が熱影響部より延性に乏しい場合、たとえば鋼材 6C をあまりに強すぎる 8H-1-A 溶接棒で 4 ipm の低溶接速度で溶接した場合には割れは Fig. 14 にも示したように溶接金属中におこる (Fig. 14 の 6C, 4 ipm 参照)。

(3) 延性の乏しい高酸化チタン系溶接金属のような場合には割れ発生状態は U 開先の場合と同様である。

7.3 U 開先と Y 開先の選定

以上の結果から前章でえられた結論がさらに明確化されるだろう。すなわち低水素系溶接棒による高張力鋼溶接部の割れ感受性を Y 開先試験片で評価するときには溶接棒よりも母材の化学組成に大きく影響される。これに対して対称的な U 開先試験片を用うと溶接部の割れ感受性は母材の化学組成よりも溶接棒種やその強さに大きく左右される。これらを誤用すれば、高張力鋼板およびその溶接棒の割れ感受性を正しく評価することが多くの場合、不可能となるであらう。

Fig. 15 Effect of preheating on cracking percentages of various steels.

Left, for U-groove and right, for y-groove

8. 予熱の影響

本研究においては 4 mm 径の溶接棒だけを用いたので、溶接入熱のみの変化によって広範囲の冷却速度をうることは不可能であった。このことが割れ率の低い低冷却速度の範囲をうるために予熱を行なった理由である。理想的には同じ被覆系統で、機械的および物理的性質の同じ溶接棒の各種寸法のものを用い、板の初温を任意の値に保ち広範囲の冷却速度をうることによって予熱と溶接入熱の影響を分離できればよい。

割れ防止のために予熱が非常に有効であることを示したのが Fig. 15 である。溶接条件はすべて標準条件、すなわち 170 A, 6 ipm, 22~26 V である。母材の引張強さが増すほど、高い予熱温度が必要となるが、U 開先試験片と Y 開先試験片では前述のように割れの様相が異なるため、割れ防止に必要な予熱温度も異なってくる。

9. 溶接直後の後熱の影響

割れ発生時期に関連してすでに述べたように、溶接直後の後熱は予熱なしで溶接すると割れが著しい高張力鋼においても冷間割れ防止に有効であろうと考えられる。この推測を確かめるために、鋼材 6 B および 8 B の Y 開先試験片を予熱せずに溶接し、溶接終了後 5 min または 2 min 以内に後熱を行ない、Table 5 に示

したような良好な結果をえた。後熱処理は酸素アセチレン焰により開先内の溶接金属のまわりのみを局部的に加熱し、溶接熱影響部を急速に 600 °C まで加熱してからその温度に保つことなく直ちに放冷した。後熱の開始は溶接終了後 180 sec または 20 sec 経ってからであり、約 120 sec 以内に終わった。その間トーチをビードに沿ってあちこちに移動した。冷間割れがこのような急激な加熱し非常に短時間の後熱処理によりほとんど防止できたので、供試高張力鋼と同程度の高張力鋼ではもう少し長時間の後熱を行えば冷間割れを完全にしかも確実に防止できるであろう。この型の後熱は現場の溶接に適用され、経費と労力のかかる予熱とそれに伴う熱い鋼板を溶接するという困難さをなくするかまたは大きく軽減することができるであろう。この点に関して著者らはさらに研究を進めている。

10. 溶接熱影響部の最高かたさの影響

高張力鋼の溶接熱影響部の最高かたさは通常、溶接部の延性もしくは安全性を推定するために用いられる尺度である。引張強さが約 50~65 kg/mm² の Mn-Si 系高張力鋼ではビッカースかたさ 350 の値が経験的にその溶接施工が適当であるかどうかを決める限界値として一般に承認されている。この限界値を本研究の割れ試験の結果と対応させると興味深いであろう。

Fig. 16 に各種高張力鋼と低水素系溶接棒による割れ率を熱影響部における最高かたさと溶接金属のかたさに

Table 5 Prevention of cracking by immediate postheating for steel 6 B and 8 B welded without preheating with standard welding condition (170 A, 6 ipm)

Steel	Electrode	Postheat treatment			Cracking‡ (%)		
		Start* (sec)	Peak† temp. (°C)	Heating time (sec)	Root	Section	Face
6 B	5 H-1 (E 7016) (4 mmD)	NONE			100	100	100
		180	600	120	0	0	0
					0	0	0
					0	0	0
	17	5			0		
	5 H-3 (E 7013) (4 mmD)	NONE			100	100	100
		180	600	120	34	13	0
					34	20	0
8 B	8 H-1-A (E 11016 G) (4 mmD)	NONE			100	100	100
		20	600	120	17	1	0
					0	0	0
					0	0	0
					0	0	0

*) Starting time after the finish of welding

†) Maximum temperature of the heat affected zone

‡) Cracks appeared after postheating were located only to the both ends of weld bead

Fig. 16 Relationship among cracking percentages, hardness of weld metal and maximum hardness in heat-affected zone. Left and middle, for Lehigh type U-groove and right, for Tekken type y-groove

対して図示した。最高かたさの大きい値では高い割れ率を示すが、或る限界の最高かたさ以下では割れは急激に減少し零となる。この限界値は母材、溶接棒および開先形状で決まるものである。熱影響部の最高かたさの限界値は 50 kg/mm² 級高張力鋼溶接部について Y 開先では Hv 310 (荷重 1kg), U 開先では Hv 260 であり、さらに引張強さが高くなるとその値は大きくなる。8A, 8B および 8C (USS T-1) の 80 kg/mm² 級高張力鋼については熱影響部の最高かたさの限界値は Y 開先に対して Hv 330~400, U 開先に対して Hv 360~420 となった。

溶接金属のかたさについては、U 開先試験片でその限界値が溶接金属の強さのレベルに応じて Hv 210~320 の範囲で変化した。

Fig. 16 に示された最高かたさは荷重 1 kg に対する値である。この値は、必要に応じて荷重 10 kg に対する値に次式を用いて換算できる。

$$Hv_{max}(10kg) = Hv_{max}(1kg) \times \frac{15}{16}$$

最高かたさの限界値において割れ率が急減することに関して、次のことを知っておく必要がある。予熱を行なうと割れは急減するけれども熱影響部の最高かたさは少ししか低下しない。もし予熱を行わずに、溶接入熱の変化のみによって冷却速度を変えた場合を想定すると Fig. 16 の遷移曲線はもっとなだらかなるであろう。このことは高張力鋼溶接部の割れが冷却速度のみでなく、予熱温度により大きく左右される溶接金属水素含有量により影響されるところが大きいことを暗示している。予熱を行なうことが割れ防止に非常に有効であることを示した一例が Fig. 17 である。この図においては溶接入熱の影響と予熱の影響が完全に分離されている。

Fig. 17 Comparison between effects of preheating (lower curves) and weld heat input (higher curves) on cracking percentages

11. 化学組成の影響

高張力鋼の冷間割れは硬化のみでなく吸収された水素に影響される。しかし低水素系溶接棒を用いたならば水素の影響は同じ程度に効くと考えられるから溶接硬化すなわち化学組成の影響を求めることができる。高張力鋼の溶接硬化は次式で与えられる等価炭素量と満足すべき相関関係が求められている^{6,7)}。

$$Ceq(\%) = C + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{24}Si + \frac{1}{40}Ni + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{4}Mo$$

この報告においてもこの式を用いた。

鉄研式 Y 開先試験片による割れ感受性指示数 C_r (割

Fig. 18 Relationship between cracking index C_r (initiation of cracking) and carbon equivalent obtained with y-groove specimen

Fig. 19 Cracking percentage of T-1 steel (8C) welded with electrode 8H-1-B (E 11018), (a) by modified Lehigh U-groove and (b) by modified Tekken Y-groove specimen

れの発生)が母材の化学組成に密接に関係していると考えられるので、Fig. 18 に低水素系 5H-1 溶接棒により引張強さ $43 \sim 62 \text{ kg/mm}^2$ の鋼材の Y 開先割れ試験で求められた C_r の値を等価炭素量に対して図示した (黒丸)。 C_r の値は等価炭素量が増加するにつれて著しく減少する。図中に引張強さのさらに高い 8A, 8B および 8C (T-1) (Fig. 19 参照) の C_r の値も参考のために記入した。この 3 種の鋼材は他の鋼材とは異なった溶接棒で溶接しているが、同一曲線上にのってくる。高級な高張力鋼は微量の水素量に敏感であるゆえ、化学組成の影響以外に水素の影響も考慮に入れなければならない。

12. 要約および結論

高張力鋼板および溶接棒の有意義な割れ試験方法を求めるために、リーハイ型 U 開先および鉄研式 Y 開先の 2 種類の突合せ拘束割れ試験の比較検討を行なった。両試験片とも、標準のものより小型の新しい試験片を用い、引張強さ $40 \sim 90 \text{ kg/mm}^2$ の鋼材と低水素系および高酸化チタン系溶接棒の組合せについて割れ試験を行なった。

溶接割れの重要な諸因子、すなわち溶接入熱、予熱温度、冷却速度、割れの時期、割れ発生温度、開先形状、母材の化学組成、溶接棒の被覆系統および強さ、熱影響部の最高かたさ、溶接直後の後熱、等価炭素量等が割れ

の様相やルート、断面および表面における割れ率におよぼす影響について研究を行なった。

高張力鋼の溶接割れ感受性におよぼす熱的拘束 (冷却速度) の影響を示すために、3 種類の割れ率の値をボンドの 300°C における冷却速度に対して求め、割れを生じない冷却速度から 100% の割れをおこす冷却速度までの範囲で割れ率の遷移曲線をえた。そして割れ率が 50% になる臨界冷却速度の値を割れ感受性指示数と名付け、割れ感受性判定の尺度として用いた。割れ発生の時期および温度を求めるために溶接部の横収縮の測定も行なった。

本研究の結果えられた結論をまとめると次のようになる。

(1) 高張力鋼溶接部の割れの状態は試験片の開先形状により大きく影響され、特にリーハイ型の対称形をなす U 開先と鉄研式の非対称な Y 開先において著しい差異がある。

(2) 供試鋼材および溶接棒で定められた溶接割れはほとんど全部が溶接部のルートまたはビード底面から発生し、溶接金属や熱影響部に伝播した。

(3) このようなルート割れは $25 \sim 200^\circ\text{C}$ の予熱温度に無関係に、溶接終了後約 3 min 以上経って、温度が 90°C 以下、室温近くまで冷却した後に発生した。

(4) リーハイ型 U 開先試験片では母材の強さや溶接棒種に無関係に割れはほとんど溶接金属に生ずる。ただし非常に延性に富む溶接金属では割れは熱影響部か溶接金属のいずれかに生ずる。

(5) 鉄研式 Y 開先試験片では低水素系溶接棒を用いたときには割れはルート (鈍角をなす側) から母材の熱影響部に沿って進んだ後、溶接金属中へ折れ曲がった。しかし熱影響部より延性の劣る溶接金属の場合には割れは溶接金属か熱影響部のいずれかに生じた。一方、高酸化チタン系溶接棒ではリーハイ型 U 開先の場合にみられるような溶接金属割れのみを生じた。

(6) リーハイ型 U 開先試験片は溶接棒の相違には非常に敏感であるけれども鋼材の相違に対しては必ずしもそうだとはいえない。鉄研式 Y 開先試験片は鋼材の相違には非常に敏感であるけれども溶接棒の相違に対しては必ずしもそうだとはいえない。

(7) リーハイ型 U 開先試験片は溶接棒の割れ試験用として鉄研式 Y 開先試験片より適している。これに対して Y 開先試験片は母材の割れ試験用として U 開先試験片より適している。これを誤用すれば高張力鋼板とその溶接棒の割れ感受性を正しく評価することができないであろう。

(8) 対称形の 60°V 開先 (Y 開先) 試験片は実用

上U開先試験片と等価である。

(9) ビード表面まであらわれない割れが多いので、割れ試験ではビード表面のみではなく横断面やルートにおける割れを問題にする必要がある。

(10) 予熱は割れ防止に非常に有効であり、特に引張張さのレベルが 80 kg/mm^2 級の高級高張力鋼についてその効果が著しい。

(11) 80 kg/mm^2 級高張力鋼を予熱なしで溶接した場合、溶接終了直後 (2 min 以内) に酸素アセチレン焰により溶接部を局部的に 600°C に加熱することにより冷間割れを防止することができた。

(12) 割れは熱影響部の最高のかたさがある限界値以上になると急激に増大する。Y開先試験片についてはその限界値が 50 kg/mm^2 級高張力鋼に対する Hv 310 (荷重 1 kg) の値から 80 kg/mm^2 級高張力鋼に対する Hv 400 の値まで変化した。U開先試験片では溶接金属のかたさの限界値は $50 \sim 80 \text{ kg/mm}^2$ 級の溶接金属に対して Hv 210~320 であった。

(13) 鉄研式 Y開先試験片により求められたルートにおける割れ感受性は母材の等価炭素量と良好な相関関係が求められた。

諸外国においては現在割れ試験片としてはほとんど用いられていない Y開先試験片の実用上からみた重要性をここで述べる必要がある。このような非対称な開先形状は非対称な開先の水平突合継手やすみ肉継手にみられる。また高張力鋼の溶接時にはビード下割れやポンドに沿ったルート割れがしばしば経験されるので熱影響部割れに敏感な割れ試験片は非常に重要であると考えられる。このように考えると、Y開先拘束割れ試験片は高張力鋼の割れ感受性の評価に有用なものであるといえる。

本報告においては割れにおよぼす水素の影響、ビード

形状の影響および力学的拘束の影響を論じなかった。これらの影響については別報において論ずる予定である。

13. 結 び

最後に本研究を行なうにあたり、有益な助言と御教示を頂いた運研溶接部田村技官、八幡溶接棒KK研究部石崎、大石両氏に対し深甚の謝意を表するとともに、実験に協力された材技研第6部片平和勇君、図表を作成して頂いた小畑美代子さんの労に負うところが大きかったことを感謝します。また本研究を行なうにあたり鋼板および溶接棒の試作をして頂いた八幡製鉄KK、KK日本製鋼所および八幡溶接棒KKに厚く御礼申し上げます。

文 献

- 1) Stout, R.D. and Doty, W. Dorville, "Weldability of Steels," WRC, 1-381 (1953)
- 2) Stout, R.D., Toer, S.S., McGeady, L.T. and Doan, G.E., "Quantitative Measurement of the Cracking Tendency in Welds," Weld. Jnl. 25 (9), Res. Suppl., 522 s-531 s (1946) Ibid., "Some Additional Tests on the Lehigh Restraint Specimen," Ibid., 26(11), Res. Suppl., 673 s-682 s (1947)
- 3) 大谷鶴, "マンガン シリコン系高張力鋼のスリット型亀裂性試験", 溶接学会誌, 25 (5), 277-281 (1956)
- 4) Cottrell, C.L.M., "Controlled Thermal Severity Cracking Test Simulates Practical Weld Joints," Weld. Jnl. 32 (6), Res. Suppl., 257 s-272 s (1953)
- 5) Kihara, H., Suzuki, H. and Tamura, H., "Researches on Weldable High Strength Steels," Soc. Naval Architects of Japan, 60th Anniv. Series, Vol. 1, 1-247, p. 158 参照 (1957)
- 6) Kihara, H., Suzuki, H., and Kanatani, F., "Weld Hardening of High Strength Steels and Prediction of Optimum Welding Conditions," Trans. National Res. Inst. Metals, 1 (1), 3964 (1959), IIW Doc. No. IX-236-59.
- 7) Suzuki, H. and Tamura, H., "Weldability of High Strength Steels Evaluated by Synthetic HAZ Ductility Test," To be printed Trans. National Res. Inst. Metals 3 (1), (1961)

I. I. W. ニ ュ ー ス

1961年4月18日、ニューヨークでの理事会の I.I.W. 決定にしたがって、このほど I.I.W. 212 研究班 (Physics of Welding Arc) が結成され委員の委嘱が現在進められている。わが国でもこれに対応した委員会が設立され、名称を J.I.W. 212 委員会とすることが決定し、当面の活動目標を 1) アーク現象 (被覆棒および裸線アーク)、2) 溶着の 2 テーマにおくことが決定した。

なお、I.I.W. 212 研究班に参加する日本代表は

安 藤 弘 平 氏 (大阪大学) (Scientific Field)
石 崎 敬 三 氏 (八幡溶接棒) ((Application Field))

の二氏が委嘱された。