論 文 お よ び 報 告

ルート割れと高張力鋼溶接部組織の関係について*

—高張力鋼溶接部のルート割れに関する研究 (第6報)—

稲垣道夫** 中村治方** 鈴木春義***

Effect of Microstructure on Root Cracking in
High Strength Steel Welds*

—A Study of Root Cracking in High Strength Steel Welds (Report 6)—

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

Abstract

Effects of microstructure on root cracking of high strength steel welds were discussed in this report, mainly with the use of SH-CCT diagrams of test steels. Critical hardness values for root cracking were also discussed.

The main conclusions obtained in this study are as follows:

- (1) A safety cooling process to prevent root cracking in HAZ should be chosen so that the ferrite and intermediate structure may appear more than about 40% for HT 60, intermediate structure more than about 25% for HT 70, and more than about 10% for HT 80 steels, respectively, when a joint of severe restraint is welded with a low hydrogen type electrode.
- (2) For a weld metal, it is necessary to prevent root cracking in a severe restraint joint that the ferrite and intermediate structure precipitate more than in HAZ.
- (3) A root crack in HAZ or weld metal is a mixed fracture of transcrystalline and intercrystalline types.
- (4) There was found no relationship between root cracking tendencies and M_f temperatures.
- (5) Retained austenite in HAZ was decomposed with the lapse of time above 250°C, but did not affect the root cracking phenomena.
- (6) Critical hardness, above which a root crack will surely occur in a joint of severe restraint, were found to be as follows:

270 VHN (1 kg) for HAZ of mild steel weldment
 365 VHN (1 kg) for HAZ of HT 50 weldment
 400 VHN (1 kg) for HAZ of HT 60 weldment
 405 VHN (1 kg) for HAZ of HT 70 weldment
 415 VHN (1 kg) for HAZ of HT 80 weldment
 290 VHN (1 kg) for weld metal of HT 50 and HT 60 weldments
 330 VHN (1 kg) for weld metal of HT 70 and HT 80 weldments

1. 緒 言

前報までの報告¹⁻⁵⁾において明らかなように、高張力鋼溶接部のルート割れは、硬化組織、水素および拘束力の3因子が共存する状態で発生する。これらの3因子のうち、水素および拘束力のルート割れにおよぼす影響に

ついてはかなり詳細に論じたが²⁻⁵⁾、本報告においては第1報¹⁾にひきつづいて、高張力鋼溶接部の組織とルート割れの関係を中心として溶接用 SH-CCT 図 (再現熱影響部 CCT 図) を活用して論ずるとともに、ルート割れとかたさの関係についても述べている。

2. 溶接熱影響部組織とルート割れ
の関係

鋼溶接時の低温割れと組織の関係については従来から多数の研究者により研究されているが、とくにビード下

* 原稿受付 昭和40年5月14日 (溶接学会昭和38年度秋季講演会にて発表)

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

*** 正 員 八幡製鉄 KK Member, Yawata Iron & Steel Co., Ltd.

割れに関しては1954年の I.I.W. において総合報告が発表されている⁶⁾.

その後、関口、稲垣および成田によって溶接用 SH-CCT 図を多数作成し、CTS 試験結果と比較した報告がまとめられている⁷⁾. これによれば、50キロおよび60キロ高張力鋼 (以下 HT 50 および HT 60 と記す) の CTS 試験片をイルメナイト系溶接棒で溶接した場合には、フェライトが析出しはじめる臨界冷却時間 C_f' より小さい冷却時間で冷却されるような条件で溶接すると熱影響部に割れを生ずるが、低水素系溶接棒で溶接した場合には、 C_f' よりも小さい冷却時間で冷却されるような条件で溶接しても割れ傾向が少なくと述べている. さらに以上の結果から熱影響部の割れ傾向は、使用鋼材の溶接用 CCT 図における C_f' 臨界冷却時間に密接に関係していると結論している.

著者が Y 開先拘束割れ試験を行なった、Table 1 に示した多数の高張力鋼について、溶接用 SH-CCT 図が稲垣および宇田によって求められているので⁸⁻¹⁰⁾, 割れ試験片の熱影響部組織とそれとはほぼ同じ冷却過程をたどった CCT 試験片の組織との対応を確認し、ルート割れ発生に関して限界となる組織の面積割合を求めた.

割れ試験片の熱影響部ボンド近傍の組織と最高加熱温度 1350°C の CCT 試験片の組織の対応を 8A 鋼および 6D 鋼について検討した結果、 A_3 点から 500°C までの冷却時間がほぼ等しい場合には、両者の組織の面積割合はほぼ等しいことが確認された. また、 A_3 点から 500°C までの冷却過程がほぼ同じ場合には、割れ試験片熱影響部の最高かたさの値と CCT 試験片のかたさの値とを比較すると Fig. 1 に示したようにピッカースかた

さで±30程度のばらつきはあるけれども、両者はほぼ一致し直線関係が成立することがわかる.

以上の結果から熱影響部に発生するルート割れと組織の関係を調べるには、組織の面積割合の判定の困難な割れ試験片について直接観察するよりも、500°C まで同じ冷却過程をたどった CCT 試験片について組織を調べてその結果を利用すればよい.

8A 鋼の SH-CCT 図の上にルート割れの発生に関して限界となる、換言すればルート割れの発生が防止できる限界冷却曲線を記入したのが Fig. 2 である. この限界冷却曲線が 500°C をよぎる点、すなわち A_3 点から 500°C までの冷却時間を C_f' 限界冷却時間とすると、8A 鋼については C_f' の値は C_f' (フェライトが析出しはじめる臨界冷却時間) と $C_{f'}$ (中間段階組織が析出しはじめる臨界冷却時間) の中間に位置することがわかる. この限界冷却曲線をたどって冷却した 8A 鋼の Y 開先拘束割れ試験片のボンド近傍の熱影響部組織を Photo. 1 に示した.

Fig. 2 Critical cooling curve for root cracking on CCT diagram, in the case of steel 8A.

Photo. 1 Microstructure of HAZ of steel 8A, followed by the critical cooling curve in Fig. 2. ($\times 450$) $\times 7/10$

Fig. 1 Relation between hardness in CCT specimens and maximum hardness in HAZ in cracking specimens.

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of test steels

Desig	Thick- ness (mm)	Melting	Heta+ treat ment	Chemical composition (%)													Yield strength (Kg/mm ²)	Tensile strength (Kg/mm ²)	Elong G.L=50 (%)	Reduction of area (%)
				C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	V	B	Ceq(1)*	Ceq(2)				
8 A	25	20T Arc furnace	Q & T	.15	.33	1.03	.011	.014	.80	.38	.25	.44	—	—	.54	.36	77.7	85.8	20.0**	59.0
8 B	"	"	"	.15	.35	1.06	.010	.008	.81	.43	.25	.40	—	—	.55	.36	76.4	87.9	22.3**	66.4
8 C	23	Open hearth	"	.16	.26	.75	.025	.031	.79	.51	.32	.46	.05	.005	.53	.35	80.3	88.5	19.9**	57.7
8 D	20	Arc furnace	"	.14	.27	.77	.004	.008	.91	.49	.19	.45	.08	.003	.49	.34	82.3	85.2	34.0	—
8 E	"	85T Open hearth	"	.12	.26	.86	.016	.018	.85	.53	.27	.54	.05	.004	.54	.34	76.6	82.6	21.0	64.0
8 F	32	Open hearth	"	.15	.28	.92	.016	.018	.80	.49	.32	.46	.04	.006	.55	.36	83.0	87.7	29.5	—
7 A	30	20T 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	—
7 C	20	2T HF furnace	"	.07	.29	.39	.010	.016	3.12	1.28	.12	.28	—	—	.55	.29	64.0	70.2	25.0	—
7 D	"	Arc furnace	"	.13	.13	.90	.008	.006	.81	.44	.18	.33	—	—	.49	.32	64.1	74.8	17.7	—
7 E	20	6T Arc furnace	"	.15	.27	.40	.019	.006	2.49	1.19	.16	.26	—	—	.59	.35	63.5	76.5	27.0	—
7 F	"	2T HF furnace	"	.11	.18	.38	.012	.016	2.53	1.04	.14	.28	—	—	.52	.30	62.3	71.3	25.0	—
7 G	"	Arc furnace	"	.09	.21	.40	.007	.011	2.46	1.00	.15	.29	—	—	.50	.28	63.6	71.7	28.0	—
7 H	32	30T Arc furnace	"	.13	.25	.35	.009	.009	2.50	1.17	—	.27	—	—	.56	.32	61.2	71.6	28.0	76
6 C	25	20T Arc furnace	Q & T	.15	.35	1.10	.013	.011	.65	.19	.24	.21	—	—	.46	.32	56.7	70.0	29.0**	71.9
6 D	20	"	"	.15	.45	1.27	.009	.011	.07	.05	.21	.02	—	—	.40	.30	53.5	66.2	31.0**	72.4
6 G	"	Open hearth	"	.13	.46	1.22	.015	.010	.08	.25	—	—	.10	—	.40	.29	56.5	64.5	20.8***	—
6 H	30	20T Arc furnace	N	.12	.45	1.17	.013	.006	—	.32	—	.25	.14	—	.46	.31	49.1	66.1	26.4	—
6 J	"	10T Arc furnace	"	.15	.28	1.34	.011	.006	1.15	.02	.11	.31	—	—	.49	.37	53.1	66.4	27.0	—
6 K	"	60T Arc furnace	"	.15	.35	1.28	.029	.020	.47	.08	.10	.10	—	—	.43	.32	49.3	61.5	29.5	—
6 L	"	20T Arc furnace	Q & T	.15	.34	.92	.015	.014	.29	.10	.27	.51	tr	—	.47	.33	57.1	67.6	27.6	—
5 H	20	Open hearth	N	.09	.54	.34	.096	.025	.44	.96	.32	—	—	—	.37	.14	34.0	50.0	32.0	—

+) Q & T...Quenched and Tempered N...Normalized

*) $Ceq(1) = C + \frac{1}{24}Si + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{40}Ni + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{4}Mo$ $Ceq(2) = C + 0 \times Si + \frac{1}{9}Mn + \frac{1}{40}Ni + \frac{1}{20}Cr + \frac{1}{8}Mo + \frac{1}{10}V + \frac{1}{30}(Cu)$

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

Fig. 3 Critical cooling curve for root cracking on CCT diagram, in the case of steel 6D.

6D 鋼についても同様な限界冷却曲線を求めると Fig. 3 に示したように, C'_c 限界冷却時間は C'_f と C'_p (パーライトが析出しはじめる臨界冷却時間) の中間に位置することがわかった. この限界冷却曲線をたどって冷却した 6D 鋼の Y 開先拘束割れ試験片のボンド近傍の熱影響部組織を Photo. 2 に示した.

以上のようなルート割れの限界冷却曲線を Table 1 に示した各種高張力鋼の SH-CDT 図上にえがいて C'_c 限界冷却時間を求め, 限界冷却曲線をたどって冷却した場合の組織の面積割合を CCT 試験結果から求めて以下に述べる検討を行なった.

まず, C'_c の値と C'_f の値の関係を示したのが Fig. 4 である. これによれば供試高張力鋼を C'_f の値に関し

て, 10 sec 以下のものと 10 sec 以上のものの 2 つのグループに大別することができる. このうち C'_f の値が 10 sec 以下の高張力鋼については, C'_c の値が C'_f の

Photo. 2 Microstructure of HAZ of steel 6D, followed by the critical cooling curve in Fig. 3. ($\times 450$) $\times 7/10$

Fig. 4 Relation between values of C'_c and values of C'_f .

値より大きいこと、換言すれば、フェライトが若干析出した熱影響部組織でないとルート割れの発生を防止できないことがわかる。このグループに属するのは HT 50, HT 60 および一部の HT 70 である。これに対して C_f' の値が 10 sec 以上の高張力鋼については C_e' の値が C_f' より小さいこと、換言すれば、熱影響部組織にフェライトが析出しなくてもルート割れの発生を防止できることがわかる。このグループに属するのは HT 80 および大部分の HT 70 である。

C_e' の値が C_f' の値より小さいグループについて、 C_e' の値が C_s' の値とどのような関係にあるかを調べた結果、Fig. 5 に示したように C_e' の値は 8F 鋼の場合を除き、 C_s' の値より約 1~7 sec 大きいことがわかった。

Fig. 5 Relation between values of C_e' and values of C_s' .

以上の結果をまとめると、HT 50 および HT 60 の CTS 試験において関口教授ら⁷⁾が述べているように、低水素系溶接棒を使用した場合には C_e' より小さい冷却時間で冷却しても割れ傾向が少ないという結果は拘束のきびしい Y 開先拘束割れ試験では成立せず、割れ防止のためには C_f' より大きい冷却時間になるように冷却する必要がある。これは CTS 試験片と Y 開先拘束割れ試験片の拘束度の相違を示すものとして興味深い。HT 70 および HT 80 については、HT 50 および HT 60 にくらべ C_f' の値がかなり大きい (約 10 sec 以上) 関係上、拘束のきびしい状態においても C_f' より小さく C_s' より大きな冷却時間になるように冷却すればルート割れ発生を防止できる。

つぎにルート割れの発生に関して限界となる組織の面積割合を溶接用 SH-CCT 図から求めて、高張力鋼級別にまとめて示したのが Fig. 6 である。これによれば高

Fig. 6 Critical area percentages of constituent for root cracking in HAZ of various high strength steel welds.

張力鋼級別によってはば次のような組織の面積割合を限界とすることができる。

	フェライト (F) + 中間段階組織 (Z _w)	マルテンサイト (M)
HT 60	30~40%	70~60%
HT 70	10~25%*	90~75%
HT 80	2~10%*	98~90%

ただし * 印の場合には中間段階組織のみを含む。

この結果からわかるように、ルート割れが発生しはじめる時の高張力鋼溶接熱影響部はマルテンサイトを約60%以上含む組織であり、低水素系溶接棒を使用する場合には、HT 60 についてフェライトと中間段階組織が40%以上、HT 70 について中間段階組織が25%以上、HT 80 について中間段階組織が10%以上、それぞれ析出するように冷却過程をえらべば拘束のきびしい溶接継手においてもルート割れを生ずる恐れがない。

マルテンサイト変態終了温度 (M_f) と低温割れの関係については Cottrell⁸⁾ や Berry⁹⁾ によって論じられている。それによると低水素系溶接棒を用いた場合には、Mn-Ni-Cr-Mo 系高張力鋼では M_f 点が 245°C 以上ならばビード下割れを生じないとされている。Table 1 に示した今回の供試高張力鋼について M_f 点を求めると 220~250°C の範囲にあり、Cottrell らの求めた臨界 M_f 温度の値 (245°C) より低いものもあったが、 M_f 点の値とルート割れ感受性の間には関連が認められなかった。

最後に残留オーステナイト量とルート割れの関係について検討した結果について述べる。低合金高張力鋼は一般に低炭素 ($C < 0.18\%$) であるため、焼入れ時の残留オーステナイト量は高炭素鋼の場合よりも少ないものと考えられるが、同じ冷却曲線をたどっても HT 60 と HT 80 の各溶接用 CCT 図上にみられる相変態の様相に差異があらわれるので、残留オーステナイト量にも変化が認められるものと考えられる。さらに既報^{4,5)}にも示したよ

うに, HT 60 溶接部に認められるルート割れは 300°C 以下の冷却過程の相違にほとんど影響をうけないが, HT 80 溶接部に認められるルート割れは 300°C 以下の冷却過程に相違に大きく影響される結果も, 300°C 以下における残留オーステナイトの挙動の面から検討する必要がある。

Interrante および Stout¹⁰⁾ の最近の研究結果によると, 鋼溶接部の遅れ割れ (Delayed Cracking) について, 溶接部の残留オーステナイトが室温において分解することによって生ずる可能性は考え難いと述べている。

今回の実験では溶接用 SH-CCT 図作成のために使用している, 直径 4 mm, 長さ 15 mm の熱膨張測定用試片を利用して, 高周波加熱方式により最高加熱温度 1350°C の溶接熱サイクルを与え, 急冷のままの試片および冷却途中 275~150°C の温度で恒温保持した試片について, 長さ変化, かたさ変化および残留オーステナイト量の測定を行なった。使用鋼種は Table 1 に示した 8 D 鋼と 6 G 鋼の 2 鋼種である。

8 D 鋼に与えた熱サイクル曲線群を Fig. 7 に示した。6 G 鋼についてもほぼこれと同様な熱サイクルを与えた。いずれも薄肉石英管中で 1350°C まで急速に加熱し直ちに石英管の外側から水冷したが, その冷却曲線は比較的緩慢 (800 から 500°C までの冷却時間が 13 sec および 17 sec) であった。冷却途中で恒温保持する場合には, 恒温保持温度より若干高い温度まで冷却した時に, 事前に所定温度に保っていたエレマ炉中へ挿入した。試片は挿入後 1~2 min の間に所定温度に到達した。なお恒温保持時間は各温度とも, 5, 15 および 60 min の

3 種類とし, 所定の恒温保持を終った試片はエレマ炉より取り出して水冷した。

恒温保持時の長さ変化の測定によると, 8 D 鋼および 6 G 鋼とも, 275°C において恒温保持した場合, 約 10 min 経過するまではほぼ直線的に膨張し, 10 min 以後 60 min までの間はほとんど変化なく, 約 4.5×10^{-4} の膨張歪が測定された。250~150°C の保持の場合には長さ変化が測定誤差と同程度であり, 顕著な膨張および収縮は認められなかった。

つぎに熱膨張試片の冷却後のかたさを測定した結果, 8 D 鋼および 6 G 鋼の急冷のままの試片のマイクロビッカースかたさ (荷重 1 kg) は, それぞれ 357 および 303 を示した。275~150°C において恒温保持した試片は, 5~60 min の保持時間に無関係に, 両鋼ともマイクロビッカースかたさで約 20 低下することがわかった。この結果から両鋼とも, 275~150°C の温度範囲において比較的短時間のうちにマルテンサイト組織が焼もどされることがわかった。

熱膨張試片の残留オーステナイト量の測定は X 線回折法により行なった。理学電機製デフракトメーターを用い, D' Andrea および Adams¹¹⁾ の方法に準じて次のような回折条件をえらんだ。

FeK α 線使用, 入射および計数側スリット 1° 使用,
管球電圧 35 KV, フィラメント電流 8 mA,
走査速度 $\frac{1}{4}$ (2 θ)/min, 時定数 4 sec

このような条件においてはオーステナイトの (111) 面の回折線が $2\theta = 55.5^\circ$ にあらわれ, フェライトおよびマルテンサイトの (110) 面の回折線は $2\theta = 57^\circ$ にあらわれ

る。この 2 つの回折線の回折角度が接近しているので, これら回折線で囲まれた面積を測定して積分強度を求め, Averbach および Cohen による計算式¹²⁾において, 吸収因子 ($A(\theta)$) は定数とし, 温度因子 (e^{-2M}) も回折角が小さいため省略して計算¹³⁾した結果, Table 2 に示したように残留オーステナイト量が求められた。これによると急冷のままの状態においては 8 D 鋼よりも 6 G 鋼の方が残留オーステナイト量が多く, 両鋼とも 275 および 250°C の恒温保持において, 保持時間の経過とともに残留オーステナイトが分解していく傾向が認められる。

以上の 300°C 以下における残留オーステナイトの挙動を中心として

Fig. 7 Thermal cycles of dilatation test specimens of steel 8 D.

Table 2 Results of determination of retained austenite in dilatation test specimens by X-ray diffraction method

(i) Steel 8D ($\gamma_R=3\%$ in as-cooled condition)

Holding temperature on the way of cooling ($^{\circ}\text{C}$)	Holding time (min)		
	5	15	60
275	3 %	3 %	2 %
250	3 %	2 %	1 %
200	3 %	—	3 %
150	3 %	—	3 %

(ii) Steel 6G ($\gamma_R=7\%$ in as-cooled condition)

Holding temperature on the way of cooling ($^{\circ}\text{C}$)	Holding time (min)		
	5	15	60
275	5 %	4 %	<1%
250	6 %	4 %	3 %
200	6 %	—	6 %
150	7 %	—	6 %

検討した結果をまとめると、HT 80 溶接部と HT 60 溶接部について、275~150 $^{\circ}\text{C}$ の温度区間において比較的短時間のうちにマルテンサイト組織の焼もどしが行なわれるが、それに伴う長さ変化は認め難く、275 $^{\circ}\text{C}$ においてはむしろ主として残留オーステナイトの分解にもとずくと考えられる膨張変化が観察される。以上の傾向は HT 80 溶接部と HT 60 溶接部において同程度にあらわれる。さらに残留オーステナイト量は HT 80 溶接部よりも HT 60 溶接部に多いが、両者とも 250 $^{\circ}\text{C}$ 以上で時間の経過とともに残留オーステナイトが分解することを認めた。

以上の結果から、HT 60 溶接部に認められるルート割れは 300 $^{\circ}\text{C}$ 以下の冷却過程の相違にほとんど影響をうけないが、HT 80 溶接部に認められるルート割れは 300 $^{\circ}\text{C}$ 以下の冷却過程が緩慢になるといちぢるしく軽減されるという事実は、残留オーステナイト量の変化やその分解過程から合理的に説明することは困難であり、またマルテンサイトの焼もどしに伴う寸法変化からも説明することはできない。したがってその理由として、既報^{4,5)}のように 300 $^{\circ}\text{C}$ 以下の冷却過程における水素の挙動を考えることが必要である。

3. 溶接金属組織とルート割れの関係

溶接金属組織については系統的な研究が少なく、一部 SD-CCT 図 (再現溶着金属 CCT 図) を作成してこの方面の研究を進めようとする試み¹⁴⁾もあるが、現在のところ溶接金属組織とルート割れの関係を検討するに際して利用できる段階までにはいっていない。したがってこの

Photo. 3 Microstructure of weld metal with electrode 8H-1-C, followed by the critical cooling curve for root cracking. ($\times 450$)

Photo. 4 Microstructure of weld metal with electrode 6H-1-C, followed by the critical cooling curve for root cracking. ($\times 450$)

Table 3 Chemical compositions and mechanical properties of all weld metals of test electrodes

Desig.	AWS Classi- fication	Dia- meter (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-A	E11016-G	4	.07	.61	1.39	.023	.005	1.73	.25	—	.50	68.3	80.0	25.0	—	1.0	350°C×1 hr
8H-1-B	E11018	4	.06	.35	1.36	—	—	1.77	.28	—	.44	70.6	84.6	24.0	16.6 (0°C)	1.1	400°C×1 hr
8H-1-C	E11016	4	.05	.36	1.40	.013	.006	2.95	.21	.08	.57	—	88.1	24.8	—	0.8	375°C×1 hr
8H-1-F	E11016	4	.06	.42	1.66	.008	.006	2.45	.21	—	.47	78.4	85.0	21.3	—	1.4	400°C×1 hr
8H-1-J	E11018	4	.06	.50	1.21	.010	.017	.28	.60	—	1.66	69.1	81.4	22.0	—	1.1	400°C×1 hr
7H-1-A	E10016	4	.06	.45	1.07	.009	.009	2.72	—	—	.32	64.3	73.5	27.0	15.2 (0°C)	1.0	400°C×1 hr
6H-1-C	E8016-C3	4	.07	.55	.91	.013	.008	1.03	—	.11	.31	53.0	64.4	31.0	—	1.6	350°C×1 hr
6H-1-D	E8016-G	4	.06	.58	.93	.010	.009	.58	—	—	.23	50.2	60.8	31.5	23.5 (0°C)	1.0	400°C×1 hr
6H-1-G	E9016	4	.06	.38	.94	.009	.008	1.04	—	—	.30	55.5	62.6	30.0	21.4 (0°C)	0.9	400°C×1 hr
6H-1-A	E8016-G	4	.08	.54	.86	.007	.014	1.12	—	.13	.26	—	66.3	30.0	20.3(10°C)	—	200°C×1 hr
6H-1-B	E8016-G	4	.06	.73	.95	.016	.007	.56	—	—	.27	53.6	64.6	32.4	25.7(25°C)	0.9	300°C×1 hr
5H-1-A	E7016	4	.09	.56	.87	.009	.015	—	—	.14	—	51.4	59.2	32.0	22.9(10°C)	—	200°C×1 hr
5H-3	E7013	4	.10	.37	.39	.007	.015	—	—	.12	.11	44.1	55.0	18.4	7.6(10°C)	—	80°C×1 hr
5H-1-B	E7016	4	.06	.41	.89	.010	.010	.05	—	—	.01	50.9	55.6	32.0	28.8 (0°C)	0.9	400°C×1 hr
5H-1-C	E7016	4	.08	.42	.46	.016	.016	.56	—	.31	—	47.8	54.9	33.6	—	—	350°C×1 hr
M-1	E6016	4	.08	.44	.61	.012	.015	—	—	.13	—	45.8	52.4	28.4	22.2(10°C)	—	200°C×1 hr
M-3	E6013	4	.08	.33	.38	.007	.018	—	—	.13	—	43.1	49.1	23.8	9.5(10°C)	—	80°C×1 hr

Photo. 5 Microstructure near a root crack in HAZ of HT 60 weld. (×450)×40/100

実験では代表的な HT 80 棒および HT 60 棒各1種のみについて、溶接金属組織とルート割れの関係を調べ、前章で述べた溶接熱影響部の場合と比較した。

Table 3 に示した 8 H-1-C 溶接棒による U 開先拘束割れ試験において、標準溶接条件 (170 A, 24 V, 150 mm/min) で 75°C 以上の予熱を行なえばルート割れが発生しない。75°C 予熱を行なった時のルート近傍の溶接金属組織を Photo. 3 に示した。この組織の面積割合はほぼ、フェライトおよび中間段階組織55%，マルテンサイト45%である。

Table 3 に示した 6 H-1-C 溶接棒による U 開先拘束割れ試験においては、標準溶接条件で 50°C 以上の予熱を行なえばルート割れが発生しない。50°C 予熱を行なった時のルート近傍の溶接金属組織を Photo. 4 に示した。この組織の面積割合はほぼ、フェライトおよび中間段階組織70%，マルテンサイト30%である。

以上の結果より溶接金属においては溶接熱影響部にくればと、ルート割れ発生に対して安全な組織の面積割合について、一般に多量のフェライトおよび中間段階組織を必要とし、とくに HT 80 については溶接熱影響部ではフェライトがゼロでよいのに対し、溶接金属ではルート割れ防止のためにはフェライトを若干含む必要のあることがわかった。

4. 高張力鋼溶接部のルート割れの 顕鏡結果

ここでは、高張力鋼溶接部にみられるルート割れを、光学顕微鏡にてミクロ的に観察した結果について述べる。

Photo. 5 は HT 60 の Y 開先拘束割れ試片の、溶接熱影響部にみられたルート割れ近傍の組織 (×450) を示している。これによればルート割れは、オーステナイト粒内割れと粒界割れが混在していることがわかる。ルート割れ近傍の組織は若干のフェライトと中間段階組織、マルテンサイト組織の混在を示しているが、フェライトおよび中間段階組織の中を割れが走る時にはとくに方向性が認められない。割れがマルテンサイトの中を通過するときには、割れがマルテンサイトの成長方向にそって進行した痕跡も若干認められるが、マルテンサイトを横切って進行する場合が多い。

これに対して Photo. 6 に示した HT 80 の Y 開先拘束割れ試片の溶接熱影響部では、中間段階組織とマルテンサイトの混在組織であり、割れがマルテンサイトの中を進むときには、あきらかにその成長方向にそって進行する傾向がうかがわれる。このような傾向はその他の HT 80 についても認められる一般的な傾向である。さらに

Photo. 6 Microstructure near a root crack in HAZ of HT 80 weld. (×450)×33/100

この場合にも粒内割れと粒界割れが混在している。

一方、溶接金属については Photo. 7 に示した HT 60 の場合、組織 (×100) は白い網状にみえるフェライトと中間段階組織およびマルテンサイトの混在組織で、ルート割れはそれらの組織の成長方向、換言すれば樹枝状晶の成長方向にほぼそって進行している。溶接金属の組織は非常に微細であり、判別が困難であるが、割れはやはり粒内および粒界 (フェライトの境界線にそっていることからそのように判断される) 両タイプの割れが混在するようである。

また HT 80 の溶接金属では Photo. 8 に示したように若干のフェライトは認められるようであるが、大部分は中間段階組織とマルテンサイトである。組織の微細なため、組織と割れとの関連はあきらかでないが、いままで示した Photo. 5~7 の場合と同様に段階的にルート割れが進行したことは容易に推察される。

5. ルート割れとかたさの関係

高張力鋼開発の初期にはその溶接性の良否の判定基準の一つとして、溶接熱影響部の最高かたさの値が用いられ、I.I.W. においても Mn-Si 系高張力鋼 (HT 50) に対して溶接熱影響部の最高かたさが I.I.W. 最高かたさ試験においてピッカースかたさ 350 以上になると溶接部

Table 4 Chemical compositions and mechanical properties of test steels

Steel design- nation	Chemical composition* (%)											Yield strength (Kg/mm ²)	Tensile strength (Kg/mm ²)	Elongation (L/D=4) (%)	Austenite grain size No.
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Others	Ceq(1)**	Ceq(2)**			
4 A	(0.14) 0.10	(0.3) 0.23	(0.9) 1.00	(<0.03) 0.014	(<0.03) 0.013	(<0.20) 0.15	0.04	0.05	0.01	Al 0.02 V 0.01	0.29	0.22	46.3	31.2	7.0
4 B	(0.14) 0.11	(0) 0.02	(1.2) 0.98	(<0.03) 0.012	(0.03) 0.017	(0.14) 0.14	0.06	0.05	0.01	Al tr V 0.01	0.29	0.23	42.6	32.2	6.9
4 C	(0.14) 0.10	(0.3) 0.29	(1.2) 1.20	(<0.03) 0.018	(0.03) 0.013	(0.15) 0.15	0.05	0.04	tr	Al 0.051 V tr	0.32	0.24	48.3	31.1	6.4
5 A	(0.14) 0.15	(0.9) 0.95	(1.2) 1.27	(<0.03) 0.011	(0.03) 0.016	(0.13) 0.13	0.03	0.07	0.01	Al 0.074 V 0.01	0.42	0.30	53.6	28.1	6.3
5 B	(0.14) 0.15	(0.6) 0.50	(1.2) 1.28	(<0.03) 0.023	(0.03) 0.011	(0.20) 0.15	0.03	0.07	0.02	Al 0.029 V 0.02	0.40	0.30	54.6	27.7	7.3
5 C	(0.14) 0.12	(0.9) 1.07	(1.2) 1.17	(<0.03) 0.012	(0.03) 0.019	(0.20) 0.12	0.03	0.06	0.02	Al 0.06 V 0.02	0.38	0.26	55.8	29.3	4.5
5 D	(0.14) 0.13	(0.3) 0.62	(1.5) 1.46	(<0.03) 0.024	(0.03) 0.016	(0.11) 0.11	0.03	0.07	0.01	Al 0.023 V 0.01	0.42	0.30	57.8	27.1	4.4
5 E	(0.14) 0.13	(0.6) 0.37	(1.5) 1.49	(<0.03) 0.020	(0.03) 0.016	(0.11) 0.11	0.03	0.07	0.01	Al 0.059 V 0.01	0.41	0.30	58.0	27.2	6.4
5 F	(0.14) 0.14	(0.9) 0.82	(1.5) 0.98	(<0.03) 0.023	(0.03) 0.016	(0.14) 0.14	0.03	0.05	0.01	Al 0.052 V 0.01	0.35	0.26	57.8	27.6	5.7
5 G	(0.14) 0.14	(0.3) 0.34	(1.8) 1.34	(<0.03) 0.018	(0.03) 0.016	(0.20) 0.14	0.07	0.07	0.01	Al 0.054 V 0.01	0.40	0.30	52.8	28.3	7.0
6 A	(0.14) 0.15	(0.3) 0.29	(1.5) 1.39	(<0.03) 0.021	(0.03) 0.014	(0.11) 0.11	0.04	0.08	0.01	Al 0.03 V 0.01	0.41	0.31	60.3	29.2	3.6
6 B	(0.14) 0.17	(0.3) 0.35	(1.8) 1.58	(<0.03) 0.022	(0.03) 0.012	(0.20) 0.15	0.04	0.06	0.01	Al 0.04 V 0.01	0.46	0.35	62.4	22.6	6.9

*) Check analysis (Values in the brackets are plan arrangement)

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

$$Ceq(2) = C + \frac{1}{9} Mn + \frac{1}{40} Ni + \frac{1}{8} Cr + \frac{1}{10} Mo + \frac{1}{10} V$$

Photo. 7 Microstructure near a root crack in weld metal of HT60 weld. (×100)

Photo. 8 Microstructure near a root crack in weld metal of HT80 weld. (×100) ×53/100

がもろくなるので、溶接前の予熱または低水素系溶接棒の使用などという特別の注意が必要であると警告されている。しかし、この値はそれ以上の強さのレベルの高張力鋼に対しては変更を要する値で、一般に低炭素で合金元素を多く含むものは熱影響部がかたくても延性に富む傾向が認められる。

さきに示した Table 1 およびここに示す Table 4 の市販および試作各種高張力鋼溶接部につきルート割れ試験を実施しているので、それらの割れ試験結果を用いて、高張力鋼の強さのレベルに応じて割れに対して安全な最高かたさの限界値が求められるかどうかという点と、強さのレベルが同じであっても割れ感受性にかなりの優劣が認められているが、これが最高かたさの値と関連があるかどうかという点の 2 点について検討を行なった。

スリット型拘束割れ試験片の溶接部横断面において実測されたかたさ分布の 1 例を Fig. 8 に示した。Fig. 8 は板厚 20 mm の HT 80 (8 D 鋼) を標準溶接条件 (170 A, 24 V, 150 mm/min) で予熱せずに溶接した場合のかたさ分布を示している。これによると HT 80 は HT 60 よりも焼入れ性が良好なことの程度の冷却過程 (ボンドの 800 から 500°C までの冷却時間が約 6 sec) ではかたさが飽和することの 2 点から、HT 80 の熱影響部ではボンドから約 1 mm 離れた位置においてもボンド近傍の最高かたさを示す点とはほぼ同じかたさを示している。さらに HT 80 では鋼板が調質 (焼入れ焼もどし) されているので割れ試験片のように一層溶接を行なっただけでも、熱影響部のはずれの焼もどし温度 (この 8 D 鋼では約 650°C) 以上に加熱された部分に軟化域が認められる。

各種高張力鋼の低水素系溶接棒を用いて行なわれた Y 開先拘束割れ試験において求められた各種割れ率¹⁾と熱影響部の最高かたさの関係を図示したのが Fig. 9 および Fig. 10 である。Fig. 9 は軟鋼、HT 50 および HT 60 について、一連の Y 開先拘束割れ試験結果から求められたルート、断面および表面各割れ率の変化を熱影響部の最高かたさの変化に対して示したものである。これによるとルート割れの発生 (ルート割れ率) について、ビッカースかたさの値が大よそ

軟鋼の場合	225~270
HT 50 の場合	290~365
HT 60 の場合	295~400

の範囲でルート割れの発生が認められる。各鋼種の Y 開先拘束割れ試験結果から求められた、ルート割れ発生に対する感受性指示数¹⁵⁾と対比して検討すると、強さのレベルが同じ鋼の中で、ルート割れが発生しはじめる最高

Fig. 8 Hardness distributions in welds of slotted groove cracking specimens of steel 8D with a thickness of 20 mm.

かたさの値と割れ感受性との間には何らの順位的な関係が認められない。またルート割れの伝播に関係のある断面および表面各割れ率については、割れの伝播がほとんど認められない軟鋼の場合を除き、最高かたさに対する増加の傾向はほぼルート割れ率の場合と同じである。

Fig. 10 は HT 70 および HT 80 について Fig. 9 と同様にまとめた結果である。これによるとルート割れの発生 (ルート割れ率) について、ビッカースかたさの値が大よそ

HT 70 の場合	325~405
HT 80 の場合	360~415

の範囲でルート割れの発生が認められる。各鋼種のル

Fig. 9 Relation between three kinds of cracking percentages and maximum hardness in HAZ for mild steel, HT50 and HT60 steels.

Fig. 10 Relation between three kinds of cracking percentages and maximum hardness in HAZ for HT70 and HT80 steels

ト割れ発生に対する感受性指示数¹⁵⁾と対比して検討すると、この場合にも強さのレベルが同じ鋼の中で、ルート割れが発生しはじめる最高かたさの値と割れ感受性との間には何らの順位的な関係が認められない。またルート

割れの伝播に関係のある断面および表面各割れ率についても最高かたさに対する増加の傾向はほぼルート割れ率の場合と同じである。

つぎに Table 3 に示した各種高張力鋼用低水素系溶

Fig. 11 Relation between three kinds of cracking percentages and mean hardness in weld metals.

接棒につき行なったU開先拘束割れ試験において求められた割れ率と溶接金属の平均かたさの関係を図示したものが Fig. 11 である。これによるとルート割れの発生（ルート割れ率）について、ビッカースかたさの値がお

よそ

HT 50 棒および HT 60 棒の場合 215~290

HT 70 棒および HT 80 棒の場合 275~330

の範囲でルート割れの発生が認められる。各棒種のU開先拘束割れ試験結果から求められた、ルート割れ発生に対する感受性指示数¹⁵⁾と対比して検討すると、この場合にもかたさの値と割れ感受性との間には順位的な関係が認められない。また断面および表面各割れ率についても平均かたさに対する増加の傾向はほぼルート割れ率の場合と同じである。

以上のルート割れと熱影響部の最高かたさまたは溶接金属の平均かたさの関係を調査した結果をまとめると、強さのレベルが同じ鋼や溶接棒についてもルート割れが発生しはじめるかたさの値はかなりの範囲にわたって変化し、その範囲内におけるかたさの変化の順序とルート割れ感受性の間には関連は認められない。しかし強さのレベルが高くなるにしたがって、ルート割れが発生しはじめるかたさの範囲は上昇し、溶接部の延性を確保し、割れ防止をはかる点から許容しうるかたさの限界値を高くしてもさしつかえないことを物語っている。ここで高張力鋼およびその溶接棒の級別により、ルート割れ発生

に対して危険なかたさの範囲の上限値をまとめるとビッカースかたさ（荷重 1 kg）で

軟鋼 熱影響部の場合	270
HT 50 "	365
HT 60 "	400
HT 70 "	405
HT 80 "	415
HT 50 棒および HT 60 棒による溶接金属の場合	290
HT 70 棒および HT 80 棒による溶接金属の場合	330

となる。したがって実際の溶接施工時を想定して、拘束のきびしい継手の初層溶接時に、熱影響部および溶接金属のかたさがこの値以上になると鋼種や棒種を問わず確実にルート割れを発生する危険があるといえよう。

6. 結 論

高張力鋼溶接部の組織とルート割れの関係について、主として溶接用 SH-CCT 図を活用して調査研究した結果、つぎのような結論をえた。

(1) スリット型拘束割れ試験のように拘束のきびしい継手の初層溶接時においても、低水素系溶接棒を使用して、高張力鋼熱影響部組織について、HT 60 の場合はフェライトと中間段階組織が40%以上、HT 70 の場合は中間段階組織が25%以上、HT 80 の場合は中間段階組織が10%以上それぞれ析出するように冷却過程を

えらべば, 溶接熱影響部におけるルート割れの発生を防止できる。

- (2) 高張力鋼溶接金属組織については, ルート割れ防止のために一般に熱影響部組織よりも多量のフェライトおよび中間段階組織の析出を必要とする。とくに HT 80 については溶接熱影響部ではフェライトがゼロでよいのに対し, 溶接金属ではルート割れ防止のためにはフェライトを若干含む必要がある。
- (3) 溶接熱影響部や溶接金属に生じたルート割れは粒内および粒界割れの混在した割れである。
- (4) 供試高張力鋼について, マルテンサイト変態終了温度とルート割れ感受性の間には関連が認められなかった。
- (5) 溶接熱影響部に存在する残留オーステナイト量とその挙動について検討した結果, 残留オーステナイトは 250°C 以上の温度域において時間の経過とともに分解することを認めたが, ルート割れ現象に対する影響は認められなかった。
- (6) スリット型拘束割れ試験のように拘束のきびしい継手の初層溶接時において, 高張力鋼およびその低水素系溶接棒の級別に応じて, ルート割れ発生に対して危険なかたさの範囲の上限値(そのかたさ以上ではほぼ確実にルート割れが発生するという限界かたさ)を示すと, ビッカースかたさ(荷重 1 kg)で

軟 鋼	熱影響部の場合	270
HT 50	"	365
HT 60	"	400
HT 70	"	405
HT 80	"	415
HT 50 棒および HT 60 棒による 溶接金属の場合		290
HT 70 棒および HT 80 棒による 溶接金属の場合		330

であった。

最後に本研究を行なうにあたり, 大阪大学 岡田, 大谷および佐藤各教授に種々御討議をいただいたことに対し, 厚く御礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 木原, 鈴木, 稲垣, 中村, “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巻(1962), 1号, 53—66.
- 2) 鈴木, 稲垣, 中村, “高張力鋼溶接部のルート割れにおよぼす拘束力の影響について”, 溶接学会誌, 32巻(1963), 1号, 44—55.
- 3) 木原, 稲垣, 鈴木, 松永, 中村, “高張力鋼厚板溶接部のルート割れ試験結果”, 溶接学会誌, 33巻(1964), 3号, 182—190.
- 4) 稲垣, 鈴木, 中村, “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”, 溶接学会誌, 33巻(1964), 3号, 191—202.
- 5) 稲垣, 中村, 鈴木, “各種高張力鋼溶接部の TRC 試験結果と水素の影響について”, 溶接学会誌, 投稿中.
- 6) “Bibliographical and Practical Experience Report on Cold Cracking in the Heat Affected Zone” IIW Doc. IX-110-54 (1954).
- 7) 関口, 稲垣, 成田, “諸鋼材の冷却時間と溶接割れ”, 溶接学会誌, 29巻(1960), 7号, 517—525.
- 8) C.L.M. Cottrell, “Transformation Temperature of Alloy Steels Related to Weldability with Low Hydrogen Electrodes”, British W.J., Vol. 1 (1954), 409.
- 9) J.T. Berry and R.C. Allan, “A Study of Cracking in Low-Alloy Steel Welded Joints”, W.J., Vol. 39 (1960), No. 3, 105s—116s.
- 10) C.G. Interrante and R.D. Stout, “Delayed Cracking in Steel Weldments”, W.J., Vol. 42 (1964), No. 4, 145s—160s.
- 11) M.M. D'Andrea and C.M. Adams, “Austenitic Decomposition in Weld Heat-Affected Zones”, W.J., Vol. 42 (1963), No. 11, 503s—511s.
- 12) B.L. Averbach and M. Cohen, “X-ray Determination of Retained Austenite by Integrated Intensities”, Trans. AIME, Vol. 176 (1948), 401—415.
- 13) B.D. Cullity (松村訳), “X線回折要論”, 1—517, フグネ社, (1961).
- 14) 木原他, “再現溶接金属の連続冷却変態図”, 溶接学会誌, 33巻(1964), No. 2, 101—110.
- 15) 稲垣, 中村, 鈴木, “ルート割れと高張力鋼化学組成の関係について”, 溶接学会誌, 投稿中.