鋼材の溶接遅れ割れの研究 (第2報)*

—拘束多層継手の熱影響部割れの防止—

矢竹 丘**, 百合岡信孝**, 片岡隆一**, 常富栄一**

Studies on Delayed Cracking in Steel Weldments (Report 2)*

—Prevention of Cracking in Restraint Multi-run Weldments—

by Takashi Yatake**, Nobutaka Yurioka**, Ryuichi Kataoka**
and Ei-ichi Tsunetomi**

The root cracking in the root-pass welds was studied in the Report 1. It may be too conservative to employ the critical preheating temperature obtained from root-pass cracking tests for the necessary preheating temperature.

In this study, the critical preheating temperatures for preventing cracking in the root-pass welds and multi-run welds have been compared for steels including mild steel, pressure vessel steel and high strength steel. The cracks investigated in these cracking tests include root crack, toe crack and under-bead crack.

The findings in this study are as follows:

- 1) The cold cracking susceptibility of carbon manganese steels and low alloy steels with carbon more than 0.16 % may be better evaluated by C_{eq} (WES) than P_{CM} . For steels with carbon less than 0.16 %, P_{CM} may be a proper parameter rather than C_{eq} .
- 2) The critical preheating temperature for preventing root cracking in multi-run welds is less than that for root-pass welds by 50 to 75°C, mainly because of a decrease in hydrogen accumulation at the root by a post heating effect of subsequent passes.
- 3) The critical preheating temperature for preventing toe and under-bead cracking in restrained multi-run butt weldments is lower than that for multi-run root cracking, especially in a lower C_{eq} range.
- 4) It may be practical to select the preheating and inter-pass temperature based on the toe cracking prevention preheating temperature rather than that for root cracking in root-pass welds.

1. 緒 言

前報¹⁾で、ルートパスビードのルート割れ(1パスルート割れ)の研究結果について述べた。この結果をそのまま実施工時の予熱温度とするには安全側過ぎる場合もあるので、実施工に近い多層溶接の割れ試験を実施し、両者の割れ感受性を比較し、実施工における必要予熱温度の検討を行なった。本報告で調査する多層溶接部割れは、面外変形が拘束された厚鋼板突合せ溶接部のルート割れ、止端部割れ、ビード下割れの母材熱影響部割れがその対象である。

なお、このような低温割れに関する本報を含めた一連の研究は、溶接割れ防止の予熱温度選定の統一的考え方の確立や、鋼材成分規制値の取り決めに役立てることを目的にして進めているものである。

2. 実験方法

2.1 供試材料と溶接条件

供試鋼板の化学成分、炭素当量(C_{eq})および割れ感受性組成(P_{CM})を Table 1 に示す。WES および IIW の C_{eq} , ならびに P_{CM} の算出式を以下に示す。

$$C_{eq}(\text{WES}) = C + \text{Si}/24 + \text{Mn}/6 + \text{Ni}/40 \\ + \text{Cr}/5 + \text{Mo}/4 + \text{V}/14 \dots\dots\dots(1)$$

$$C_{eq}(\text{IIW}) = C + \text{Mn}/6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5 \\ + (\text{Ni} + \text{Cu})/15 \dots\dots\dots(2)$$

$$P_{CM} = C + \text{Si}/30 + \text{Mn}/20 + \text{Cu}/20 + \text{Ni}/60 \\ + \text{Cr}/20 + \text{Mo}/15 + \text{V}/10 + 5\text{B} \dots\dots\dots(3)$$

供試鋼板の機械的性質を Table 2 に示す。これらの鋼種は HT 80 鋼を除き非調質鋼である。また、突合せ多層継手に止端部割れを発生させる試験を行なうため、比較的 C_{eq} の高い圧力容器用鋼板が試験に供されている。

供試鋼に対応して使用された溶接材料及溶接条件も Table 2 に示す。この表の溶接材料の()内の数値は

*原稿受付 昭和54年2月9日(昭和53年度春季全国大会にて発表)

**正 員 新日本製鉄(株)製品技術研究所 Member, Nippon Steel Products R & D Labs.

Table 1 Chemical Composition of Steel Plates

Steel	Thick. (mm)	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	C _{eq} (WES)	C _{eq} (IW)	P _{CM}
SM53B	50	.17	.36	1.50	.017	.011	—	—	—	—	.06	—	.439	.432	.263
HT80	50	.11	.24	.82	.006	.001	.22	1.04	.47	.40	.04	.001	.480	.512	.246
PMS25	75	.17	.48	1.56	.013	.004	.09	—	.15	—	—	—	.488	.466	.280
PMS35	75	.18	.46	1.54	.015	.003	.09	.30	.23	.04	—	—	.524	.516	.301
SM41B	100	.13	.26	.97	.017	.010	—	—	—	—	—	—	.302	.292	.187
A516 Gr.70	100	.22	.25	1.14	.018	.007	—	—	.03	—	—	—	.422	.416	.288
SB49M	100	.24	.28	.85	.026	.005	.24	.18	.10	—	.001	—	.460	.454	.316
SB56M	100	.16	.25	1.27	.012	.008	.14	.35	.49	.46	—	—	.604	.594	.300

Table 2 Mechanical Properties of Steels and Weld Materials Correspondingly Used

Steel	Thick. (mm)	Mech. Prop.				Weld Material and Diffusible Hydrogen	
		σ_s (kg/mm ²)	σ_b (kg/mm ²)	EI (%)		SMAW	SAW
SM53B	50	41	58	27	D5016 (3.4ml/100gr)	—	—
HT80	50	77	83	25	D8016 (2.0 "	—	—
PMS25	75	40	63	30	D5016 (3.4 "	Flux A X AWS EG-A3 (1.5ml/100gr)	Flux B X AWS EG-A3 (6.5ml/100gr)
PMS35	75	51	65	24	D5816 (2.0 "	Flux A X AWS EA3-A3 (1.5ml/100gr)	Flux B X AWS EA3-A3 (6.5ml/100gr)
SM41B	100	27	45	34	D4316 (4.6 "	—	—
A516 Gr.70	100	34	56	32	D5016 (3.4 "	Flux A X AWS EG-A3 (1.5ml/100gr)	Flux B X AWS EG-A3 (6.5ml/100gr)
SB49M	100	35	53	32	D5016 (3.4 "	Flux A X AWS EG-A3 (1.5ml/100gr)	Flux B X AWS EG-A3 (6.5ml/100gr)
SB56M	100	43	65	31	AWS E8016-G (1.6 "	—	—
Welding Condition		30KJ/cm 230A×25V×11.5cpm				45KJ/cm 650A×25V×25cpm	

溶接金属拡散性水素量を示し、SMAWの水素量は H_{JIS} (JIS法による)で、SAWは H_{JSSC} (JSSC法による)で、いずれもグリセリン置換法である。

試験体の予熱は前報¹⁾と同じく電気ストリップヒータで行ない、加熱帯巾(2b)は100mmと400mmである。多層溶接においては、予熱終了後は溶接中断時を除いてヒータを使用せず、パス間温度は予熱温度以上でしかし予熱温度+25℃を越えない温度を保持した。

2.2 試験体の形状

溶接割れ試験体として、Fig. 1に示すV開先拘束試験体と、Fig. 2に示すU開先拘束試験体を用いた。前者のV開先拘束試験体の2次元拘束係数(r_2)¹⁾は69 kgf/mm²・mmと高い。また、V型開先の場合のルート部応力集中係数(K_t)は溶接棒の狙い位置により変動するが、本試験の場合、前報¹⁾と同様に開先の垂直側面となす角度が15°程度に溶接棒を立てて溶接したので、切欠き形状は鋭く、 K_t を8と考えた。この試験体を用いて、1パスビードの割れ試験と多層溶接の割れ試験を実施したが、多層溶接においては、ルート割ればかりでなく、止端部割れおよびビード下割れ(ルート割れと止端部割れを除く母材熱影響部割れ)が発生することがある。

U開先拘束割れ試験は、SAW多層溶接による止端部割れとビード下割れ感受性評価を目的としている。本試験では、開先内止端部に割れを発生させることを狙って、板厚の1/10程度残して溶接を終了している。(Photo. 2参照)本試験体の拘束は多層溶接に伴う面外変形を阻止する程度であるが、4ないし5パス溶接後は収縮変形も拘束されてしまうので、各パス溶接後高い残留応力

Fig. 2 Specimen Shape for U-Groove Cracking Test

が発生する。したがって、本形状のU開先拘束試験で十分に多層溶接母材熱影響部割れを評価できると考えている。

3. 実験結果

溶接割れの検査は、溶接終了後96時間以上経過後に切断した5断面のマクロ組織の検鏡(×20)によって行なった。多層溶接部のV開先ルート割れ、U開先ビード下割れおよびV開先止端部割れの例を、Photo. 1, 2, 3にそれぞれ示す。

本実験では、1パスと多層溶接の割れ、割れ発生位置(ルート、ビード下、止端部)の異なる割れを含めているので、前報¹⁾のように、割れ率を溶接部のど厚高さに

Photo. 1 Root Crack in Multi-Run V-groove Weld

Photo. 2 Under-bead Crack in Multi-Run U-Groove Weld

Photo. 3 Toe Crack in Multi-Run V-Groove Weld

対する割れ深さの割合として表示し難い。したがって、ルート割れについては 0.5 mm 深さ、その他の割れについては 0.2 mm 深さを超える割れがある断面個数の、5

断面に対する割合を、割れ断面率として表示した。なお、0.5 mm (ルート割れ) と 0.2 mm (ビード下割れと止端部割れ) を割れ発生判定基準深さとしたのは、それ未満の割れは融合不良その他の欠陥との判別がつき難いことによる。

Fig. 3 に、各鋼種のレ開先1パスルート割れの割れ断面率と予熱温度の関係について示した。ここで、予熱の加熱帯巾 (2b) は SM 53 B 鋼と HT 80 鋼に対してだけ、他の 400 mm と比べて 100 mm と狭く、そのために割れ防止限界予熱温度 (θ_{ph}^*) が高い結果となっている。

割れ断面率は限界予熱温度付近で100%から0%に急変しているが、これは割れが発生すれば5断面ともに割れが観察される傾向があることによる。前報¹⁾のように断面割れ深さ率で表示すれば、予熱温度に対する割れ率のこう配はゆるやかになる。

Fig. 4 にレ開先多層溶接割れ試験結果を示した。この結果と Fig. 3 の結果を比較すれば、多層溶接部の θ_{ph}^* は1パスルート割れに比べて、50ないし100℃ 低下していることが示される。また、 C_{eq} の比較的高い SB56M、PMS 35 および PMS 25 の鋼種において、予熱パス間温度が低い時、Fig. 1 に示した試験溶接部 (AA' 断面) の左側の止端部に止端部割れが発生した。

Fig. 5 にU開先多層割れ試験結果を示した。Fig. 4 の

Fig. 3 Relation of Root Cracking Ratio in Single-run Weld to Preheating Temperature

Fig. 4 Relation of Root Cracking Ratio in Multi-run Weld to Preheating Temperature

Fig. 5 Relation of Under-bead Cracking Ratio in Multi-run Weld to Preheating Temperature

場合は溶接法，入熱量，水素量の違いがあるが， θ_{ph}^* はさらに低くなっている。本試験では，SAW 溶接のために止端部形状は鋭くなく (Photo. 2)，止端割れの発生は認められず，観察された割れはすべてビード下割れであった。

4. 考 察

4.1 1パス溶接と多層溶接の割れ感受性の相違

レ開先拘束割れ試験によるルート割れ阻止限界予熱温度 (θ_{ph}^*) を，1パス溶接と多層溶接の場合について Table 3 に整理した。前報¹⁾の $P_{HM}-t_c$ の関係 [P_{CM} , H_{JIS} ，溶接金属降伏応力 σ_y ，および拘束度 R_F の函数である P_{HM} 値から算出される，100℃までの限界冷却時間 (t_{100})_{cr} 以上の冷却時間になるように予熱温度を求める] より，推定される1パスルート割れの θ_{ph}^* (est.) も Table 3 に示した。軟鋼に対しては θ_{ph}^* (est.) は実験値より高めの値となっているが，他の鋼種に対しては比較的良好一致している。すなわち，必要予熱温度を算出する $P_{HM}-t_c$ の関係は，75 mm 以上の超厚鋼材に対しても有効であると云える。ここで，1パス溶接のルート部の降伏応力 (σ_y) は，母材，溶接金属の種類，および溶接入熱量により変化するが，測定が容易ではないので，前報¹⁾と同様に公称値である概数を用いた。

1パス溶接と多層溶接のルート割れの θ_{ph}^* の差は，予熱の加熱帯巾 $2b$ が 400 mm の場合で50～75℃であり， $2b$ が 100 mm の場合で100℃程度になる。 $2b$ が狭くなり部分加熱状態になると1パス溶接の θ_{ph}^* は上昇するが，多層溶接ではパス間温度を予熱温度以上に保持したため，予熱時の加熱方法の影響が相対的に小さくなる。そのために， $2b$ が狭くなるほど1パスと多層溶接の θ_{ph}^* の差が拡大したと考えられる。ただし，本実験の試験体溶接と違って，大型構造物溶接の場合は，多層溶接時のパス間温度保持は簡単でないから，予熱時に広い $2b$ が必要であろう。

多層溶接によるルート割れ防止の θ_{ph}^* の低下は，2

Table 3 Comparison of the Critical Preheating Temperature for Root Cracking in the Single-run welds with that in the Multi-run ones.

$K_1=8, Q=30\text{KJ/cm}$

Steel	Thick. mm	C_{eq} (WES)	P_{CM}	H_{AS} ml/100g	σ_y kgf/mm ²	R_F kgf/mm ²	P_{HM}	$(t_{100})_{cr}$ sec	2b mm	Single-run θ_{ph}^* Est.	Multi θ_{ph}^* Act.	
SM53B	50	.439	.263	3.4	50	3520	0.439	2769	100	≥200	≥200	125
HT80	50	.480	.246	2.0	80	3520	0.431	2588	100	≥200	≥200	100
PMS25	75	.488	.280	3.4	50	4393	0.463	3671	400	180	200	125
"	"	"	"	(2.0)	"	"	(0.446)	(3034)	"	(170)	—	—
PMS35	75	.524	.301	2.0	60	4393	0.477	4242	400	200	225	150
SM41B	100	.302	.187	4.6	30	4845	0.363	794	400	100	50	RT
"	"	"	"	(2.0)	"	"	(0.336)	(378)	"	(80)	—	—
AS16 Gr 70	100	.422	.288	3.4	50	4845	0.473	4075	400	180	175	125
"	"	"	"	(2.0)	"	"	(0.456)	(3402)	"	(170)	—	—
SB49M	100	.460	.316	3.4	50	4845	0.501	5315	400	225	200	150
"	"	"	"	(2.0)	"	"	(0.492)	(4899)	"	(215)	—	—
SB56M	100	.604	.300	1.6	60	4845	0.476	4200	400	190	225	150
"	"	"	"	(2.0)	"	"	(0.483)	(4499)	"	(200)	—	—

() denote calculated values for $H_{AS}=2\text{ml/100g}$

パス以降の溶接効果によるものであり，2パス目のルート部への焼戻し，2パス以降の後熱によるルート部水素の放出，およびのど厚上昇による拘束応力低減の3つの効果が考えられる。しかし，拘束応力に関しては2パス目までむしろ上昇し，それ以降のパスから減少し始めるので²⁾，拘束応力低減効果は考え難い。

焼戻し効果に関しては，パイプラインの低入熱下進門周溶接のように，2パス目をホットパスと称し，ホットパスによる焼戻し効果も利用してルート割れ防止に効果をあげている例がある。この場合のルートパスののど厚は3ないし4 mm と薄く，裏波ルート部はホットパス熱影響を受け硬度は低下している。しかし，本実験の場合は入熱が 30 kJ/cm ののど厚も高く，Fig. 6 に示すように第2パス溶接後の硬度低下は認められず，多層溶接焼戻し効果も考え難い。

したがって，多層溶接によって割れが発生し難くなるのは，後熱による水素低減効果によるものと考えられる。この効果を水素の拡散集積挙動から検討するために，活量を変数とする物質拡散方程式による³⁾有限差分値解析を行なった。そのための節点配置を Fig. 7 に示した。解析の条件は，板厚 50 mm の45°レ開先に入熱量 30 kJ/cm ののど厚 6 mm のルートパスを溶接し，所定のパス間温度に低下したとき 30 kJ/cm の第2パスを溶接するとする。また，第2パスそのものの厚さは4 mm で溶込み深さを 2 mm とする。

拡散性水素濃度は，ルートパス溶接終了直後のルートビード部を1.0とし，それが溶接部冷却とともに拡散していった後，第2パスを溶接したとき第2パスでビードに新たに1.0の濃度に相当する水素量を与えた。すでに報告したルートパスビードの水素集積解析と同様に³⁾，ルートビードのルート部，熱影響部，融合線部のマイクロボイド率（水素トラップ能の尺度）は，歪集中や熱影響冶金組織を考慮して，それぞれ，1%，0.25%，0.5%と，その他の部分を0.1%とした。

Fig. 6 Hardness at Weld Root after Root-pass and 2nd-pass Welding

Fig. 7 Calculation of Hydrogen Accumulation at Weld Root after Root-pass and 2nd-pass Welding

第2パス溶接によって、ルートパスビードと母材に新たに熱影響部ができるので、その熱影響部と融合線部に相当する節点のボイド率を第2パス溶接後、それまでの値から0.25%と0.5%にそれぞれ変えた。予熱温度とパス間温度とがともに50℃の場合のルート部水素集積時間変化の解析例を Fig. 7 に示した。第2パス溶接によってルート部水素濃度増加傾向が減少傾向に転ずるという計算結果になっている。

以上のことから、ルートパス溶接の場合よりも多層溶接の場合のルート割れの感受性が低下する主な原因は、ルートパス後のパスによるルート部への後熱効果で水素放出が促進され、水素集積が低減することによるものと

考えられる。

4.2 鋼材の割れ感受性と化学組成

割れ防止限界予熱温度 θ_{ph}^* を鋼材の割れ感受性を評価する尺度の1つと考えると、鋼材の低温割れの化学組成依存性を検討するために、Fig. 8 に各鋼種の1パスルート割れの θ_{ph}^* を C_{eq} と P_{CM} に対してプロットした。ここで、使用した溶接材料の H_{JIS} が一定でないので、 H_{JIS} を 2 ml/100 gr に統一した場合の修正値が示されている。すなわち、Table 3 に示したように、 $P_{HM}-t_c$ の関係に基いて求められる実験値の水素量の場合の θ_{ph}^* (Est.) と 2 ml/100 gr の場合のそれ (Table 3 の () の値) との差を修正量としている。

Fig. 8 Dependence of Critical Preheating Temperature for Single-run Root Cracking on P_{CM} and C_{eq} of Steel

Fig. 8 の結果は、炭素量が0.16から0.24%の鋼材のルート割れ感受性を評価する化学組成としては、 P_{CM} より C_{eq} が適当であることを示している。いっぽう、炭素量が0.18%程度以下の低炭素低合金高張力鋼に対しては、とくに低炭素域では、 C_{eq} より P_{CM} の方がより適当な割れ感受性評価指標であることが確認されている⁹⁾。したがって、本結果は低炭素域から高炭素域にわたる広い範囲で鋼材の割れ感受性を表す化学組成の整理が必要なことを示唆している。

4.3 割れ防止必要予熱温度選定の考え方

Fig. 3 から Fig. 5 に示した実験結果から得られる、1パスルート割れ、多層ルート割れ、多層止端部割れおよびビード下割れの各割れの θ_{ph}^* を、各鋼種の C_{eq} に対してプロットしたのが Fig. 9 である。この図においては、 H_{JIS} の変動に伴うデータの修正は行っていない。なお、レ開先多層溶接止端部割れに関して、A 516 Gr-70 (0.42% C_{eq}) と SB 49 M (0.46% C_{eq}) については、実験した予熱温度の範囲では止端部割れは発生していな

Fig. 9 Dependence of Critical Preheating Temperature for Root Cracking, Toe Cracking and Under-bead Cracking on C_{eq} of Steel

いので、 θ_{ph}^* をそれぞれ50℃以下、75℃以下とした。

Fig. 9 の結果が示すように、多層ルート割れの θ_{ph}^* は1パスルート割れの θ_{ph}^* より低く、多層止端部割れとビード下割れの θ_{ph}^* はさらに低く、とくに低 C_{eq} 域で低くなっている。以上から、1パスルート割れの θ_{ph}^* をそのまま実施工時の予熱温度とするのは、一般的に云って安全側過ぎると思われる。なぜなら、仮付溶接や治具取付溶接を除けば、通常手溶接の入熱範囲 (10~50 kJ/cm) では多層溶接が行なわれるからである。

また、前報¹⁾で観察されたルート割れ進展に伴う AE の記録が示すように、限界予熱温度より50ないし100℃低い予熱の場合に、発生したルート割れの進展速度は0.1 mm/hr (5 mm/50 hr) 程度である。したがって、このような場合、ルート割れの潜伏時間を超えてから次パス溶接されたりして発生しても、ルート割れはあまり深くない。実施工では、完全溶込み溶接を目的とする場合、裏波溶接を除いては裏はつりが実施されるので、このような浅いルート割れは除去される。

いっぽう、止端部割れおよびビード下割れは裏はつりで除去されないで重大な低温割れである。したがって、これらの割れ防止の θ_{ph}^* を施工時の予熱温度選定の規準とすべきかもしれない。この規準による予熱温度選定の考え方が危険側過ぎるかを比較するために、英国規格の C-Mn 鋼の溶接規格⁵⁾ による割れ防止必要予熱温度と C_{eq} の関係を Fig. 9 に図示した。WES と IIW の C_{eq} の算出に若干の差はあるが、本実験の多層溶接止端部割れ防止の θ_{ph}^* と英国規格の必要予熱温度と比較的に近い。

なお、英国規格では、予熱温度は溶接材料の水素量、板厚、溶接入熱、 C_{eq} (IIW) によって算出され、Fig. 9

に示したのは、水素量 ($H_{IIW}=5\sim10$ ml/100 gr, H_{JIS} で $3\sim6$ ml/100 gr 相当)、板厚 (≥ 50 mm)、入熱 (30 kJ/cm) の突合せ継手の場合である。ここで、引張拘束度の項がないのは多層溶接部割れを対象としたものと考えられる。なぜなら、多層溶接においては、2パス以降は自己拘束により割れに対する引張拘束度の影響がずっと小さくなるからである。

本実験の多層溶接割れ試験方法は確立したものではないが、この試験によって得られた多層溶接部の止端割れ防止限界予熱温度を、角変形が拘束された完全溶け込み突合せ継手多層溶接の必要予熱パス間温度としても、必ずしも危険側過ぎるとは云えない。

5. 結 論

面外変形を拘束した突合せ多層溶接部の割れ試験を実施し、得られた結論は以下にまとめられる。

- 1) 炭素量が0.16%程度以上の鋼材の割れ感受性を表わす指標としては、 P_{CM} より C_{eq} (WES) が適当である。
- 2) 多層溶接部のルート割れ感受性は、ルートパス溶接のルート割れよりも、割れ防止限界予熱温度にして、50ないし75℃低い。
- 3) 多層溶接部の止端部割れおよびビード下割れ (ルートでも止端部でもない内部の熱影響部割れ) 感受性は、低 C_{eq} 域で、多層ルート割れ感受性より低い。
- 4) 多層溶接部の止端部割れ防止限界予熱温度を、突合せ溶接の予熱パス間温度としても危険側過ぎない。

最後に、本研究は日本溶接協会 PMS 委員会 (稲垣道夫委員長) の中・常温圧力容器用高張力鋼の WES 設定に関連して実施されたもので、御討論いただいた委員長、森山康 主査ならびに各委員に感謝の意を表します。なお、鋼材の割れ感受性を評価する化学組成の整理、割れ防止の予熱温度選定の考え方、多層溶接部割れ評価簡易試験方法の確立など解決すべき問題点が残っている。

参 考 文 献

- 1) 百合岡, 大下他: “鋼材の溶接遅れ割れの研究 (第1報)”, 本誌 48-12 (1979) 1028-1033
- 2) 明石, 夏目: “拘束継手における溶接割れの研究”, 本誌, 39-6 (1972) 676-686
- 3) 百合岡, 中村: “活量を変数とする物質拡散式の検討”, 本誌, 48-9 (1979) 726-730
- 4) 馬田, 矢竹他: “Steel and weld material requirements for the prevention of weld cracking in heavy wall pipe”, Material Engineering in the Arctic (1977), ASM
- 5) BS5135: December 1974, “Specification for Metal-arc Welding of Carbon and Carbon manganese Steels”, (1974), BSI