面中央部の傾斜が大きくなる。

(2) 切断前面中央部は溝での極点分布状況を反映し、極点エネルギーの影響の大きい場合には領域Ⅱの切断前面中央部は領域Ⅰより前方へ進んだ形となる。なおこの結果を逆利用すれば、切断前面中央部形状をもとに溝中での極点分布域を推定することができる。

(3) 切断溝内での陽極点は基本的には切断前面の中央部側に集中する傾向が強い。ただ動作ガスとして窒素などの二原子ガスを主に用いた場合には無視できない比率の陽極点がC点以下の領域Ⅲにまで拡がって分布し、かつこの領域Ⅲでの陽極点は凝固線近傍まで広く覆って存在する。

(4) 板上部での絶縁破壊による極点再生の容易さを左右するトーチ中心軸と切断前面中央部との間隔は切断速度あるいは動作ガス流量を増すと狭くなり、これに対応して領域Ⅱの形成部位は板の上方側で移動し、その領域幅も狭くなる。

(5) 逆極性の高アルゴン流量条件では流量を増すと領域Ⅱはかえて板の下方向へ拡大する傾向を示す。これは陰極部の再生に陰極降下電圧も影響し、板上部の純アルゴン部に陰極点が再生され難いためと理解される。

(6) 窒素混入率の大きい動作ガスを用いて正極性切断する場合、切断溝下部は領域ⅢのDE部およびその付近が現われる条件では領域Ⅲの部分に特異な輝点(陽極点)が発生し、しかも板の下端部→上方への移動を繰り返す。この現象はトーチ中心軸と切断前面中央部間との間隔に対するCD区間の長さの比率を大にすれば解消できる。

(7) 切断溝内の極点分布の重心位置は、アーク電圧とトーチ内電極から母板表面までの電圧降下分との差をトーチ高さ部のアーク柱電位傾度で割った値で推定できる。

文 献

- 1) 西口, 黄地, 松山; プラズマ・アーク切断現象に関する基礎的研究 (第1報), 溶接誌, Vol. 41 (1972), No. 7, 21-31
- 2) A.F. Gagen, A.L. Daiker; "Arc Behaviour in the Plasma Cutting of Metal", Svar. Proiz., 1966, No. 12, 11-12
- 3) 金山, 加藤, 荒田; 熱切断の熱伝導論的解析, 高温学会誌, Vol. 2 (1976), No. 6, 322-328
- 4) 後藤; プラズマアーク切断現象の研究, 溶接学会・溶接アーク物理研究委員会資料 70-98 (1970)
- 5) K.V. Vasilev; "The Plasma Arc. The New Means of Thermal Cutting", Svar. Proiz., 1967, No. 11, 57-61

応力除去焼鈍われ(再熱われ)に関する研究 (第3報)*

金 沢 正 午** 山 戸 一 成** 武 田 鉄 治 郎**

Study of Reheat Cracking in Weldment (Part 3)*

by Shogo Kanazawa**, Kazunari Yamato** and Tetsujiro Takeda**

It was already shown that a reheat cracking was a grain boundary cracking occurring at high temperature and there were some relationships between the cracking susceptibility and a strength of HAZ at high temperature. But the strength of HAZ that is one of the factors influencing the susceptibility was not sufficient to explain the phenomenon thoroughly.

In this paper another factor was quantitatively examined. Experiments were made with a apparatus that could simulate a practical stress relief heat treatment using a small specimen of weldment.

It was found out that the cracking susceptibilities of weldment could be expressed with two factors, the strength of HAZ and the stress relaxation characteristics of base material.

The results obtained from the experiments of the present paper are summarized as follows;

(1) Weldment which has high susceptibility to the cracking shows a little stress decrement during stress relief heat treatment and non-susceptible weldment shows a large stress decrement. The relaxation characteristics of weldment is mainly controlled with that of base material. Base material of a weldment

*原稿受付 昭和52年2月7日(昭和49年度秋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, Products Research & Development Lab. Nippon Steel Co.

that is more susceptible to the cracking shows a less stress decrement than that of a weldment that is less susceptible to the cracking. This characteristics of base material is another factor controlling the cracking susceptibility.

(2) The cracking susceptibility can be expressed with two factors in one figure, one is the stress relaxation characteristics of base material at high temperature and the other is the strength of HAZ at high temperature.

1. 緒 言

前報¹⁾で再熱われの要因についての検討を行ないこの種のわれは高温で起る粒界破壊であることから, われ感受性と HAZ 部の高温での破断強度の関係を報告した. そして HAZ 部の高温引張試験における破面は再熱われの破面と類似しており, 破断強度の高いものは概してわれ感受性が低いことを示した. HAZ の高温強度は再熱われを支配する因子の一つであることは明らかになったが, 本報では, 応力緩和特性について種々検討した結果, 母材の応力緩和特性が再熱われ感受性を支配するもう一つの因子であることが明らかになったのでこれらについて報告する.

2. 応力緩和特性と再熱われ

2.1 目的

前報¹⁾では再熱われが発生する HAZ 部のかたさ, 強度に着目した. しかし, 実際の S R は HAZ のみでなく溶接継手部の溶接金属, 母材を含む範囲にわたる定歪応力緩和現象を伴う熱処理である. そのため, 継手部の定歪応力緩和試験を行ない応力緩和特性と再熱われ感受性の関連を求めわれ発生をさらに詳細に明らかにすることを目的とした.

2.2 実験方法

供試鋼は市販されている三種の 80 kg/mm² 級高張力鋼で化学成分を Table 1 に示す. HT 80 (B), (C) は前報¹⁾の Table 2 の HT 80 (B), (C) と同じで Nb-Mo 系鋼であり, HT 80 (D) は T-1 タイプ鋼である. Fig. 1 に供試鋼の突き合せタイプの試験法による再熱われ感受性試験結果を示す. HT 80 (C) は (B) にくらべ再熱われ感受性ははるかに低く, HAZ の高温強度は (C) の方が (B) よりも若干高い値を示す.

Table 1 Chemical compositions of tested steels (wt. %)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb
HT80(B)	0.10	0.26	1.52	0.011	0.007	—	—	—	0.59	—	0.03
" (C)	0.14	0.32	1.47	0.013	0.007	—	—	—	0.63	—	0.02
" (D)	0.12	0.27	0.80	0.010	0.008	0.25	0.79	0.61	0.48	0.07	—

Fig. 1 Cracking susceptibilities of tested steels

(i) 定歪応力緩和試験

小型試験片に S R 時の応力および温度条件をできるだけ再現させるために定歪応力緩和試験装置を製作した. Fig. 2 に概略図と外観を示す. これは油圧式センターホール型ラムにより試験片に引張応力を付与する引張型応力緩和装置で, 試験片の加熱は小型ニクロム電気炉で行なう. 試験片ののびは差動トランスで検出し, 荷重はロードセルで検出する. 試験中は全歪を一定に保つため, あらかじめ得た熱膨脹曲線にもとづきラムにより加熱時の熱膨脹量の補正を行なう.

実験は実際の S R 条件を再現するように室温で試験片に所定の引張応力(初期応力)を与え, 全歪を一定に保ちながら, 20°C/min の速度で昇温し 600°C に達した後その温度で任意時間保持した.

測定項目は昇温段階も含めて全過程での応力低下度, 初期応力と破断時間の関係である.

試験片の採取要領および形状を Fig. 3 に示す. 試験片は溶接部を含む継手の試験片および, 比較のため溶接金属のみ, および母材のみの試験片も作成し試験を行なった. 溶接金属のみの試験片は, (C), (D) 鋼を母材として, L-80 (5 mmφ) で一層 4 パス溶接した溶接金属部から採取した. この場合の溶接条件は 220 A, 26 V, 150 mm/min で予熱・パス間温度は 150°C である.

(ii) H 型拘束試験

前記の定歪応力緩和試験による試験結果を実際の溶接継手で確認するために, H 型拘束試験片によりわれ感受性と残留応力除去度合の関係を調べた. 供試鋼はわれ感受性の最も異なる HT 80 (C), (D) を用いた. Fig. 4

Fig. 2 Stress relaxation apparatus, schematic view (a) and photographic views (b)

Fig. 3 Specimen preparation and details of specimen (Weldment and weld metal specimen)

にH型拘束試験片の形状を示す。開先はX開先で次の条件で溶接を行なった。

溶 接 棒: L-80 (4 mm ϕ)

予熱・パス間温度: 150°C

電流・電圧・速度: 170 A, 24 V, 150 mm/min

なお、角変形を防止するために表裏面を1~2パス毎反転させながら溶接を行なった。残留応力の測定は、コ

Fig. 4 Details of H-type restraint specimen

ンタクトタイプストレインゲージで、溶接のままおよびSR処理後について行なった。

(iii) 拘束溶接熱サイクル再現装置による試験

前記の試験では溶接部継手、溶接金属のみ、および母材のみの応力緩和試験を行なったが、HAZのみの試験は行なえなかった。HAZのみの応力緩和度を調べるために拘束溶接熱サイクル再現試験装置を用いた。これは温度、応力(または歪)を独立にプログラム方式により試験片に付与出来る装置である。応力緩和試験を行なうためには昇温時から歪一定にしなければならないが、この装置では熱膨張量を補償することが困難なので、定温応力緩和試験を行なうことにした。所定の温度に加熱した後、初期応力として20 kg/mm²を試験片に付与し直ちに拘束して試験片の全のびを一定に保ち時間の経過と共に応力緩和度を測定した。Photo. 1に拘束溶接熱サイクル再現装置を示す。

Photo. 1 View of restraint welding thermal cycle simulator

供試鋼は(C),(D)である。高周波加熱で板状(25 mm板厚)の試験片を1300°Cに加熱し、40分保持後水冷し板厚の中心部から10 mm ϕ の丸棒を採取して試験片とした。

Fig. 5に試験片形状を示す。

Fig. 5 Details of specimen for stress relaxation test of HAZ

2. 3 結果

(i) 定歪応力緩和試験

Fig. 6 には溶接継手部の応力緩和曲線を示す。室温で荷重を加えた後 $20^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の速度で 600°C まで加熱し、その後保持したときの応力の変化および破断時間を示した。同図で、同一条件の場合を比較すると 600°C までの昇温過程で応力の低下度合および保持後の破断時間が鋼種によって異なることがわかる。Table 2 に結果を一覧表にして示す。Fig. 1 に示したわれ感受性に対比させるとわれ感受性の高い鋼種応力の低下量は少なく、破断時間は短い。最もわれ感受性の低い HT80(C) 鋼は 600°C で 2 時間保持しても破断しない。

Fig. 7 には溶接金属、母材の応力緩和曲線を Table 3 にはそれらの結果をまとめて示す。われ感受性の高い母材 (HT80(D)) は低い母材 (HT80(C)) よりも応力低下度合は小である。Table 1 および Fig. 1 に示すように、HT80(B) と HT80(C) はその化学成分はあまり変わらないにもかかわらずわれ感受性が異なるが、これは、母材の応力緩和特性にも差があるからである。詳細な内容は次報にゆずるが、この場合応力緩和特性が異

Fig. 6 Stress relaxation curves of weldments, mark (x) means the rupture

なっているのは母材製造時の熱履歴に差があったためである。

溶接金属の応力緩和挙動は母材に関係なく同じ結果を

Table 2 Stress decrement and rupture time of weldments

Steel	Initial stress σ_0 (kg/mm ²)	Stress at 600°C σ_{600} (kg/mm ²)	$\Delta\sigma = \sigma_0 - \sigma_{600}$ (kg/mm ²)	$(\Delta\sigma/\sigma_0) \times 100$ (%)	Rupture time (sec.)
HT80 (B)	60	35	25	42	660, 720
	50	31	19	38	1,380
	40	26	14	35	4,500
	30	21	9	30	12,420
HT80 (C)	60	31	29	48	> 12,000
	50	26	24	48	"
	40	21	19	48	"
	30	16	14	47	"
HT80 (D)	60	38	22	37	20, 60
	50	32	18	36	60, 180
	40	26	14	35	480
	30	23	7	23	1,500

Fig. 7 Stress relaxation curves of weld metals and base materials

Table 3 Stress decrement of base material and weld metal

Specimen	Initial stress σ_0 (kg/mm ²)	Stress at 600°C σ_{600} (kg/mm ²)	$\Delta\sigma = \sigma_0 - \sigma_{600}$ (kg/mm ²)	$(\Delta\sigma/\sigma_0) \times 100$ (%)
Base material HT80(C)	60	43	17	28
	50	37	13	26
	40	33	7	18
Base material HT80(D)	60	49	11	18
	50	40	10	20
	40	35	5	13
Weld metal of HT80(C) and HT80(D)	60	30	30	50
	40	20	20	50

示し、母材にくらべ応力低下度合はかなり大である。

Photo. 2 には、初期応力 50 kg/mm^2 、 600°C で 3 分保持後破断した D 鋼の継手部試験片の破断面の SEM 写真を示す。破断はボンド線に沿っており、その破面は通常の継手における再熱われと全く同様な粒界破面を呈している。

Photo. 2 Fractured surface showing intergranular appearance in HT 80 (D) weldment

(ii) H 型拘束試験

Fig. 8 には H 型拘束試験片による残留応力の測定結果を示す。われ感受性の高い HT80 (D) 鋼と低い HT 80 (C) 鋼を比較すると前者の方が残留応力の低下度合は小である。この結果は継手部の応力緩和試験の傾向と一致しており、応力緩和特性とわれ感受性の間には強い相関があることがわかる。なお、同図中の () 内の数字は測定した残留応力の値である。

Fig. 8 Change of residual stress due to the PWHT in the H-type restraint specimen. Numbers in the figure mean absolute values of residual stress

(iii) 拘束溶接熱サイクル再現装置による試験

Table 4 には、HT80 (C), (D) 鋼の HAZ 部の応力緩和特性を示す。HT80 (D) 鋼の場合には、初期応力が 20 kg/mm^2 の場合でも、 600°C で応力緩和させた場合短時間で破断する。しかし、 550°C で応力緩和させた場合は両鋼の間に差はほとんどない。Fig. 9 には HT80 (C) 鋼の HAZ の 600°C での応力緩和曲線を示す。

Table 4 Stress relaxation of HAZ (%)

Steel	550°C		600°C	
	1h	2h	1h	2h
HT80 (C)	24	27	26	29
HT80 (D)	24	25	X	—

$\sigma_0 = 20 \text{ kg/mm}^2$
X : ruptured (13 minutes after loading)

Fig. 9 Stress relaxation curve of HAZ (HT 80 (C))

以上のことから、応力緩和特性、特に母材の応力緩和特性が再熱われ感受性を支配する一因子であることがわかった。

3. 再熱われ感受性を支配する主要因 (応力緩和特性と高温強度)

3. 1 目的

再熱われ感受性を支配する因子の一つとして前報¹⁾では HAZ の高温における粒界破断強度を指摘し、また、前項では母材の応力緩和特性があることを明らかにした。ここでは、われ感受性におよぼす両者の関係を検討するのが目的である。

3. 2 実験方法

まず、多くの母材の応力緩和特性を調べるために、前項で述べた HAZ 部の応力緩和特性調査時の試験と同一方法で拘束溶接熱サイクル再現装置により Fig. 5 に示す丸棒試験片を 600°C に加熱し、初期応力 40 kg/mm^2 を付与し直ちに拘束し、全のびを一定に保ちその後の応力緩和特性を調べた。

供試鋼は第 1 報²⁾で、再熱われに対する合金元素の影

響を調べたときの33鋼種のうちの10鋼種と市販の 80 kg/mm² 級高張力鋼 2 鋼種である。これらの供試鋼のわれ感受性および HAZ の高温における粒界破断強度は既に第2報で示したが, 各々 Fig. 10, Fig. 11 にわれ感受性および HAZ の高温における粒界破断強度を示す。

Fig. 10 Reheat cracking susceptibilities

Fig. 11 Strength of HAZ at high temperature

3. 3 結果

Fig. 12 には, 応力低下率(応力緩和特性)と Fig. 10 から読みとったわれ率25%に対応する拘束パス数(われ感受性)の関係を示す。両者の間にはかなりの相関関係がみられるが, 母材の応力緩和特性のみでわれ感受性を正確に評価することはむづかしい。

そこで, Fig. 13 に, 母材の応力緩和特性と Fig. 11 に示した HAZ の高温における粒界破断強度とを組み合わせてわれ感受性(われ率25%に対応する拘束パス数)をパラメーターとして示した。この図に示されるように, われ感受性は母材の応力緩和特性と HAZ の高温における粒界破断強度の独立した二つの要因で決まると考えることが出来る。すなわち, HAZ の高温での破断強度が高く, 母材の高温における応力緩和度の大きい鋼種程再熱われ感受性が低く, その逆の鋼種程われ感受性は高く, われ感受性の高い領域と低い領域および中程度の領域を図中で区分けすることが可能になる。

Fig. 12 Relation between the relaxation at 600°C of base material and the cracking susceptibility

Fig. 13 Relation between the relaxation of base material, strength of HAZ and cracking susceptibility. Numbers in the figure mean the restraint bead number corresponding to 25% cracking ratio.

域を図中で区分けすることが可能になる。

4. 結 論

再熱われの要因として, 前報で示した HAZ 部の高温破断強度のほかに母材部の応力緩和特性があることを示した。二つの要因は各々単独では再熱われ感受性を十分には説明出来ないが, 両者を同時に考慮に入れることにより再熱われ感受性をほぼ完全に説明出来ることがわかった。以下に得られた結果をまとめて示す。

(1) 各種の応力緩和試験の結果, 継手の再熱われ感受性と良好な対応を示すのは母材の応力緩和特性で, 応

力緩和度合の大きいもの程われ感受性は低い。溶接金属, HAZ 部の応力緩和特性はわれ感受性を支配しない。

(2) 母材の応力緩和特性と HAZ 部の高温破断強度とにより, 継手部の再熱われ感受性を表示出来る。母材の応力緩和度合が大で, HAZ 部の高温強度が高い材料の継手再熱われ感受性は低く, 母材の応力緩和特性と

HAZ の高温破断強度が再熱われ感受性を左右する因子である。

参考文献

- 1) 金沢, 山戸, 武田, 橋本: 応力除去焼鈍われ(再熱われ)に関する研究(第2報), 本誌, 第45巻, 第6号, (1976), p. 479
- 2) 金沢, 山戸, 武田, 橋本: 応力除去焼鈍われ(再熱われ)に関する研究(第1報), 同, 第44巻, 第10号(1975), p. 791

エレクトロスラグ溶解におけるスラグ・メタル反応*

小林卓郎** 桑名 武** 菊地靖志** 古川英俊***

Slag-Metal Reaction in Electro-Slag Remelting*

by Takuro Kobayashi**, Takeshi Kuwana**, Yasushi Kikuchi**
and Hidetoshi Furukawa***

The Slag-Metal reactions in Electro-Slag remelting were studied by using several electrode wires and CaO-SiO₂-CaF₂ flux.

The following results were obtained;

- (1) Manganese in the electrode wire is mainly oxidized after detachment of droplets from the electrode tips.
- (2) Increasing SiO₂ content in the flux, Manganese in the electrode is easily oxidized and Silicon content in the remelted metal increases.
- (3) Equilibrium parameters (K^W) in the slag-metal reactions are as follows;

$$a) \quad (SiO_2) + 2[Mn] = [Si] + 2(MnO)$$

$$K_{SiO_2-Mn}^W = \frac{[\%Si] \cdot (\%MnO)^2}{(\%SiO_2) \cdot [\%Mn]^2}$$

$$\log K_{SiO_2-Mn}^W = -2.261(CaO/SiO_2) + 1.685$$

$$b) \quad (SiO_2) + 2[Fe] = [Si] + 2(FeO)$$

$$K_{SiO_2-Fe}^W = \frac{[\%Si](\%FeO)^2}{(\%SiO_2)}$$

$$\log K_{SiO_2-Fe}^W = -1.384(CaO/SiO_2) + 0.0055$$

$$c) \quad [Mn] + (FeO) = (MnO) + [Fe]$$

$$K_{Mn-FeO}^W = \frac{(\%MnO)}{[\%Mn] \cdot (\%FeO)}$$

$$K_{Mn-FeO}^W = -3.467(CaO/SiO_2) + 6.314$$

$$d) \quad (FeO) = [Fe] + [O]$$

$$L_0^W = \frac{[\%O]}{(\%FeO)} = 0.0051$$

1 緒 言

エレクトロスラグ再溶解法(ESR)では主として非金属介在物の除去, その他の精錬作用に関心がもたれ, ESR 過程におけるスラグ・メタル反応, あるいは再溶

*原稿受付 昭和51年10月8日(昭和51年度春季全国大会にて発表)

**正 員 東北大学工学部 Member, Faculty of Engineering Tohoku Univ.

***学生員 東北大学大学院 Student Member, Post Graduate Tohoku Univ.