構造用材料の溶接残留応力・溶接変形に およぼす溶接諸条件の影響*

佐藤 邦彦**, 寺崎 俊夫**

Effect of Welding Conditions on Residual Stresses Distributions and Welding Deformation in Welded Structures Materials*

by Kunihiko Satoh** and Toshio Terasaki**

1. 緒 言

溶接残留応力・溶接変形は溶接構造物の使用性能に大きな影響を与えるため, 溶接諸条件が残留応力・変形におよぼす影響を明らかにすることは溶接設計や溶接施工上重要な事である。このため, 残留応力・変形におよぼす溶接諸条件の影響について, 古くから多くの研究がなされており, 多くの知見が得られている。しかし, これまでの多くの研究は主として軟鋼板の被覆アーク溶接を対象とした残留応力・変形を取り扱っている。溶接構造用材料としては通常の鋼の他に最近では高張力鋼も多く使用され, またステンレス鋼, アルミニウム合金などの使用も考えられる。一方, 溶接法として通常の被覆アーク溶接 (SMAW) の他にサブマージアーク溶接 (SAW), ガスシールドアーク溶接 (GMAW) などが使用される。しかし, これらの場合における残留応力・変形に関する情報は比較的少なく, 残留応力・変形を系統的に整理することが望まれる。

溶接残留応力・溶接変形は溶接熱の伝導にともなう局所的な加熱急冷に起因した塑性ひずみによるものであるから, 熱伝導論と熱弾塑性理論をもちいて溶接の熱的条件と材料の物理定数とを含む適当なパラメータを誘導し, このパラメータを用いて溶接残留応力・溶接変形のデータを整理できるならば工学上, まことに好都合である。筆者らは上記の目的をもったパラメータを熱伝導論と熱弾塑性理論および有限要素法数値解析により誘導した。そしてこのパラメータを用いて各種材料の溶接残留応力・溶接変形の実験値の整理を行ない, 残留応力・変形を求める略算式を示した。

2. 残留応力・溶接変形を整理するための 熱弾塑性パラメータ

残留応力分布を整理するためのパラメータを考察する対象として, Fig. 1 の図中に示すような長さ L , 幅 W , 板厚 h の 2 枚の細長い長方形板をその長辺に沿ってグループ溶接する場合を考える。残留応力分布に影響する要因を見出すため, ひずみ・応力・温度・材料定数などについて Table 1 に示すような無次元変数を使用する。

Fig. 1 のグループ溶接の場合, 任意の点 $Y(=y/W)$ の任意時刻 τ における無次元化された応力・ひずみが同じになるためには次の 2 つの条件が同時に成立しなければならない¹⁾。

- ① 温度 $\theta^* = \theta^*(\tau, Y)$ の履歴が同じであること

Fig. 1 Distributions of residual stress for selected temperature dependence of physical and mechanical properties

* 原稿受付 昭和50年11月4日

** 正 員 大阪大阪工学部溶接科 Member, Faculty of Engineering, Osaka Univ.

Table 1 Dimensionless Variables used in Thermo-elasto plastic study

Strain	$\epsilon^* = \epsilon / \epsilon_{Y0}$
Stress	$\sigma^* = \sigma / \sigma_{Y0}$
Temperature	$\theta^* = \alpha \theta / \sigma_Y$
Yield Stress	$\sigma_Y^* = \sigma_Y / \sigma_{Y0}$
Linear Thermal Expansion Coefficient	$\alpha^* = \alpha / \alpha_0$
Young's Modulus	$E^* = E / E_0$
Coefficient of Work Hardening	$H^* = H / E_0$
Plate Width	$W^* = W / h$
Location	$Y = y / W$ $X^* = x / h$ $Y^* = y / h$
Time	$\tau = kt / W$ $\tau^* = 2kt / h$

Note ϵ : Strain σ : Stress θ : Temperature ϵ_{Y0} : Yield strain at reference temperature σ_{Y0} : Yield stress at reference temperature α : Linear thermal expansion coefficient E : Young's modulus H : Coefficient of work hardening k : Thermal diffusivity coefficient t : Time x, y : Location

Subscripto "o" means at reference temperature

③ 材料定数 σ_Y^* , α^* , E^* , H^* の温度 θ^* に関する依存性が同じであること

Fig. 1 のグループ溶接において、継手部に平面熱源が強さ Q/h cal/cm² で瞬間投与された場合を考える。この場合、Y 軸上の任意点の任意時刻 τ における θ^* は板表面からの熱放散を無視すると次式で与えられる。

$$\theta^* - \theta_i^* = 2T_{av}^* [u_p(\tau, Y) + \sum_{n=1}^{\infty} u_p(\tau, Y \pm 2n)] \dots (1)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} T_{av}^* = \alpha_0 T_{av} / \epsilon_{Y0} \quad T_{av}: \text{板の平均温度上昇} \\ \theta_i^* = \alpha_0 \theta_i / \epsilon_{Y0} \quad \theta_i: \text{板の初期温度} \\ u_p(\tau, \xi) = \frac{1}{\sqrt{\pi \cdot \tau}} \cdot e^{-\xi^2 / \tau^2} \end{array} \right.$$

式(1)からわかるように、瞬間平面熱源が投与されたという初期条件を用いるかぎり、条件①は「 T_{av}^* と θ_i^* が同じであること」と書きかえることができる。

次に、上記の条件②について考える。材料定数 σ_Y^* , α^* , E^* , H^* の温度依存性が残留応力・溶接変形におよぼす影響を下記に示す4つの材料定数の温度依存性について調べた。すなわち、温度 θ_M^* ($\alpha_0 \theta_M / \epsilon_{Y0}$) 以上では材料は応力をうけもたないものとし

Case 1: 材料定数 σ_Y^* , α^* , E^* , H^* がすべて線型の温度依存性をもち $\theta_M^* = 6.7$ の場合

Case 2: σ_Y^* 以外の材料定数が温度に無関係に一定で $\theta_M^* = 6.7$ の場合

Case 3: σ_Y^* 以外の材料定数が温度に無関係に一定で $\theta_M^* = 3.3$ の場合

Case 4: σ_Y^* の温度依存性が2本の直線すなわち $0 \leq \theta^* \leq 0.25\theta_M^*$ まで一定 ($\sigma_Y^* = 1$) で、 $\theta^* \geq 0.25\theta_M^*$ で直線的に変化し、 $\theta_M^* = 6.7$ の場合

解析は2次元熱弾塑性有限要素法を使用し、初期温度 $\theta_i = 0^\circ\text{C}$ の板に瞬間平面熱源が Fig. 1 の x 軸上に投与された場合について行なった。

解析結果を Fig. 1 示す。図からわかるように Case 3 を除いて残留応力分布の形状はほぼ同一である。このことから残留応力に主として影響を与えるのは材料が応力をうけもたなくなる温度 θ_M^* であって、 θ_i^* と θ_M^* の間における材料定数の変化の特性が残留応力におよぼす影響は2次的なものに過ぎないと思われる。したがって、上記の条件②は「材料が応力をうけもたなくな

Fig. 2 Transient deformations for selected temperature dependence of physical and mechanical properties

る温度 θ^*_M が同じであること」と書きかえてもよからう。

以上の考察より, 残留応力を規定するパラメータは T^*_{av} , θ^*_i および θ^*_M であり, 同一材料では T^*_{av} と θ^*_i であると結論される。

溶接変形についても上と類似の考察を行なった²⁾。すなわち, Fig. 2 の図中に示すような板幅 $2W$, 板厚 h の平板の表面に, 紙面に垂直方向にビード溶着 (単位溶接長当りの入熱 Q cal/cm) する場合を対象として考察を行なった。Fig. 2 はこの場合の横収縮, 横曲り変形の過渡的変化の計算例であって, 残留応力分布の場合と同様に Case 3 の条件を除く 3 つの場合には大きな差異が認められない。これらの計算例から, 溶接変形を規定するパラメータは

$$T^*_0 = \frac{Q}{\varepsilon_{Y0} C \rho h^2} \quad (\text{以後「入熱のパラメータ」とよぶ})$$

$$\theta^*_i = \alpha_0 \theta_i / \varepsilon_{Y0}$$

であり, 同一材料では Q/h^2 と θ_i であると結論される。

Fig. 3 は残留応力分布が上記のパラメータ T^*_{av} で整理できることを示したものである。実験値は初期温度 $15 \sim 25^\circ\text{C}$ の軟鋼板において, 平均温度上昇 $T^*_{av} \approx 125^\circ\text{C}$ と一定にして板幅 W , 板厚 h および単位溶接長当りの入熱 Q を変化させたものである。図中の曲線は FEM 解析により求めたものであり, 実験値とよく一致している。溶接線上に瞬間平面熱源が投与されたと仮定して導かれたパラメータ T^*_{av} が同一ならば Fig. 3 の形に整理した溶接残留応力分布はほぼ一本の曲線であらわされることがわかる。

Fig. 3 Arrangement of residual stress in y -axis by parameter T^*_{av}

Fig. 4(a) Arrangement of transverse shrinkage S/h by heat input parameter Q/h^2

Fig. 4(b) Arrangement of angular distortion δ by heat input parameter Q/h^2

Fig. 4 はビード溶着による横収縮 S と横曲り変形 δ を上記のパラメータ Q/h^2 で整理したものである。実験は初期温度が $15 \sim 25^\circ\text{C}$ の軟鋼板において, 単位溶接長当りの入熱 Q , 板厚 h を種々変化させて行なっている。板の表面に溶接線に沿って瞬間線熱源が投与されたと仮定して導かれたパラメータ Q/h^2 を用いると, S/h と δ はそれぞれ一本の曲線であらわされることがわかる。

3. 熱弾塑性パラメータによる溶接残留応力の整理

グループ溶接による残留応力分布を Fig. 5 の図中に示すように 3 本の折れ線であらわすならば, 図に示す応力 σ_1^* , σ_2^* , σ_3^* および位置 Y_1 , Y_2 , Y_3 の値を知ることによって残留応力分布を求めることができる。Fig. 5 は軟鋼, Al 合金, ステンレス鋼を GMAW で単層グル

Fig. 5 Effect of dimensionless average temperature T_{av}^* on residual stresses σ_1^* , σ_2^* , σ_3^* and locations Y_1, Y_2, Y_3

Table 2 Physical and Mechanical properties

	Mild steel	Al5083-O	SUS310	HT80	9%Ni steel
$c(\text{cal}/^\circ\text{C g})$	0.13	0.23	0.12	0.13	0.12
$\rho(\text{g}/\text{cm}^3)$	7.8	2.64	8.03	7.8	7.9
$E_0(\text{kg}/\text{mm}^2)$	21000	7100	20400	21000	20500
$\sigma_{Y0}(\text{kg}/\text{mm}^2)$	31	14.8	28	80	64
$\epsilon_{Y0}(=\sigma_{Y0}/E_0)$	1.48×10^{-3}	2.11×10^{-3}	1.38×10^{-3}	3.81×10^{-3}	3.12×10^{-3}
$\alpha_0(^\circ\text{C}^{-1})$	1.2×10^{-5}	2.38×10^{-5}	1.75×10^{-5}	1.2×10^{-5}	1.3×10^{-5}
$\theta_M(^\circ\text{C})$	830	430	950	830	830
$\theta^*_M(^\circ\text{C})$	6.7	4.6	12.1	2.6	3.2

c : Specific

ρ : Density

E_0 : Young's modulus at 0°C

σ_{Y0} : Yield stress at 0°C

ϵ_{Y0} : Yield Strain at 0°C

θ_M : Temperature above which σ_Y becomes zero

α_0 : Linear thermal expansion coefficient at 0°C

一、ブ溶接したときの残留応力 σ_1^* , σ_2^* , σ_3^* と位置 Y_1 , Y_2 , Y_3 の実験結果と計算値を平均温度上昇のパラメータ T_{av}^* と材料定数のパラメータ θ^*_M をもちいて整理したもので、実験結果の整理には Table 2 の材料定数を使用し、計算は FEM 熱弾塑性解析によっている。実験値と計算値がおおむね一致していることから次のことがいえる。 T_{av}^* がおよそ 0.4 以下の場合すなわち入熱 Q が十分に小さいか板幅 W , 板厚 h が十分に大きい場合には応力 σ_1^* , σ_2^* は一定で $\sigma_3^*=0$ である。そして、位置 Y_1 , Y_2 , Y_3 が原点を通る直線で表わされることより残留応力分布は板幅 W に無関係で入熱 Q/h に比例することがわかる。この場合には、 θ^*_M の値のいかんにかかわらず次式によって残留応力分布のおよその傾向

を求めることができる。

$$\left. \begin{aligned} \sigma_1^* &= 1.0 \sim 1.1 & y_1 &= 0.075 \alpha_0 Q / c \rho \epsilon_{Y0} h \\ \sigma_2^* &= 0.25 \sim 0.3 & y_2 &= 0.22 \alpha_0 Q / c \rho \epsilon_{Y0} h \\ \sigma_3^* &= 0 & y_3 &= 1.3 \alpha_0 Q / c \rho \epsilon_{Y0} h \end{aligned} \right\} \dots\dots (2)$$

一方、 $T_{av}^* \geq 0.1 \theta^*_M + 0.6$ の場合には応力 σ_1^* , σ_2^* , σ_3^* と位置 Y_1 , Y_2 , Y_3 は各材料ごとにおおむね一定であり、したがって、位置 y_1 , y_2 , y_3 は入熱に無関係で板幅 W に比例することがわかる。

以上の結果より、軟鋼、Al 合金、オーステナイト系ステンレス鋼の残留応力分布を求める略算式を導き、Table 3 に示した。Table 3 の略算式の適用範囲は次の通りである³⁾。すなわち、初期温度 θ_i^* は通常の溶接施工条件の範囲では残留応力分布にほとんど影響を与え

Table 3 Residual Stress Pattern for Groove Weld of Selected Materials

Material	Width of plate (cm)	Residual stress (kg/mm ²)	Location (cm)
Mild steel (SS41)	$W \geq 10^{-2}Q/h$	$\sigma_1 = (1.0 \sim 1.1)\sigma_{Y0}$ $\sigma_2 = -0.25\sigma_{Y0}$ $\sigma_3 = 0$	$y_1 = 0.6 \times 10^{-3}Q/h$ $y_2 = 2.0 \times 10^{-3}Q/h$ $y_3 = 11 \times 10^{-3}Q/h$
	$W \geq 0.33 \times 10^{-2}Q/h$	$\sigma_1 = (0.9 \sim 1.1)\sigma_{Y0}$ $\sigma_2 = -0.1\sigma_{Y0}$ $\sigma_3 = -0.8\sigma_{Y0}$	$y_1 = 0.18W$ $y_2 = 0.4W$ $y_3 = W$
Al-alloy (A15083-O)	$W \geq 2.7 \times 10^{-2}Q/h$	$\sigma_1 = (1.0 \sim 1.1)\sigma_{Y0}$ $\sigma_2 = -0.24\sigma_{Y0}$ $\sigma_3 = 0$	$y_1 = 0.8 \times 10^{-3}Q/h$ $y_2 = 2.3 \times 10^{-3}Q/h$ $y_3 = 18 \times 10^{-3}Q/h$
	$W \geq 0.9 \times 10^{-2}Q/h$	$\sigma_1 = (0.9 \sim 1.1)\sigma_{Y0}$ $\sigma_2 = -0.05\sigma_{Y0}$ $\sigma_3 = -0.7\sigma_{Y0}$	$y_1 = 0.12W$ $y_2 = 0.33W$ $y_3 = W$
Stainless steel (SUS310)	$W \geq 1.5 \times 10^{-2}Q/h$	$\sigma_1 = (1.0 \sim 1.1)\sigma_{Y0}$ $\sigma_2 = -0.3\sigma_{Y0}$ $\sigma_3 = 0$	$y_1 = 1.0 \times 10^{-3}Q/h$ $y_2 = 2.2 \times 10^{-3}Q/h$ $y_3 = 15 \times 10^{-3}Q/h$
	$W \geq 0.4 \times 10^{-2}Q/h$	$\sigma_1 = (1.0 \sim 1.1)\sigma_{Y0}$ $\sigma_2 = -0.25\sigma_{Y0}$ $\sigma_3 = -0.9\sigma_{Y0}$	$y_1 = 0.22W$ $y_2 = 0.45W$ $y_3 = W$

ない。また、溶接長 L については $T^*_{av} \leq 0.4$ の場合には $L \geq y_3$ で、 $T^*_{av} \geq 0.10^*_{\text{M}} + 0.6$ の場合には $L \geq 2W$ でこれらの略算式が適用できる。

4. 多層盛り溶接の残留応力分布

上に述べた単層グループ溶接の場合には溶接線から離れた母材部の圧縮残留応力の分布特性は溶接金属が凝固する以前の状態において、2枚の母板に生じる回転変形

の影響を受ける。多層盛りグループ溶接の場合には最初の幾つかのパスにおいてこの種の回転変形が残留応力分布に影響を与えるであろう。

Fig. 6 の○印は多層盛りグループ溶接による残留応力分布の実験結果である。実験は図中に示す寸法(溶接長は300)の軟鋼板を使用し、GMAWにより1パス当り4000 cal/cmの入熱で5パスの溶接を行なっている。一方、図中の曲線のうち2点鎖線はこの場合の T^*_{av} の値(=67°C)に対して Fig. 5 より求めた計算値で、その他は1次元熱弾塑性解析による計算値である。実線は第1パスのみ上記の回転変形を許した場合で Fig. 5 による計算値とほぼ一致している。破線は第2パスまで上記の回転変形を許した場合で、実験値は実線と破線の間にあるがどちらかといえば破線に近い。したがって、本実験の場合、Fig. 5 を利用して、残留応力分布を推定することには多少問題がある。しかし、実線と2点鎖線とがほぼ一致しているので、母板の回転変形が第1パスの溶接時にのみ生じるような条件の場合あるいは平均温度上昇のパラメータ T^*_{av} が0.4以下で母板の回転変形が生じないような条件の場合には Fig. 5 より求めた Table 3 の略算式を多層盛りグループ溶接の場合に適用してもさしつかえなからう。

なお、Fig. 6 は各パス毎に室温まで冷却したとしての結果であるが、100~200°Cのパス間温度で軟鋼板の連続多層溶接を行なう場合には y_1, y_2 の値は Table 3 の数値よりも約25~50%程度大きくなる⁴⁾。

Fig. 6 Distributions of residual stress in multi-layer-weld

高張力鋼の残留応力分布

Fig. 7 は構造用80キロ高張力鋼 (HT80) の残留応力分布の実験値と計算値を示している。溶接は GMAW に

Fig. 7 Distribution of residual stress in y-axis (HT80)

Fig. 8 Effect of transformation temperature on residual stress σ_0

よる単層グループ溶接で入熱 $Q=4300 \text{ cal/cm}$ である。図中の曲線は Table 2 の材料定数を使用して, FEM 熱弾塑性解析を行なった結果で, 実線は冷却中の変態温度 $\theta_r=450^\circ\text{C}$, 変態による膨張ひずみ $\varepsilon_r=0.7\%$ とした

Fig. 9(a) Effect of dimensionless heat input parameter T^*_0 on transverse shrinkage $S/\varepsilon_{Y0}h$

Fig. 9(b) Effect of dimensionless heat input parameter T^*_0 on angular distortion δ/ε_{Y0}

Table 4 Residual Stress Pattern for High Strength steel Welds when $W \geq \frac{0.32}{\sigma_{Y0}} \cdot \frac{Q}{h}$

Residual stress (kg/mm ²)	Location (cm)
$\varepsilon_r < 9.5 \times 10^{-5} (1 - \theta_r/830) \sigma_{Y0}$; $\sigma_0 = (1 - \theta_r/830) \sigma_{Y0} + 0.252(\theta_r - \theta_i) - 21000 \varepsilon_r$	$y_1' = 3.3 \times 10^{-4} Q/h$
$\varepsilon_r \geq 9.5 \times 10^{-5} (1 - \theta_r/830) \sigma_{Y0}$; $\sigma_0 = -(1 - \theta_r/830) \sigma_{Y0} + 0.252(\theta_r - \theta_i)$	$y_2 = 5.7 \times 10^{-2} Q/h \sigma_{Y0}$
$y_1 \geq y_1'$; $\sigma_1' = 1.1 \sigma_{Y0}$	$y_3 = (-1.5/\sigma_{Y0} + 0.4) \cdot Q/h \sigma_{Y0}$
$y_1 < y_1'$; $\sigma_1' = 1.35 \sigma_{Y0} (y_1' - y_1) / (y_1 - y_2) + 1.1 \sigma_{Y0}$	$y_1 = 0.22/h \sigma_{Y0}$
$\sigma_2' = 2(1.1 \sigma_{Y0} - \sigma_0) y_1' / (y_3 - y_2) + 0.25 \sigma_{Y0}$	

Note: Value of σ_0 is not more than $1.1 \sigma_{Y0}$

Table 5

Metal	Codition	Angular distortion	Trasnverse shrinkage
Mild steel	$Q/h^2 \leq 2500$	$\delta = 6 \times 10^{-6} Q/h^2$	$S = 5 \times 10^{-5} Q/h$
	$2500 \leq Q/h^2 \leq 5000$	$\delta = -2.4 \times 10^{-6} Q/h^2 + 0.021$	$S/h = 1.9 \times 10^{-5} Q/h^2 - 0.035$
	$Q/h^2 \geq 5000$		$S = 1.2 \times 10^{-5} Q/h$
High strength steel or 9% Ni	$Q/h^2 \leq 1500$	$\delta = 1.8 \times 10^{-4} Q/h^2 \sigma_{Y0}$	$S = 1.5 \times 10^{-4} Q/h \sigma_{Y0}$
	$1500 \leq Q/h^2 \leq 2500$	$\delta = (0.12 - 2.7/\sigma_{Y0}) \cdot Q/h^2 \times 10^{-4} + 0.68/\sigma_{Y0} - 0.018$	$S/h = (0.175 - 2.25/\sigma_{Y0}) Q/h^2 \times 10^{-4} + 0.56/\sigma_{Y0} - 0.026$
	$2500 \leq Q/h^2 \leq 5000$	$\delta = -2.4 \times 10^{-6} Q/h^2 + 0.021$	$S/h = 1.9 \times 10^{-5} Q/h^2 - 0.035$
	$Q/h^2 \geq 5000$		$S = 1.2 \times 10^{-5} Q/h$
Al-alloy (Al 5083-O)	$Q/h^2 \leq 800$	$\delta = 1.8 \times 10^{-5} Q/h^2$	$S = 2 \times 10^{-5} Q/h$
	$800 \leq Q/h^2 \leq 1700$		$S/h = 7 \times 10^{-5} Q/h^2 - 0.04$
	$Q/h^2 \geq 1700$	$\delta = -6.7 \times 10^{-6} Q/h^2 + 0.02$	$S = 4 \times 10^{-5} Q/h$
Stainless steel (SUS310)	$Q/h^2 \leq 1800$	$\delta = 1.9 \times 10^{-5} Q/h^2$	$S = 8.4 \times 10^{-6} Q/h$
	$1800 \leq Q/h^2 \leq 3800$	$\delta = -5.2 \times 10^{-6} Q/h^2 + 0.044$	$S/h = 2.8 \times 10^{-5} Q/h^2 - 0.037$
	$Q/h^2 \geq 3800$		$S = 1.8 \times 10^{-5} Q/h$

計算結果であり, 破線は $\epsilon_r=0$ の場合である. 実験値は上記の実線とほぼ一致している. 図からわかるように冷却中の変態はとくに溶接部の引張残留応力に大きな影響を与える.

板幅の十分に大きな単層グループ溶接の場合 ($W \geq 0.32Q/\sigma_{Y0}h$) について計算した結果によれば, 溶接部の残留応力 σ_0 は冷却中の変態膨張ひずみ ϵ_r よりもむしろ冷却中の変態温度 θ_r によって著しい影響を受ける⁴⁾. Fig. 8 の実線は残留応力 σ_0 におよぼす変態温度 θ_r の影響を計算した結果であって, この条件の場合 変態温度が著しく低いと残留応力 σ_0 は圧縮応力になることがわかる. これらの計算から冷却中に比較的低温で変態をおこす高張力鋼の残留応力分布の略算式を求めると Table 4 のようになる (記号の意味については Fig. 8 の残留応力分布図を参照).

6. 熱弾塑性パラメータによる溶接変形の整理

Fig. 9 は 3 種の材料 (軟鋼, Al 合金, オーステナイト系ステンレス鋼) のビード溶着による溶接変形の実験結果 (溶接長 $L=20$ cm) を入熱のパラメータ T^* を用いて整理した結果である. 実験値は T^* 値が同じでも材料のパラメータ θ^*_{M} の大きさによって異なる. これから, 使用した 3 種の材料の溶接変形の略算式を示すと Table 5 のようになる.

Table 5 の略算式は溶接長 $L=20$ cm の場合についてのものであるが, 溶接長が長くなると既溶接部の収縮変形が加算されるため冷却後の溶接変形は溶接長の増大

とともに次第に増加してある一定値に達する. 収縮変形におよぼす溶接長の影響を調査した結果によれば Table 5 の略算式による収縮変形の値 (S_{20} , δ_{20} と書く) を次式によって修正すればよいことがわかった²⁾.

$$0 \leq L \leq 200 \text{ cm}; S = 0.64L^{3/20} S_{20} \quad \delta = 0.64L^{3/20} \delta_{20} \quad \dots\dots\dots (3)$$

$L > 200$ cm; S, δ は一定

7. 多層盛り溶接の溶接変形

多層盛りグループ溶接の溶接変形はよく知られているように各パス毎の溶接変形が加算されていくと考えてよい. この場合, 2 枚のまったく別の板が溶接される第 1 パスの溶接変形と第 2 パス以後の溶接変形とはその発生機構が異なる. 第 1 パスの溶接による横収縮については著者の 1 人が以前に導いた理論式を適用することができる⁵⁾. 第 2 パス以後の各パス母に生じる溶接変形の増分を求めるには各パス溶接後のどの厚に等しい板厚をもつ板にビード溶着が行なわれると仮想して Table 5 の略算式を適用することができる. この場合, 各パスごとの溶接のど断面の中立軸と板の中立軸とが異なるために生じる横収縮の増加分を補正する必要がある. このような考え方で多層グループ溶接による溶接変形の近似計算を行なった⁶⁾.

Fig. 10 は軟鋼の V グループ多層盛り溶接による溶接変形の近似計算結果と実験値を示している. 実験は板厚を 30, 45mm, 入熱を 2600~6000 cal/cm, 溶接法を GMAW, SMAW と変化させて行なった. 図の横軸 N は 1 パス当りの溶接入熱 Q , 板厚 h および開先角度 2θ

Fig. 10 Comparison of theoretical value with experimental data

によって定まる量で比溶着熱 $D=1000$ cal/g の GMAW の場合には N は総パス数に等しい。実験値と計算値がほぼ一致していることより入熱、板厚、開先角度の影響を近似式により求めると次のようになる。

$$\left. \begin{aligned} \delta &= C_1 \cdot D (\tan \phi)^{3/4} \cdot (h^2/Q)^{1/4} \cdot L^{3/20} \\ S/h &= C_2 \cdot D (\tan \phi)^{3/4} \cdot (h^2/Q)^a \cdot L^{3/20} \end{aligned} \right\} \dots\dots (4)$$

ただし

$$\left\{ \begin{array}{l} \text{軟鋼} : C_1 = 4 \times 10^{-5} \quad C_2 = 2 \times 10^{-4} \quad a = 0.10 \\ \text{Al 5083} : C_1 = 3 \times 10^{-4} \quad C_2 = 1.6 \times 10^{-4} \quad a = 0.25 \\ \text{SUS 310} : C_1 = 1.5 \times 10^{-3} \quad C_2 = 1.2 \times 10^{-3} \quad a = 0.30 \end{array} \right.$$

適用範囲 $h^2/Q \geq 2.5 \times 10^{-3}$

式(4)より溶接諸条件がVグループ多層溶接の変形におよぼす影響がわかる。

8. 高張力鋼の溶接変形

Fig. 11 は HT80 と 9%Ni 鋼の溶接変形を示している。図中の破線は Fig. 4 の軟鋼の実験曲線であり、実線は HT80 の実験曲線である。図によると $Q/h^2 \geq 2500$ では HT80 の溶接変形と軟鋼の溶接変形はあまりかわらず、 $Q/h^2 < 2500$ で HT80 と軟鋼の溶接変形が異なっていることがわかる。軟鋼と HT80 の溶接変形の相異因子として ①変態膨長 ②降伏応力の2つが考えられる。そして、 $Q/h^2 \geq 2500$ で両方の因子は溶接変形にあまり影響しないといえる。 $Q/h^2 \leq 1500$ での HT80 の実験曲線(実線)は軟鋼の実験曲線(破線)を降伏応力比 $31/80 \approx 0.4$ 倍 (Table 2 参照) して求めたものであり、実線と実験値がほぼ一致している。また、変態膨張が溶接変形におよぼす効果が大きいと考えられる 9%Ni 鋼の溶接変形は HT80 の溶接変形より大きい。(Table 2

Fig. 11(a) Comparison of transverse shrinkage of HT80, 9%Ni steel and Mild steel.

Fig. 11(b) Comparison of angular distortion of HT80, 9%Ni and Mild steel

より降伏応力は 9% Ni 鋼の方が HT80 よりも小さい).

以上のことより, 溶接長が 200 mm と長い場合, 溶接変形は変態膨張よりもむしろ降伏応力の影響を入熱の小さい場合 ($Q/k^2 \leq 2500$) に受けることがわかった.

Fig. 11 の実験結果にもとづいて高張力鋼の溶接変形の略算式を求めた結果を Table 4 に示す.

9. 結 論

本論文は溶接諸条件が溶接残留応力・溶接変形におよぼす影響を熱弾塑性パラメータを基礎に論じたものであり, 多くの基礎的知見が得られている. しかし, 対象として外的拘束のない単純な継手を取り扱っており, 実溶接構造物の残留応力・溶接変形についてはまだ取り扱っ

ていず, 今後明らかにしたいと思っている.

本稿が残留応力・溶接変形などの研究に役立てば幸いである.

参 考 文 献

- 1) 佐藤邦彦, 寺崎後夫: 熱弾性パラメータによる溶接応力・変形の研究, 本誌, Vol. 44 (1975年) No. 2
- 2) 佐藤邦彦, 寺崎後夫: 構造用材料の溶接変形におよぼす溶接諸条件の影響, 本誌, 投稿中
- 3) 佐藤邦彦, 寺崎後夫: 構造用材料の溶接残留応力分布におよぼす溶接諸条件の影響, 本誌, 投稿中
- 4) 佐藤邦彦, 寺崎後夫: 未発表
- 5) 佐藤邦彦, 松井繁明: アーク溶接継手の収縮過程に関する研究 (第1報), 本誌, 第35巻(1966年) No. 3, p. 246~p. 256
- 6) 佐藤邦彦, 寺崎後夫: 多層溶接継手の溶接変形におよぼす各種要因の影響, 本誌, 投稿予定

《新 刊 案 内》

— 溶 接 構 造 物 の 信 頼 性 に 関 す る 問 題 点 —

(溶接学会講習会テキスト)

昭和50年10月に, 東京と北九州で開催しました上記講習会のテストを頒布します.

【趣 旨】 最近, 構造物の破壊事故が相次ぎ, 社会的にも構造物の安全性に重大な関心が寄せられている現状に鑑み, 溶接構造物の信頼性についての正しい認識を普及する.

【題目と講師】 ○溶接構造物の信頼性に関する基本概念 (阪大・渡辺正紀) ○溶接部の冶金的性質と諸欠陥 (金材研・稲垣道夫) ○溶接欠陥と溶接継手の力学的性質 (阪大・佐藤邦彦) ○溶接構造物の信頼性向上のための技術管理 (三菱重工業・西尾安弘) ○脆性破壊事故と非破壊検査 (横浜国大・小倉信和) ○溶接構造物の信頼性向上具体策および実例 (日立製作所・妹島五彦) ○溶接構造物の信頼性向上の考え方と実例 (日本鋼管・成田悞郎) ○検査技術 (阪大・仙田富男)

【体 裁】 B 5 版・122頁

【頒 価】 3000円

【申 込 先】 生々文献サービス (溶接学会文献サービス係)
〒151 東京都渋谷区千駄ヶ谷 3-3-4 電話 03 (478) 4062

討

論

永 井 欣 一 (広島大学)

ただ今、溶接における変形と応力につき、主としてその理論解析について貴重な発表があった。ここでは実験解析における重要な課題と思われる溶接残留応力の測定について、筆者の行った研究のあらましをご説明したい。

近年の鋼構造物の大型化は、普通鋼厚板、あるいは高張力鋼の使用を促した。厚板に対しては、高効率の各種大入熱自動溶接が盛んに用いられるようになり、普通鋼といえども溶接部のじん性の低下は、高張力鋼と同様に重要な問題となっている。溶接継手には当然、溶接残留応力が分布し、これが溶接部のぜい性破壊発生特性、あるいはき裂伝播特性に影響を及ぼすことは周知のとおりである。したがって、溶接継手、あるいは溶接構造物の残留応力を非破壊的に計測ないしは検査し、その影響を定量的に把握することが今後、ますます必要になると思われる。筆者は、この観点から、非破壊計測法として最も普及している X 線応力測定法を用い、溶接残留応力測定を行なって、ひずみゲージを用いた応力弛緩法の結果と比較検討した。

測定に用いた継手は造船用軟鋼である KAS 鋼の VASCON II 法による突合せ溶接継手で、溶接条件は電流 400 A、電圧 30 V、溶接速度 7.2 cm/min、溶接入熱 103 KJ/cm であり、継手材の寸法は溶接長 2,100 mm、巾 2,000 mm、板厚 25 mm である。X 線応力測定はシ

ンチレーションカウンタによる平行ビーム法によって行っており、その測定条件を表 1 に示す。溶接部はビード方向の残留応力が急激に変化し、また、組織の変化を伴う箇所でもあるので、測定に際して X 線照射面積を $4 \times 4 \text{ mm}^2$ と狭くし、揺動法を用いた。他方、母材部の測定では、普通鋼の結晶粒径が、 $50 \sim 100 \mu$ で X 線応力測定にとって、やや大きいことを考慮して、回折にあずかる結晶粒を多くするように照射面積を $4 \times 16 \text{ mm}^2$ とした。応力の算出は $\sin^2 \psi$ 法によった。なお、X 線により残留応力を測定したのち、比較のため、同一箇所ではひずみゲージを用いた応力弛緩法による測定も行なった。

両測定法による残留応力分布を比較して図 1～4 に示す。図 1、2 および 3 はビード中央、ビード中央から終

表 1 X 線応力測定条件

継 手	KAS 鋼 VASCON-II 法 溶 接 継 手	
装 置、検 出 器	理学 Strain MSF, シンチレーション flex カウンター	
X 線、フィルター	Cr-K α ,	V
揺 動 の 有 無	無**, 0°	有*, $\pm 3^\circ$
照 射 面 積	$16 \times 4 \text{ mm}^2$	$4 \times 4 \text{ mm}^2$
管 電 圧、電 流	30KVP, 7mA	30KVP, 10mA
時 定 数	1 sec	16 sec
フ ル ス ケ ー ル	20KCPS	8KCPS
検 出 器 走 査 速 度	4°/min	2°/min
チャート送り速度	80mm/min	40mm/min
表 面 処 理	化学研磨 + 電解研磨 (表面より 250 ~ 300 μ)	

* 溶接金属, HAZ, ボンドから 100mm 以内の位置におけるビード方向応力の測定条件

** 上記以外の位置におけるビード方向およびビード直角方向応力の測定条件

図 1

図 2

図 3

図 4

端側へ 400 mm および 900 mm の点を通るビードに直角方向の線上における残留応力分布である。これらの図によれば X 線により求めたビード方向の残留応力 σ_{RL} (—●—), ビード直角方向の残留応力 (—○—) は, 分布の傾向からみれば, ひずみゲージによる分布 —▲— および —△— のそれと類似しており, とくに母材部では両測定法による残留応力の差は, 数 kg/mm^2 程度で測定誤差の範囲内でよい対応を示している。しかしながら, 溶接部では, 両測定結果はそれほどよい対応はなく, ひずみゲージによる測定結果ではビード中心でビード方向応力 σ_{RL} は約 30 kg/mm^2 , ビード直角方向応力 σ_{RT} は $4 \sim 7 \text{ kg/mm}^2$ であるのに対して, X 線による測定結果は, σ_{RL} が約 20 kg/mm^2 , σ_{RT} が $10 \sim 12 \text{ kg/mm}^2$ である。すなわち, ボンド上の残留応力分布を示した図 4 から明らかなように, ビード方向の残留応力 σ_{RL} は X 線による測定値がひずみゲージのそれよりも低く,

ビード直角方向の残留応力 σ_{RT} は逆に X 線が高い。

このように, 溶接部における X 線とひずみゲージによる残留応力の測定値が対応しない理由として, 次のことが考えられる。

X 線応力測定に用いられる回折線は鋼材表面から深さ 10μ 以内の結晶面で回折されるものであり, したがって, X 線応力測定法による値は, ごく表面層の残留応力を示すといえる。これに対し, ひずみゲージを用いた応力弛緩法では, 板厚方向の平均応力を測定したことになる。厚板の溶接部では, 表面と内部の温度差が大きく, 板厚方向の拘束のために, 表面と内部で残留応力値が相違することがその原因として挙げられる。また, X 線応力測定における $\sin^2 \psi$ 法では, 材料の結晶方位が異なる方向にも偏っていないことを前提としている。しかし, 結晶成長の方向に規則性のある柱状組織, ヴィードマンステッテン組織等を含む溶接部では, 上述の前提を必ずしも満足していないことも考えられる。これらの力学および冶金的要因が X 線応力測定値に及ぼす影響について今後さらに検討する。

神 近 亮 (石川島播磨重工業技術研究所)

まず, 藤田・野本先生の御講演に対して討論させていただきます。

溶接において仮付で結合されている二枚の板が一枚の板へと結合されていく過程およびガス切断において最初一枚であった板が二つに分れていく過程を忠実に解析する方法および解析例を示して頂き, 私共に裨益する所大で大変感謝致しております。一方, 私共も片面自動溶接に関連して, 主として終端部の割れを解析することを目的として溶接現象のモデル化を行なって力学的解析を試みました。これについては文献 1) および 2) を参照されたい。

次に, 先程の藤本氏の御講演では固有歪理論を解析的な方法で溶接熱弾塑性応力の解析に応用され, 参考となる所大で感謝致します。私共は固有歪論と似た初期歪増分法を有限要素法にとり入れた熱弾塑性プログラムを作成しましたので, 見解を述べることに致します。この方法は接線剛性法に比べて剛性行列の逆行列を求める演算が最初の一回だけですむという有利な点があります。しかしヤング率の温度依存性を考慮すると, この有利さは失われます。また最初の剛性行列の逆行列の計算を高い精度で行なっておけば, それ以後の増分区間では単なる行列の乗算によってその高い精度を保持しながら剛性方程式を解いてゆくことができ, 計算時間の上からも有利になると考えられます。弾塑性領域が全体構造の一部に限られるような問題に対しては特に有利な手法だと思います。

っています。

文 献

- 1) 佐藤邦彦他「片面溶接の変形と割れに関する研究(第1報)」造船学会論文集第136号
- 2) 佐藤邦彦他「片面溶接の変形と割れに関する研究(第2報)」造船学会溶接研究委員会第2分科会資料(昭和50年2月)
- 3) R. Kamichika, T. Yada: "Un-Stationary Thermoelastic Plastic Analysis by Finite Element Method and its application to Welding", IHI Engineering Review, Vol. 8, No. 1 (1974)

尾上久浩(三菱重工業横浜造船所)

藤田・野本先生の御講演に対して質問させて頂きたいと思います。

片面自動溶接における終端割れの発生原因については、例えば安藤弘平教授らの、定性的ではありますが、熱応力による母材のバイメタルアクションと仮付け溶接の溶断との関連付けの理論により考え方の整理をしておりましたが、今回の藤田教授らの御研究により比較的簡単なモデルを用いた計算で実験と理論がよく符合することが分りました。この意味で現象の適確な把握と割れ防止のための適正外力の大きさを見出され実用上のメリット大と考えます。また基本的な溶接現象に対しても多くの示唆が与えられましたことに敬服いたします。

本研究に関して次の2点につき御質問と意見を申し上げます。

(1) 本モデルでは 700°C の温度以下の範囲を弾性体としての剛性をもたない領域としており、当然仮付け溶接部もアークの接近に伴ないこの作用下に入る計算とされておりと解釈しますが、いっぽう本論文中仮付け溶接部のヤング率を荷重 P_t によって急激に低下させるモデルを想定されたのは、 E, σ_y の温度変化を計算に入れる複雑さを避けられたためでしょうか。またはある P_t 以上になると実際に仮付け溶接の一部分にき裂が入りのど断面の減少による剛性の低下をモデル化されたと考えるべきでしょうか。

(2) 終端割れ発生の機構については貴説でよく理解できます。仮付けの溶断により、凝固直後の部分に付加される横変位が終端部付近で急増加する現象において、溶接金属が高温で、流動状態にあるときはもちろんき裂とならず、またかなり温度が低下し剛性が大きくなればまた塑性的に変形してき裂とならず、結局ある温度範囲における金属状態において引裂力に耐えられぬ脆弱な範囲が存在するものと思います。それではこのき裂の発生については変位の時間的な変化と変位量の両方が効くものと推定いたしますが、どちらがどのように優位に働くのでしょうか。

また終端部を油圧ジャッキで拘束するか、裏波となら

ない拘束溶接を終端に予め行なう方法において終端部 $1 \sim 2\text{ m}$ というような範囲に極めて密な仮付け溶接(極端には連続仮付け溶接)を施すと、仮付けは急溶断せず、徐々に溶断することになるから、き裂防止の補助手段として有効のように思いますがいかがでしょうか。

野本 敏 治(東京大学)

ご承知のように溶接中の過渡的応力、ひずみを測定することは非常に困難に出会います。数百度にも達する高温領域では通常のストレインゲージで簡単にひずみを測定することはできません。そこで本報のようなモデル計算もある程度重要性をもってくるものと思われます。しかし材料定数の温度依存性などすべてを考慮した解析では、計算に莫大な時間と費用がかなり実用的でなくなります。

そこで本計算ではすべて弾性計算を用いましたが、仮付けの降伏については本文 Fig. 4 に示しました実験を行ないました。これは単に仮付けした板の引張試験をしたものであり、仮付けの温度は室温です。したがって仮付けの温度上による剛性の低下はこの中には入っておらず、単に仮付けの引張特性をモデル化したものです。

第2点の変位速度と変位量については次のように考えております。終端割れは溶接終端部付近の溶接金属に生ずる縦割れです。したがって溶接金属が凝固して後に割れが起るものとするならば、溶接金属の凝固後の変位の大きさが重要であり、それ以前の変位量には余り関係ないものと思われます。では凝固後の変位の大きさに一番大きな影響をおよぼすのはなにかと考えますと、アーク前方の仮付けが溶融された際に発生する変位量であると考えられます。ところでこの変位量はアークが仮付けを融かす速度でありますから変位速度が大きいという程ではないようです。したがって凝固後の変位量の方がより優位に割れに効くものと考えております。この件につきましては Trans Varenstraint Test の結果からより確実な情報が得られることを期待しております。

第3点のシーリングビード法については実際の現場で用いられており実用的な方法の一つであると考えられます。しかしなが力学観点から次の見方ができます。シーリングビードが置かれているというのは、ちょうどスリット型拘束試験片の溶接終端部に似ております。溶接長の長いスリット型拘束が大きいいため、高温割れではなく、冷温割れの危険があるように思われます。本論と同様の数値計算を大きなタブ板付試験片について行なったところ上記のような結果がでてきておりますのでここで報告させて戴きました。

(IIW Doc.-573-70)