溶接残留応力・溶接変形におよぼす相変態の影響*

佐藤 邦彦** 寺崎 俊夫**

Effect of Transformation Expansion on Welding Residual Stresses Distributions and Welding Deformations*

by Kunihiro Satoh** and Toshio Terasaki**

In previous papers, we have shown that welding residual stresses distributions and welding deformations were determined by thermo-elasto-plastic parameters. But the effect of transformation expansion on residual stresses and welding deformations is not clear. In the present paper, we deal with the effect of transformation expansion on residual stress distributions and welding deformations.

Main conclusions obtained are as follows:

- (1) Transformation expansion has effects upon residual stresses distributions, but does not have effects upon welding deformations.
- (2) Differences of welding deformations between mild steel and high strength steels depend on their yield strength.
- (3) Preheat temperature influence considerably residual stresses distributions of high strength steels, when yield strength σ_Y is greater than or equal to $0.252 (\theta_f - \theta_{av})$.
- (4) Conventional formulae are presented for calculating residual stresses distributions and welding deformations of high strength steels.

1. 緒 言

著者らは前報^{1,2)}において溶接残留応力・溶接変形におよぼす溶接諸条件の影響を取り扱い、熱弾塑性パラメータを用いると残留応力・溶接変形が系統的に整理できることを明らかにしてきた。しかし、前報で取り扱った材料は相変態のない材料 (Al 合金, オーステナイト系ステンレス鋼) や相変態が残留応力・溶接変形に影響しないと考えられる材料 (軟鋼) であり、相変態が残留応力・溶接変形に影響すると考えられる材料 (例えば高張力鋼) は取り扱っていない。そこで、本論文では溶接構造用材料としての使用が増加してきた高張力鋼や 9%Ni 鋼を対象として相変態が溶接残留応力・溶接変形におよぼす影響を定量的に評価することを試みた。

本論文は最初に溶接残留応力におよぼす相変態の影響を実験と熱弾塑性解析により取り扱い、変態温度や予熱温度が残留応力におよぼす影響を検討した。そして、相変態が残留応力におよぼす影響を定量的に評価することを試みた。

次に高張力鋼 HT80 と 9%Ni 鋼を用いて bead-on-plate test (以後「ビード溶着」と呼ぶ) を行ない、前

報²⁾の軟鋼の実験値と比較検討することにより、相変態が溶接変形におよぼす影響を調べた。そして、高張力鋼や 9%Ni 鋼の溶接変形を求める略算式を導いた。

2. 実 験

Table 1 に示す組成、機械的性質をもつ高張力鋼 HT 80 (以後、「HT 80」と呼ぶ)、9%Ni 鋼を用いて、残留応力・溶接変形の実験を行なった。

残留応力分布の実験は板の長さ 450 mm、板幅 150 mm、板厚 12 mm の HT 80 の試験片 2 枚を用い、GMAW を使用して、電流 420~450 A、電圧 25 V、溶接速度 25 cm/min. の溶接条件で V グループ単層溶接で行なった。溶接線方向の残留応力 σ_x を求めるには前報¹⁾と同様に溶接後の完全冷却した板にコンタクトボールを打ち込み、pfender ひずみ計 (1/1000 mm) により求めた切断前後のひずみに縦弾性係数をかけるという単純な方法によった。

ビード溶着による溶接変形の実験は Table 2 に示すように板の長さ 200 mm、板幅 200 mm と一定で、板厚入熱を種々変化させて行なった。溶接は HT 80 に GMAW を使用し、9%Ni 鋼に GTAW を使用した。横収縮の測定は pfender ひずみ計を使用し、横曲り変形の測定は dial gauge (1/100 mm) を使用して、前

*原稿受付 昭和50年12月16日(昭和51年度春季全国大会にて発表)

**正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering
Osaka University

Table 1 Chemical compositions and Mechanical properties.

HT80												Y.S.	T.S.	R.A.
Chemical composition(%)												(kg/mm ²)	(kg/mm ²)	(%)
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	B					
0.12	0.28	0.90	0.008	0.007	0.02	0.67	0.15	0.34	0.0009			80.3	85.3	67.9

9%Ni steel												Y.S.	T.S.	R.A.
Chemical composition(%)												(kg/mm ²)	(kg/mm ²)	(%)
C	Si	Mn	P	S	Ni									
0.09	0.26	0.58	0.006	0.006	8.72	63.7						80.5	75.2	

T.S.: Tensile strength
Y.S.: Yield strength
R.A.: Reduction of area

Table 2 Experimental Conditions.

Material	Length L(mm)	Width W(mm)	Thickness h(mm)	Welding Process (Thermal Efficiency)	Heat Input Q(cal/cm)
High strength steel (HT 80)	200	200	6~12	GMAW (0.7)	1400~7000
9% Ni steel	200	200	6~13	GTAW (0.65)	500~4000

Table 3 Physical and Mechanical properties.

	HT80	9%Ni steel
c(cal/°C·g)	0.13	0.12
ρ(g/cm ³)	7.8	7.9
Eo(kg/mm ²)	21000	20500
σ _{yo} (kg/mm ²)	80	64
ε _{yo} (=σ _{yo} /Eo)	3.81×10 ⁻³	3.12×10 ⁻³
α _o (°C ⁻¹)	1.2×10 ⁻⁵	1.2×10 ⁻⁵
θ _M (°C)	830	830
θ _N (°C)	2.6	3.2

c: Specific heat
ρ: Density
Eo: Young's modulus at 0°C
σ_{yo}: Yield stress at 0°C
ε_{yo}: Yield strain at 0°C
θ_M: Temperature above which σ_y becomes zero.
α_o: Linear thermal expansion coefficient at 0°C

報²⁾と同様な方法で行なった。

残留応力・溶接変形の実験において、HT 80 の GMAW による溶接では心線として HT 80 用の MGS-80 (神鋼製品) を使用し、(Ar+2%O₂) の混合ガスを用いた。また、板の初期温度は 15~25°C の範囲であった。

実験結果を整理するために必要な材料定数を一括して Table 3 に示す。

3. 残留応力分布

3.1 相変態の影響

Fig. 1 は HT 80 における溶接線方向の残留応力分布の実験値と計算値を示している。計算結果は有限要素法熱弾塑性解析により Table 3 の材料定数を用いて求めている。破線は変態膨張ひずみ $\epsilon_r=0$ の条件で計算した結果であり、実線は後述の Table 4 を参考にして、冷却中の変態温度 $\theta_r=450^\circ\text{C}$ で、一度に変態膨張ひずみ $\epsilon_r=0.007$ が発生すると仮定して求めたもの

Fig. 1 Residual stress distribution in groove weld of high strength steel HT 80.

である。

実験結果と計算結果がほぼ一致していることにより、次のことがわかる。

- ① 引張応力の最大値が降伏応力 σ_{yo} よりかなり低い原因は冷却中の変態膨張にある (実線と破線の比較)。
- ② 相変態は引張応力だけに影響を与えるのではなく、残留応力のバランスを保つために、圧縮応力にも影響を与える (実線と破線の比較により、引張応力の絶対値が低下した面積だけ、圧縮応力の絶対値も小さくなっていることがわかる)。

そこで、相変態が残留応力におよぼす影響について調べた。Table 4 は著者の一人が以前に求めた各種材料の冷却中の変態温度 θ_r の範囲と変態ひずみ ϵ_r である³⁾。Table 4 によると軟鋼を除いた材料の変態ひずみは約 0.7% とほぼ一定であり、変態温度 θ_r が材料とともに異なっていることがわかる。このことより相変態の影響は主として変態温度 θ_r にあると思われる。Fig. 2 は降伏応力 σ_y が 0°C で 80 kg/mm^2 、 830°C で零となる直線変化の降伏応力-温度の関係をもち、Table 3 の材料定数をもった材料 HT 80 を対象として、変態温度 θ_r が溶接部の応力 σ_o におよぼす効果を数値計算で調べたものである。解析にあたって、変態

Table 4 Range of Transformation Temperature and Transformation Strain of various Materials.

Steel	Transformation range during cooling (°C)	Transformation strain ϵ_r (%)
Mild steel	780 ~ 540	0.46
HT60	610 ~ 360	0.70
HT70	550 ~ 275	0.67
HT80	520 ~ 400	0.72
9%Ni steel	400 ~ 180	0.75

Fig. 2 Effect of transformation temperature on transient stress near the origin.

ひずみ $\epsilon_r = 0.007$ と一定にしている。図中の①は1次元熱弾塑性解析により求めた結果で、縦弾性係数 E 、線膨張係数 α の温度依存性は考慮していない、また、②は有限要素法熱弾塑性解析により求めた結果で、縦弾性係数 E 、線膨張係数 α の温度依存性は軟鋼の E 、 α を参考にして直線近似している^{4,5)}。①、②より変態温度 θ_r が低温になると応力 σ_0 は非常に小さくなること、および変態による応力低下の割合は②の FEM の方が①の1次元熱弾塑性解析より小さいが、冷却後の応力はほぼ一致していることがわかる。このことより、変態膨張が残留応力におよぼす影響を考察する場合、1次元熱弾塑性解析でおこなってもよいと考えられる。また、①の変態終了後の応力の上昇する傾きは縦弾性係数 E と線膨張係数 α を掛けた $E\alpha = 0.252 \text{ kg/mm}^2 \cdot ^\circ\text{C}$ にほぼ等しいことが応力の変化量と温度の変化量よりわかる(たとえば、 $\theta_r = 450^\circ\text{C}$ の場合、温度変化量 $(450 - 31)^\circ\text{C}$ に対して、応力変化量は $(64 - (-39)) \text{ kg/mm}^2$ であり、傾き $103/419 \approx 0.245$ となる)。したがって、変態終了後の応力変化は Fig. 3 の図中に示す両端固定棒に温度変化 $\theta_r \rightarrow \theta_i + T_{av}$ (θ_i は初期温度、 T_{av} は平均温度上昇)を与えたときの応力変化にほぼ等しい。

Fig. 3 は上記理論より両端固定棒の考えを導入して変態温度 θ_r と溶接部近傍の残留応力 σ_0^* ($=\sigma_0/\sigma_{Y0}$) の関係を Fig. 2 と同じ条件で解析したものである。実線は FEM 解析結果で、破線は変態終了後に圧縮降伏応力になっていることを考慮して (Fig. 2 の①参照)、両端固定棒の考えより求めたものである。Fig. 3 より、両端固定棒の考えで σ_0^* を評価してもよいと思われる。また、変態温度 θ_r は残留応力 σ_0^* に大きな影響を与えることがわかる。Fig. 4 は残留応力分布の立場から無限板と考えられる溶接条件¹⁾ $T_{av} = 31^\circ\text{C}$ に対して、

Fig. 3 Comparison of stress due to FEM and stress due to both-ends-fixed bar analogy.

Fig. 4 Effect of transformation temperature on residual stress distributions.

変態温度 θ_r が残留応力におよぼす影響を残留応力分布全体について示したものである。この図より次のことがわかる (Fig. 3 の図中の記号を参照)。

- ① 相変態の影響は変態温度 θ_r の低下とともに溶接部近傍の残留応力 σ_0^* に大きな影響を与えること。
- ② 変態膨張により引張応力が急激に低下する領域 y_1' は最高温度が A_1 点以上に上昇した領域 ($y < 9$) であり、 $y = 9$ で変態のない場合の残留応力 $\sigma_{1'}^*$ (実線) に急激にもどること。
- ③ 残留応力のバランスを保つために、溶接部近傍から離れた応力 σ_2^* にも影響を与えること。
- ④ 残留応力が零となる点 y_3 ($y = 117 \text{ mm}$) は変態膨張の影響を受けないこと。

3.2 予熱温度 (初期温度) の影響

Fig. 5 は変態ひずみ $\epsilon_r = 0.007$ 、変態温度 $\theta_r = 450^\circ\text{C}$ 、縦弾性係数 $E = 21000 \text{ kg/mm}^2$ 、線膨張係数 $\alpha = 1.2 \times 10^{-5} /^\circ\text{C}$ と一定で、予熱温度 θ_i と降伏応力 σ_{Y0} が変化したときの σ_0 の温度に対する過渡的变化を示している。降伏応力 $\sigma_{Y0} = 80 \text{ kg/mm}^2$ の場合、予熱温度 θ_i

Fig. 5 Effect of preheat temperature and yield strength on residual stress.

Fig. 6 Relation between preheat temperature and residual stress distributions.

が大きくなると残留応力 σ_0 が急激に低下すること、 $\sigma_{Y0} = 31 \text{ kg/mm}^2$ の場合、予熱温度 θ_i の変化は残留応力 σ_0 の変化に顕著にあらわれないことがわかる。以上の2つの降伏応力 σ_{Y0} の例より予熱温度 θ_i が残留応力 σ_0 におよぼす影響は降伏応力の温度依存性 $\sigma_Y(\theta)$ に対して

$$E\alpha(\theta_r - \theta_i + T_{av}) < \sigma_Y(\theta_i) \quad \dots\dots\dots(1)$$

のとき、すなわち $\sigma_0(\theta_i + T_{av})$ が降伏応力 $\sigma_Y(\theta_i + T_{av})$ より小さいときに顕著にあらわれ、

$$E\alpha(\theta_r - \theta_i + T_{av}) \geq \sigma_Y(\theta_i) \quad \dots\dots\dots(2)$$

のとき、すなわち $\sigma_0(\theta_i + T_{av})$ が降伏応力 $\sigma_Y(\theta_i + T_{av})$ に等しいときに効果が少ないことがわかる。

Fig. 6 は式(1)を満足する材料を対象として、予熱温度 θ_i が残留応力分布におよぼす影響を1次元熱弾塑性解析により調べたものである。図より、変態膨張があり、式(1)を満足する材料の場合、予熱温度 θ_i は引張残留応力分布に顕著な影響を与えることがわかる。

3.3 相変態を考慮した残留応力分布の略算式

3.1項、3.2項の結論を利用して、相変態のある材料の残留応力分布を求める略算式を導いた。実溶接継手の場合、平均温度上昇 T_{av} は低いので、残留応力の立場から無限板となる場合を対象としている。記号は前報¹⁾および Fig. 3 の図中の文字を使用している。

前報¹⁾によると相変態のない材料の残留応力分布は、次式で与えられる。

$$\begin{cases} y_1 = 0.075 \alpha_0 Q / c \rho \varepsilon_{Y0} h & \begin{cases} \sigma_1^* = 1.1 \\ \sigma_2^* = -0.25 \\ \sigma_3^* = 0 \end{cases} \\ y_2 = 0.22 \alpha_0 Q / c \rho \varepsilon_{Y0} h \\ y_3 = 1.3 \alpha_0 Q / c \rho \varepsilon_{Y0} h \end{cases} \quad \dots\dots\dots(3)$$

相変態のある材料の応力 σ_0^* , σ_1^* , σ_2^* , 位置 y_1' は次の考えにより求まる。相変態を生じる領域は A_1 点以上に最高温度が上昇する点であり、 A_1 点の温度を θ_A とすると温度上昇の式より次式が導かれる。

$$y_1' = 0.242 Q / c \rho h (\theta_A - \theta_i) \quad \dots\dots\dots(4)$$

Fig. 2, 3, 5 より溶接部の残留応力 σ_0 は変態を開始する前は引張の降伏応力 $\sigma_Y(\theta_r)$ 上にあること、変態ひずみ ε_r による応力変化が1次元熱弾塑性解析で調べると $E\varepsilon_r$ であること、変態終了後の応力変化が3.1項より $E(\theta_r - \theta_i - T_{av})$ であることより次式が得られる。

$$\begin{cases} E\varepsilon_r < 2\sigma_Y(\theta_r) & \sigma_0 = \sigma_Y(\theta_r) - E\varepsilon_r + E\alpha(\theta_r - \theta_i - T_{av}) \\ E\varepsilon_r \geq 2\sigma_Y(\theta_r) & \sigma_0 = -\sigma_Y(\theta_r) + E\alpha(\theta_r - \theta_i - T_{av}) \end{cases} \quad \dots\dots\dots(5)$$

応力 σ_1^* は3.1項と式(1)、式(4)より次式となる。

$$\begin{cases} y_1 \geq y_1' & \sigma_1^* = 1.1 \\ y_1 < y_1' & \sigma_1^* = 1.35(y_1' - y_1)/(y_1 - y_2) + 1.1 \end{cases} \quad \dots\dots\dots(6)$$

応力 σ_2^* は残留応力のバランスを満足するために次式となる。

$$\sigma_2^* = 2(1.1 - \sigma_0^*)y_1'/(y_3 - y_2) - 0.25 \quad \dots\dots\dots(7)$$

上式(3)~(7)より、相変態のある材料の残留応力分布は求まる。Table 5 は高張力鋼の残留応力分布を求

Table 5 Conventional formulae for calculating Residual Stress Distributions of High Strength Steels.

Residual stress (kg/mm ²)	Location (cm)
$E_r = 9.5 \times 10^4 (1 - \theta_r/830) \sigma_0$; $\sigma_0 = (1 - \theta_r/830) \sigma_0 + 0.252(\theta_r - \theta_i) - 21000 E_r$	$y_1' = 0.242 Q / h (723 - \theta_i)$
$E_r \geq 9.5 \times 10^4 (1 - \theta_r/830) \sigma_0$; $\sigma_0 = -(1 - \theta_r/830) \sigma_0 + 0.252(\theta_r - \theta_i)$	$y_2 = 5.5 \times 10^2 Q / h \sigma_0$
$y_1 \geq y_1'$; $\sigma_1 = 1.1 \sigma_0$	$y_3 = 0.33 Q / h \sigma_0$
$y_1 < y_1'$; $\sigma_1 = 1.35(\sigma_0 - \sigma_1)(y_1' - y_1) + 1.1 \sigma_0$	$y_1 = 0.02 Q / h \sigma_0$
$\sigma_2 = 2(1.1 \sigma_0 - \sigma_0^*) y_1' / (y_3 - y_2) - 0.25 \sigma_0$	

Note: Value of σ_0 is not more than $1.1 \sigma_0$

める略算式を示している。実溶接では平均温度上昇 T_{av} は小さいので, Table 5 では $T_{av} \approx 0$ としている。

Fig. 7 は著者の一人⁶⁾が以前に整理した降伏応力 σ_Y と σ_0 の関係の実験値と Table 4 の変態条件, Table 5 の略算式を使用して求めた計算曲線の幅とを示している。計算曲線の幅と実験値のパラツキ範囲がほぼ一致

Fig. 7 Comparison of calculated value and experimental data.

(a) Transverse shrinkage

(b) Angular distortion

Fig. 8 Welding deformations of mild steel, high strength steel and 9%Ni steel

していることより, 略算式 (3)~(7) または Table 5 が相変態と残留応力の関係をあらわした妥当な式と考えられる。

4. 溶接変形

4.1 高張力鋼の溶接変形と軟鋼の溶接変形の比較

Fig. 8 は高張力鋼 HT 80 と 9%Ni 鋼の溶接変形の試験値を入熱のパラメータ Q/h^2 で整理したものである²⁾。図中の破線は前報²⁾で示した GMAW による軟鋼の試験値より求めた実験曲線である。Fig. 8 より HT 80, 9%Ni 鋼の試験値は $Q/h^2 \leq 2000 \text{ cal/cm}^3$ の範囲で軟鋼の曲線よりも下にあるが, $Q/h^2 > 2000 \text{ cal/cm}^3$ の範囲では軟鋼の曲線に急速に近付き, Q/h^2 が大きくなると軟鋼の曲線上に載っていることがわかる。また, $Q/h^2 \leq 2500 \text{ cal/cm}^3$ の範囲では 9%Ni 鋼の試験値は HT 80 の試験値より高く, $Q/h^2 > 2500 \text{ cal/cm}^3$ の範囲では大差ないことがわかる。

軟鋼と HT 80, 9%Ni 鋼の溶接変形が異なる原因として次の2点が考えられる。

- ① 降伏応力が軟鋼で 31 kg/mm^2 , HT 80 で 80 kg/mm^2 , 9%Ni 鋼で 64 kg/mm^2 と異なっていること。
- ② 相変態が溶接変形によぼす影響が軟鋼, 高張力鋼, 9%Ni 鋼で異なること。

まず, 降伏応力 σ_Y の影響を調べる。降伏応力 σ_Y が大きくなると同一境界条件の場合, 同じ入熱 Q/h^2 に対して一般に塑性ひずみ発生領域は小さくなる。(たとえば, 両端固定棒モデルで塑性ひずみを考えた場合, 弾性ひずみ ϵ_e , 塑性ひずみ ϵ_p , 熱膨張ひずみ ϵ_T の間には $\epsilon_e + \epsilon_p + \epsilon_T = 0$ の関係がある。この式において, 降伏応力 σ_Y が大きくなると ϵ_e は大きくなり, ϵ_p が発生するのに必要な熱膨張ひずみ $\epsilon_T = \alpha\theta$ は大きくなり, θ は大きくなる。温度 θ が大きくなると最高温度 θ_p ($\alpha\theta_p = -\epsilon_e$) の領域は小さくなる)。そこで, 残留塑性ひずみによぼす降伏応力 σ_Y の効果を考慮した次の仮定を設け, 降伏応力 σ_Y が溶接変形によぼす影響を調べた。

- ① 熱源近傍の最高温度は半無限板の表面に瞬間線熱源を与えたときの熱伝導で決まると仮定する。

- ② 残留塑性ひずみ ϵ_{pr} は板厚方向 y の関数で次式のように与えられると仮定する (Fig. 9(a) の図中参照)。

$$\epsilon_{pr}(x) = -\alpha(\theta_M - \theta_p) \cdot b_y/b$$

ただし, b_y : $y=y$ における θ_p 等温度曲線の半幅

b : $y=0$ における θ_p 等温度曲線の半幅

- ③ 溶接変形は Fig. 9 (a) の図中に示す短冊 ABCD の変形で決まると仮定する。

以上の仮定のもとに溶接変形を求めると次式が得られ

(a) Transverse shrinkage

(b) Angular distortion

Fig. 9 Effect of yield strength on welding deformations

る。

$$\begin{aligned}
 B \leq 1 \quad S/h &= \pi \alpha (\theta_M - \theta_p) B^2 / 4 \\
 \delta &= \alpha (\theta_M - \theta_p) (3\pi B^2 / 4 - 2B^3) \\
 B > 1 \quad S/h &= 0.5 \alpha (\theta_M - \theta_p) \{ \sqrt{B^2 - 1} \\
 &\quad + B^2 \sin^{-1}(1/B) \} \\
 \delta &= \alpha (\theta_M - \theta_p) \{ 2(B^2 - 1)^{3/2} - 2B^3 \\
 &\quad + 1.5 \sqrt{B^2 - 1} + 1.5 B^2 \sin^{-1}(1/B) \} \\
 &\dots\dots\dots (8)
 \end{aligned}$$

ただし、 $B = b/h$ h : 板厚

Fig. 9 は式(8)を用いて降伏応力 σ_Y が溶接変形におよぼす影響を調べたものである。Fig. 9(a)の横収縮には熱源直下の板厚裏面の最高温度が降伏応力が零となる温度 θ_M 以上になると熱膨張量がすべて横収縮になるという事実 ($S/h = 1.2 \times 10^{-5} Q/h^2$) をつけ加えている^{2,3,7)}。Fig. 9より入熱のパラメータ Q/h^2 が小さい場合、横収縮・横曲り変形は θ_p が2倍 (σ_Y が2倍と同じことになる) になると約半分に減少していること、 Q/h^2 が大きい場合、横収縮・横曲り変形は θ_p の影響を受けにくいことがわかる。このことは定性的に

は次のように考えられる。入熱 Q/h^2 が小さい場合、Fig. 9(a)の図中に示す溶接変形を支配する矩形領域 ABCD において、 θ_p 等温度曲線は矩形領域内にあり、溶接変形に θ_p (すなわち σ_Y) が寄与する割合が大きくなる。しかし、入熱 Q/h^2 が大きい場合、 θ_p 等温度線の半径 b は板厚 h よりも大きくなり、 θ_p 等温度線は板厚 h 内では y 軸に平行な線に近くなって横曲り変形に θ_p が寄与する割合が小さくなること、降伏応力が零となる温度 θ_M の等温度線が矩形領域内を占めるようになることの2つの理由により溶接変形は θ_p (すなわち σ_Y) よりむしろ θ_M の影響を受けるようになり、降伏応力 σ_Y が異なっても一本の曲線に載るようになる。

次に、相変態の影響について考える。Fig. 8によると入熱のパラメータ Q/h^2 が小さい場合 HT 80 と 9%Ni 鋼の実験値を比較すると相変態の影響が大きいと考えられる。9%Ni 鋼の実験値の方が HT 80 の実験値よりもむしろ上にきており、相変態では実験値は説明できない。また、 $Q/h^2 \geq 2500 \text{ cal/cm}^3$ では軟鋼、HT 80、9%Ni 鋼の実験値はほぼ一致しており、相変態の影響はないことがわかる。Fig. 8において HT 80、9%Ni 鋼の曲線は $Q/h^2 \leq 1500 \text{ cal/cm}^3$ の範囲で、軟鋼の実験曲線 δ_{Mild} 、 $(S/h)_{\text{Mild}}$ に降伏応力比を掛けて求めたものである。実験値と曲線がほぼ一致していることより、 $Q/h^2 \leq 1500 \text{ cal/cm}^3$ の範囲でも降伏応力の相違で溶接変形の実験値は説明でき、相変態は考えなくてもよいと思われる。

相変態が溶接変形に寄与する割合が小さいことは定性的には次のように考えられる。溶接変形と結びつく見かけのひずみ ϵ は残留応力と結びつく ϵ_e 、それに塑性ひずみ ϵ_p 、熱膨張ひずみ ϵ_T 、変態ひずみ ϵ_r の和で与えられる。

$$\epsilon = \epsilon_e + \epsilon_p + \epsilon_T + \epsilon_r$$

上式において、拘束が大きくて見かけのひずみ ϵ が変化しにくい場合、変態ひずみ ϵ_r は弾性ひずみ ϵ_e と塑性ひずみ ϵ_p に吸収される。したがって、溶接長が 200 mm と長く拘束が大きいと考えられる場合、変態ひずみ ϵ_r は見かけのひずみ ϵ に影響を与えず残留応力 (すなわち、残留弾性ひずみ ϵ_e) に影響を与えられられる。

4.2 溶接変形の略算式

4.1項で明きらになった事実と Fig. 8より高張力鋼と 9%Ni 鋼の溶接変形の略算式を求め Table 6に示した。

Table 6と前報⁷⁾の多層溶接の溶接変形を求める手法を用いると高張力鋼、9%Ni 鋼の多層溶接での溶接変形が求められる。

Table 6 Conventional formulae for calculating Welding Deformations.

Material	Condition	Angular distortion	Transverse shrinkage
High strength steel or 9%Ni steel	$Q/h^2 \leq 1500$	$\delta = 1.8 \times 10^{-3} Q/h^2 \sigma_0$	$S = 1.5 \times 10^{-4} Q/h \sigma_0$
	$1500 \leq Q/h^2 \leq 2500$	$\delta = (0.12 - 2.7/\sigma_0) Q/h^2 \times 10^{-3} + 0.68/\sigma_0 - 0.018$	$S/h = (0.175 - 2.25/\sigma_0) Q/h^2 \times 10^{-4} + 0.56/\sigma_0 - 0.026$
	$2500 \leq Q/h^2 \leq 5000$ $Q/h^2 \geq 5000$	$\delta = -2.4 \times 10^{-6} Q/h^2 + 0.021$	$S/h = 1.9 \times 10^{-5} Q/h^2 - 0.035$ $S = 1.2 \times 10^{-5} Q/h$

(a) Mild steel

(b) High strength steel HT80

Fig. 10 Angular distortion of fillet welded joint

Fig. 10 はすみ肉溶接継手の溶接変形にビード溶着の溶接変形の略算式を適用した理論曲線と実験値を示している。Fig. 10(b)は明石⁹⁾のHT80の実験値であり、理論曲線と実験値がほぼ一致していることよりやはり相変態の影響は溶接変形にあらわれていないように思われる。なお、Fig. 10において入熱のパラメータ Q/h^2 が大きい範囲で実験値が理論曲線よりも上にでているのは垂直板と水平板が溶着金属を通して引張り合う量を考え

ていないからであると思われる。理論計算は Fig. 10(a)の図中に示すようにビード溶着の略算式において入熱 Q のかわりに $2Q/3$ を与え(一回の溶接につき入熱 Q が水平板上に heat flux より $2Q/3$ 与えられると考える、溶接が2回行なわれることを考慮して、入熱 $2Q/3$ を与えたときの溶接変形を2倍して求めた。

5. 結 論

本論文で得られた結論を要約すると次の通りである。

- (1) 冷却中の相変態は残留応力の引張応力に大きな影響を与え、残留応力のバランスを保つために圧縮応力にも影響を与える。
- (2) 相変態が残留応力におよぼす影響は変態温度 θ_r によって大きく異なる。
- (3) 予熱温度 θ_i は降伏応力 σ_{Y0} が大きい場合、残留応力に大きな影響を与える(式(1)参照)。
- (4) 相変態が残留応力におよぼす影響を評価した略算式を導いた(式(3)~(7)または Table 5 参照)。
- (5) 相変態は溶接長が 200 mm と長く、拘束が大きいと考えられる場合には溶接変形に影響をあまり与えない(Fig. 8 参照)。
- (6) 高張力鋼の溶接変形は降伏応力 σ_{Y0} の影響を受けることを実験と計算により示した(Fig. 8, Fig. 9 参照)。
- そして、高張力鋼の溶接変形を求める略算式を導いた(Table 6 参照)。
- (7) T型すみ肉継手の溶接変形をビード溶着の溶接変形の略算式より求める方法を示し、実験値とほぼ一致することを示した(Fig. 10 参照)。

終りに、本研究における使用材料の相変態曲線の実験にご助力いただいた住友金属中央研究所に厚くお礼を申し上げる。

参 考 文 献

- 1) 佐藤邦彦, 寺崎俊夫: 構造用材料の溶接残留応力におよぼす溶接諸条件の影響, 本誌, Vol. 45 (1976), 第2号 pp. 150~156
- 2) 佐藤邦彦, 寺崎俊夫: 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, Vol. 45 (1976), 第4号 pp. 302~308
- 3) 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3報), 本誌, 第35巻(1966), 第6号, p. 413~p. 420
- 4) Lambert Tall: Residual Stresses in Welded Plates—A Theoretical Study, W.J., Vol. 43 (1964), No. 1, 10s~23s
- 5) Wilbur M. Wilson and Chao-Chien Hao: Residual Stresses in Welded Structures, W.J., Vol. 26 (1947), No. 5, 295s~320s
- 6) 佐藤邦彦, 松井繁明, 町田 隆: 高張力鋼溶接部における熱応力発生過程と残留応力, 本誌, Vol. 35 (1966), 第9号, p. 780~p. 789
- 7) 佐藤邦彦, 寺崎俊夫: 多層溶接の溶接変形におよぼす溶接諸条件の影響, 本誌, Vol. 45 (1976), 第6号
- 8) 明石重雄, 夏目光寿: 軟鋼および各種高張力鋼のすみ肉溶接による角変形とそのきょう正について, WD委員会資料, 1975年, WD-15-75